



Untersuchung der Auswirkung einer Weichen Zone auf die Festigkeitseigenschaften von hochfesten Schweißverbindungen

Dissertation

vorgelegt an der

Technischen Universität Graz

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Technischen Wissenschaften

(Dr. techn.)

von

Dipl. Ing. Wilhelm Michael Maurer

durchgeführt am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik

Technische Universität Graz

Vorstand: Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Christof Sommitsch

Betreuung: Assoc. Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Norbert Enzinger

Linz, am 01.07.2014

Kurzfassung

Bei der schweißtechnischen Verarbeitung kann es bei hochfesten Feinkornbaustählen im Zuge der Wärmeeinbringung zu einer lokalen Erweichung in der Wärmeeinflusszone kommen, was unter Umständen die Tragfähigkeit der Verbindung beeinflussen kann. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird das Thema der lokalen Erweichung in der Wärmeeinflusszone (Weiche Zone) behandelt. Der Schwerpunkt liegt dabei auf der makroskopischen Betrachtung in Form der mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung. Um den Einfluss dieser lokalen Erweichung auf die quasi-statische und die zyklische Festigkeit der Schweißverbindung abschätzen zu können, kamen numerische Methoden, physikalische Wärmeeinflusszonensimulationen und praktische Schweißversuche zum Einsatz. Mit Hilfe der numerischen Simulation ist eine getrennte (entkoppelte) Betrachtung der potentiell festigkeitswirksamen Faktoren (Breite der Weichen Zone, Festigkeitsniveau der Weichen Zone, Schweißgutfestigkeit, Schweißgutflankenwinkel) der Verbindung möglich, was eine Bewertung nach deren Größe der Beeinflussung erlaubt. Durch eine gesteuerte physikalische Wärmeeinflusszonensimulation konnte eine definierte Erweichung erzielt werden, wodurch eine Untersuchung der Auswirkung auf die Verbindungsfestigkeit ohne etwaige Ungängen (Poren, Bindefehler ...) durch den Schweißprozess ermöglicht wurde. Die praktischen Schweißversuche dienten zusätzlich zur Verifizierung der Ergebnisse, wobei die angesprochenen Einflussfaktoren, wie Schweißzusatzwerkstoff, die Schweißparameter und die Kantenanarbeitung, variiert wurden.

Abstract

The heat input of welding processes may lead to a softening in the heat affected zone nearby the weld seam. This local softening was regarded within the framework of this work with the focus on the macroscopic impact on the mechanical properties of the welded joints. Numerical methods, physical heat affected zone simulation and practical welding experiments were used to determine the influence of a soft heat affected zone on the quasi-static and fatigue strength.

The isolated as well as combined impacts of different geometrical and material parameters were investigated and quantified by means of finite element analysis and multiple linear regression methods. An advanced physical heat affected zone simulation afforded to study soft zones with different extensions the without possible weld defects (lack of fusion, porosities ...). Practical welding experiments with varied welding parameters, filler metals and weld geometries were used to verify the numerical results.

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

Statutory Declaration

I declare that I have authored this thesis independently, that I have not used other than the declared sources / resources, and that I have explicitly marked all sources which has been quoted either literally or by content from the used sources.

Linz, am 01.07.2014

Wilhelm Maurer

Inhalt

Abkürzungsverzeichnis.....	VIII
1 Einleitung.....	1
2 Literatur.....	3
2.1 Auswirkung der Wärmeeinbringung in Form des Schweißens auf den Grundwerkstoff	3
2.1.1 Temperaturfeld beim Schweißprozess	3
2.1.2 Die Wärmeeinflusszone	5
2.1.3 Anwendbarkeit von ZTU-Schaubildern auf Schweißprozesse	8
2.1.4 Die Erweichung der WEZ.....	9
2.1.5 Mikrostrukturelle Betrachtung der Erweichung.....	12
2.2 Wechselwirkung zwischen Weicher Zone und mechanischer Beanspruchung am Bauteil ...	13
2.2.1 Quasi-statische Eigenschaften unter Zugbelastung quer zur Weichen Zone	14
2.2.2 Quasi-statische Eigenschaften unter Zugbelastung längs zur Weichen Zone	24
2.2.3 Schubfestigkeit	25
2.2.4 Schwingfestigkeit.....	26
2.3 Iterative und inverse Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der WEZ	27
2.4 Numerische Schweißsimulation	28
2.4.1 Grundlagen der Kontinuumsmechanik	29
2.4.2 Temperaturfeld.....	36
2.4.3 Gefügeumwandlung.....	36
2.4.4 Strukturmechanik bei der numerischen Schweißsimulation	37
2.5 Schwingfestigkeit.....	39
2.5.1 Einflüsse	40
2.5.2 Schädigung bei der Ermüdung.....	50
3 Experiment	54
3.1 Grundwerkstoff	54
3.2 Schweißversuche	55
3.2.1 Schweißzusätze.....	55
3.2.2 Schweißparameter und Nahtvorbereitung	55
3.3 Physikalische WEZ-Simulation.....	59
3.3.1 WEZ-Simulator	59

3.3.2	Versuchsplanung	60
3.4	Untersuchungsmethoden	63
3.4.1	Metallographie und Härteprüfung	63
3.4.2	Quasi-statische Zugprüfung.....	64
3.4.3	Prüfanlagen	65
3.4.4	Sonderprobenformen	65
3.5	Schwingversuche	66
3.5.1	Prüfanlage und Prüfung	66
3.5.2	Probenform	66
4	Numerische Simulation	68
4.1	FE-Modelle für quasi-statische Beanspruchung.....	68
4.1.1	Verifikation mit Realschweißungen	68
4.1.2	Matching-Untersuchung	70
4.1.3	Nahtform-Untersuchung.....	72
4.1.4	Parameterstudie der Einflussgrößen	72
4.1.5	WEZ-Simulation mit lokalisierter Erweichung.....	74
4.1.6	Eingabeparameter für die mechanische FE-Simulation.....	76
4.2	FE-Modell für zyklische Beanspruchung	76
4.2.1	Schweißstruktursimulation	77
4.2.2	Freischneiden der WEZ-Simulatorproben.....	81
4.2.3	Kombiniertes Verfestigungsverhalten	82
4.2.4	Lebensdauerabschätzung.....	82
5	Ergebnisse und Diskussion.....	84
5.1	Einlagige Schweißversuche	84
5.1.1	Metallographie und Härte.....	84
5.1.2	Quasi-statische Zugprüfung quer zur Schweißnaht.....	90
5.1.3	Quasi-statische Zugprüfung des Schweißgutes längs der Schweißnaht	97
5.2	Mehrlagige Schweißversuche	100
5.2.1	Metallographie und Härte.....	100
5.2.2	Quasi-statische Zugprüfung quer zur Schweißnaht.....	107
5.3	Vergleich zwischen einlagigen und mehrlagigen Schweißverbindungen	112
5.4	Homogene physikalische WEZ-Simulation.....	113
5.4.1	Metallographie und Härte.....	113
5.4.2	Quasi-statische Zugprüfung.....	121
5.4.3	Fließkurven.....	131

5.5	Heterogene physikalische WEZ-Simulation	134
5.5.1	Quasi-statische Zugprüfung.....	134
5.5.2	Schwingversuche	137
5.6	Numerische Simulation.....	149
5.6.1	Validierung mit den Ergebnissen aus den Realschweißversuchen	149
5.6.2	Lokalisierte Erweichung	151
5.6.3	Vergleich FE-Simulation mit lokalisiert erweichten WEZ-Simulatorproben.....	159
5.6.4	Variation der Einflussfaktoren.....	161
5.6.5	Statistische Auswertung der Parameterstudie.....	165
5.6.6	Vergleich des Regressionsmodelles mit realen Schweißungen und Literaturstellen ..	170
5.6.7	Matching-Untersuchung	171
5.6.8	Nahtform-Untersuchung.....	184
5.6.9	Bestimmung des Einflusses der Eigenspannungen auf die Schwingfestigkeit	187
6	Zusammenfassung	193
7	Literaturverzeichnis.....	196
8	Abbildungsverzeichnis.....	204
9	Tabellenverzeichnis.....	213

Anhang A	Einlagige Schweißversuche
Anhang B	Mehrlagige Schweißversuche
Anhang C	Homogene physikalische WEZ-Simulation

Abkürzungsverzeichnis

Zeichen	Einheit	Bedeutung
A	[°]	Schweißgutflankenwinkel
A	[mm ²]	Fläche
A ₀	[mm ²]	Bezugsfläche
A ₁	[°C]	Umwandlungstemperatur am Beginn der Austenitisierung
A ₃	[°C]	Umwandlungstemperatur bei vollständiger der Austenitisierung
a	[mm]	Einschnürung
a	[-]	Fehlergröße
a ₀	[-]	charakteristische Fehlergröße
B	[mm]	Breite
B	[mm]	Kopfbreite
B _{Rest}	[mm]	Restnutbreite
B _{SG}	[mm]	absolute SG Breite
B _{WZ}	[mm]	absolute WZ-Breite
b	[mm]	Prüfbreite
C	[-]	Konstante
C	[-]	Materialkonstante
C	[MPa]	Elastizitätsmatrix
C _{elpl}	[MPa]	elasto-plastische Stoffmatrix
c	[J/kgK]	spezifische Wärmekapazität
D	[mm]	Durchmesser
D	[mm]	Korndurchmesser
\dot{D}	[mm]	zeitliche Veränderung des Korndurchmessers
D	[-]	Schädigung
D	[-]	Differenzialoperatorenmatrix
D ₀	[mm]	Ausgangsdurchmesser
E	[MPa]	E-Modul
E _{elpl}	[MPa]	elasto-plastischer Stoffmodul
e	[-]	Nenndehnung
F	[-]	Fließbedingung
F	[N]	Belastung (Kraft)
f _{W,σ}	[-]	Umrechnungsfaktor für Normalspannungen
H _{GW}	[HV]	Vickers-Härte des Grundwerkstoffes
H _{SG}	[HV]	Vickers-Härte des Schweißgutes
H _{WZ}	[HV]	Vickers-Härte der Weichen Zone
K	[-]	Koeffizient für Umwandlungsplastizität
K _D	[-]	werkstoffabhängiger Exponent
K _f	[-]	Kerbwirkungszahl
K _t	[-]	Kerbformzahl
K _{tσ}	[-]	elasto-plastische Spannungsformzahl
K _{tε}	[-]	elasto-plastische Dehnungsformzahl
k	[-]	Steigung der Zeitfestigkeitsgeraden
L	[mm]	Länge
L ₀	[mm]	Messlänge
M	[-]	Mittelspannungsempfindlichkeit
M _E	[-]	Eigenspannungsempfindlichkeit
m	[-]	Materialexponent
m	[-]	Faktor für Verhältnis von Grundwerkstoff zu Weiche Zone
N	[-]	Anzahl der Lastwechsel
N _D	[-]	Lastwechselanzahl der Dauerfestigkeit
N _B	[-]	Lastwechselanzahl bis Bruch
N _i	[-]	Versagensspielzahl der Wöhler-Linie
n _i	[-]	Schwingspielhäufigkeit der Kollektivstufe
n _χ	[-]	Stützziffer

P_i	[-]	Phasenanteil der Phase i
$P_{eq,i}$	[-]	Phasenanteil der Phase i im Gleichgewicht
\dot{P}_i	[-]	Zeitliche Veränderung des Phasenanteiles der Phase i
$P_{\bar{U}}$	[-]	Überlebenswahrscheinlichkeit
p_i	[N/mm ³]	äußere Beanspruchung
Q_V	[J/mm ³]	Wärmeenergie pro Volumeneinheit
q	[-]	plastischer Stützfaktor
R	[mm]	Randfaserradius
R	[-]	Spannungsverhältnis
R_{eH}	[MPa]	obere Streckgrenze
R_{eL}	[MPa]	untere Streckgrenze
R_m	[MPa]	Zugfestigkeit
R_{mGW}	[MPa]	Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes
R_{mVB}	[MPa]	Zugfestigkeit der Verbindung
R_{mWZ}	[MPa]	Zugfestigkeit der Weichen Zone
R_p	[MPa]	Fließgrenze
$R_{p0,2}$	[Mpa]	0,2 %-Dehngrenze
R_{pVB}	[MPa]	Fließgrenze der Verbindung
R_{pWZ}	[MPa]	Fließgrenze der Weichen Zone
R_t	[μ m]	maximale Rautiefe
R_z	[μ m]	gemittelte Rautiefe
S	[MPa]	Nennnormalspannung
S_a	[MPa]	Nennspannungsamplitude
S_{SG}	[-]	relative Schweißgutfestigkeit
S_{WZ}	[-]	relative WZ-Festigkeit
s_g	[mm]	Gleitschichtdicke
s_{ij}	[MPa]	deviatorischer Spannungstensor
T	[°C]	Temperatur
T_0	[°C]	Bezugstemperatur
T_{max}	[°C]	Spitzentemperatur
t	[mm]	Blechdicke
t	[s]	Zeit
$t_{8/5}$	[s]	Abkühlzeit zwischen 800 °C und 500 °C
V	[mm ³]	Volumen
V_0	[mm ³]	Bezugsvolumen
W	[-]	Weibull-Exponent
X_{SG}	[-]	relative SG-Breite
X_{WZ}	[-]	relative WZ-Breite
$X_{WZ\ddot{a}qu}$	[-]	äquivalente relative WZ-Breite
Z	[-]	Querschnittreduktion
α	[1/K]	temperaturabhängiger Wärmeausdehnungskoeffizient
α	[MPa]	Rückspannung „backstress“
γ	[-]	Gleitung
γ_{WZ}	[-]	Verfestigungsverhältnis der Weichen Zone
γ_r	[-]	Abminderungsfaktor
ϵ	[-]	Dehnung
ϵ	[%]	Dehnung über die Messlänge
ϵ_{SG}	[%]	Dehnung im Schweißgut
ϵ_{WZ}	[%]	Dehnung in der Weichen Zone
ϵ_{el}	[-]	elastische Dehnung
ϵ_{kr}	[-]	Kriechdehnung
ϵ_{pl}	[-]	plastische Dehnung
ϵ_{th}	[-]	thermische Dehnung
ϵ_{um}	[-]	umwandlungsbedingte Dehnung
ϵ_{ump}	[-]	plastische umwandlungsbedingte Dehnung

κ	[MPa]	innere Variable für die Verfestigung
λ	[-]	Konsistenzparameter
ν	[-]	Querkontraktion
ρ	[g/mm ³]	Dichte
σ	[MPa]	Normalspannung (örtliche)
σ_i	[MPa]	Normalspannung in i-Richtung
σ_0	[MPa]	Bezugsspannung
σ_D	[MPa]	Dauerfestigkeit
σ_{Dbw}	[MPa]	Dauerfestigkeit bei wechselnder Biegebeanspruchung
σ_{DzdW}	[MPa]	Dauerfestigkeit bei wechselnder Zug-/Druckbeanspruchung
σ_{Dr}	[MPa]	Dauerfestigkeit bei vorgegebener technischen Oberfläche
σ_V	[MPa]	Vergleichsspannung
σ_a	[MPa]	Spannungsamplitude
σ_{aD}	[MPa]	Spannungsamplitude der Dauerfestigkeit
σ_{eq}	[MPa]	Berechnete Fließspannung in Abhängigkeit des Phasenanteiles
σ_m	[MPa]	Mittelspannung
σ_{max}	[MPa]	Kerbspannungshöchstwert
$\hat{\sigma}$	[MPa]	wahre mittlere Spannung
τ	[MPa]	Schubspannung (örtliche)
χ	[1/mm]	bezogener Spannungsgradient
ω_{pl}	[J/mm ³]	spezifische plastische Arbeit

1 Einleitung

Moderne hochfeste Feinkornbaustähle weisen allgemein eine gute Schweißeignung auf, jedoch bedarf es bei deren schweißtechnischer Verarbeitung der Einhaltung diverser Vorschriften beziehungsweise Verarbeitungsfenster (Wärmeeinbringung etc.). Vonseiten der Verarbeiter dieser Werkstoffe wird eine Öffnung des Verarbeitungsfensters in Richtung höherer Wärmeeinbringung gefordert, um die Abschmelzleistung und somit die Wirtschaftlichkeit zu erhöhen. Diese Forderung steht in einer Wechselwirkung mit der Erweichung der Wärmeeinflusszone (WEZ) und übt einen Einfluss auf die Mikrostruktur und somit auch auf die mechanischen Eigenschaften in unmittelbarer Nähe zur Schweißnaht aus. Eine mögliche Erweichung in der Wärmeeinflusszone, die sogenannte Weiche Zone (WZ), führt in der schweißtechnischen Verarbeitung oft zu Diskussionen, da es infolge dieser zu einer lokal begrenzten Unterschreitung der Festigkeit im Vergleich zum Grundwerkstoff oder des Schweißgutes kommen kann. Jedoch stellt sich dabei die Frage, inwieweit dieser Effekt die globale Tragfähigkeit beziehungsweise die Festigkeit eines Bauteiles beeinflusst und ab welcher kritischen Größe mit einer negativen Beeinflussung des Bauteiles zu rechnen ist.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde für die angeführte Problemstellung ein thermomechanisch gewalzter Feinkornbaustahl S 700MC verwendet. Dieser Werkstoff wurde gewählt, da er unter gewissen Bedingungen eine begrenzte Erweichung in der WEZ aufweist und somit für die Untersuchung besonders geeignet ist. Es wurden reale Schweißversuche, physikalische WEZ-Simulationen und numerische Simulationen durchgeführt, mit deren Hilfe die mechanischen Kennwerte des quasi-statischen Zugversuches und des Schwingversuches bei einer lokalen Erweichung ermittelt wurden. Neben der Erweichung selbst wurden zusätzliche Parameter, wie zum Beispiel die Schweißgutfestigkeit und die Nahtform, variiert, um Interaktionen zwischen den jeweiligen Parametern und der Erweichung zu bestimmen und zu beurteilen. Dies diente der Identifikation von Maßnahmen, welche die Auswirkung einer lokalen Erweichung im Hinblick auf das Tragverhalten des Bauteiles reduzieren.

Im Vorfeld dieser Arbeit wurden bereits von Hochhauser (2009) in seiner Diplomarbeit eine Literaturstudie und praktische Schweißversuche zu diesem Thema durchgeführt. Die Literaturstudie gab dabei einen sehr guten Überblick über dieses Themengebiet, und mit den MAG-Schweißversuchen am gleichen Grundwerkstoff wurde eine gute Datenbasis für die Untersuchung geschaffen. Die Literaturrecherche ergab, dass die Problemstellung einer lokalen Erweichung und deren Auswirkung auf die Tragfähigkeit in der Vergangenheit sowohl mit experimentellen als auch mit numerischen Methoden bearbeitet wurden. Die Motivation der vorliegenden Arbeit lag in der Verifikation bekannter Erkenntnisse und in der Beseitigung in der Vergangenheit getroffener Vereinfachungen (oder Fehler) bei den Modellansätzen. Bei den numerischen Methoden wurde in der angeführten Literatur für die Darstellung der mechanischen Eigenschaften der WEZ auf eine Näherung durch ein Materialgesetz zurückgegriffen. Um die Genauigkeit der Modellansätze zu erhöhen, können die angewandten Materialgesetze durch reale Versuchsdaten aus einer physikalischen WEZ-Simulation ersetzt werden. Dieser Ansatz für die Erhöhung der Genauigkeit der numerischen Simulation wurde in der nachfolgenden Arbeit auch umgesetzt.

In der Literatur verwendete Gleichungen zur Abschätzung der Verbindungsfestigkeit mit Hilfe analytischer und numerischer Ansätze berücksichtigen zum Teil divergente Einflussgrößen oder vernachlässigen diese. Inwieweit sich diese Formeln auf eine reale MAG-Schweißverbindung übertragen lassen und welche davon die höchste Genauigkeit aufweist, soll ebenfalls in dieser Arbeit geklärt werden. In der Literatur gibt es eine Reihe von Grenzwerten für die Größe der Erweichung, bei Einhaltung derer mit keiner oder nur mit einer begrenzten Beeinflussung gerechnet werden kann. Diese zum Teil unterschiedlichen Grenzwerte werden in der vorliegenden Arbeit mit realen MAG-Schweißungen verglichen, um Rückschlüsse auf ihre Gültigkeit zu ziehen.

Eine gezielte Steuerung der Größe der Erweichung wurde in mehreren Publikationen mit Hilfe des Abbrennstumpfschweißens von Werkstoffen mit unterschiedlichen Festigkeitsklassen realisiert. Durch den Schweißprozess kann es zu Fehlern in den jeweiligen Fügezonen (Bindefehler) kommen, welche Erkenntnisse zum Einfluss der Erweichung selbst, insbesondere bei Schwinguntersuchungen, erschweren. In der Diplomarbeit von Maurer (2010) wurde der Einfluss einer lokalen Erweichung mit Hilfe hochenergetischer Schweißverfahren (Laser- und Elektronenstrahlschweißen) und einer physikalischen WEZ-Simulation untersucht. Die dabei entwickelte Methodik zur Generierung einer definierten Erweichung durch konduktive Erwärmung (physikalische WEZ-Simulation) wurde in dieser Arbeit übernommen. Der Vorteil dieser Methode liegt in der Möglichkeit, eine gezielte lokale Erweichung ohne die Durchführung eines Fügeprozesses zu erzeugen. Somit ist es möglich, den Einfluss der Erweichung zu bestimmen, ohne Gefahr zu laufen, dass die Ergebnisse durch Fehler in Form von Poren, Bindefehlern etc. verfälscht werden.

2 Literatur

In diesem Kapitel werden die Theorie zum Thema der Wärmeeinflusszone und die in der Literatur publizierten Erkenntnisse über den Einfluss der Weichen Zone auf die mechanischen Eigenschaften dargestellt und darüber hinaus die für die numerische Simulation wichtigen theoretischen Grundlagen angeführt sowie das Themengebiet der Schwingfestigkeit genauer erörtert.

2.1 Auswirkung der Wärmeeinbringung in Form des Schweißens auf den Grundwerkstoff

Bei den üblichen Schweißprozessen wird in den Grundwerkstoff Wärme eingebracht, um den Fügeprozess zu realisieren. Infolge dieser Wärmeerbringung (Gasflamme, Lichtbogen ...) wird der Werkstoff einem Aufheiz- und Abkühlzyklus unterworfen, wodurch es zu einer Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften kommt, welche insbesondere un- und niedriglegierte Stähle betrifft. Im Gegensatz zum Schmelzen eines Metalls im Lichtbogenofen treten beim Schweißprozess alle metallurgischen und thermischen Prozesse in einem räumlich wesentlich beschränkteren Umfeld und in einem kürzeren Zeitintervall auf (Dilthey, 2005 S. 43).

2.1.1 Temperaturfeld beim Schweißprozess

Infolge der Wärmeeinwirkung kommt es beim Schmelzschweißprozess zum Aufschmelzen des Grundwerkstoffes, wobei im Umfeld der Schweißnaht ein für den Schweißprozess charakteristisches Temperaturfeld entsteht. Durch die hohe Wärmeableitung des Metalls kommt es im benachbarten Grundwerkstoff zu einer exponentiellen Abnahme der Temperatur (Abbildung 2-1). Dieser Temperaturgradient ist dabei abhängig von der Leistungsdichte des Schweißprozesses, der Schweißgeschwindigkeit und von den physikalischen Eigenschaften des Grundwerkstoffes (Fahrenwaldt, et al., 2009 S. 180). In Abbildung 2-1 wurden zwei Verfahren mit unterschiedlichen Leistungsdichten gegenübergestellt. Dabei ist die flächenmäßige Ausbreitung des Temperaturfeldes beim Gasschmelzschweißen wesentlich größer als beim Lichtbogenhandschweißen. Die größere Wärmeerbringung beim Gasschmelzschweißen führt zu einer langsameren Abkühlung der Schweißverbindung und zu einer größeren räumlichen Ausbreitung der Isothermen im Umfeld der Wärmequelle. Dieser vom Temperaturfeld erfasste Bereich des Grundwerkstoffes wird als Wärmeeinflusszone (WEZ) bezeichnet und im nachstehenden Kapitel 2.1.2 genauer erörtert.

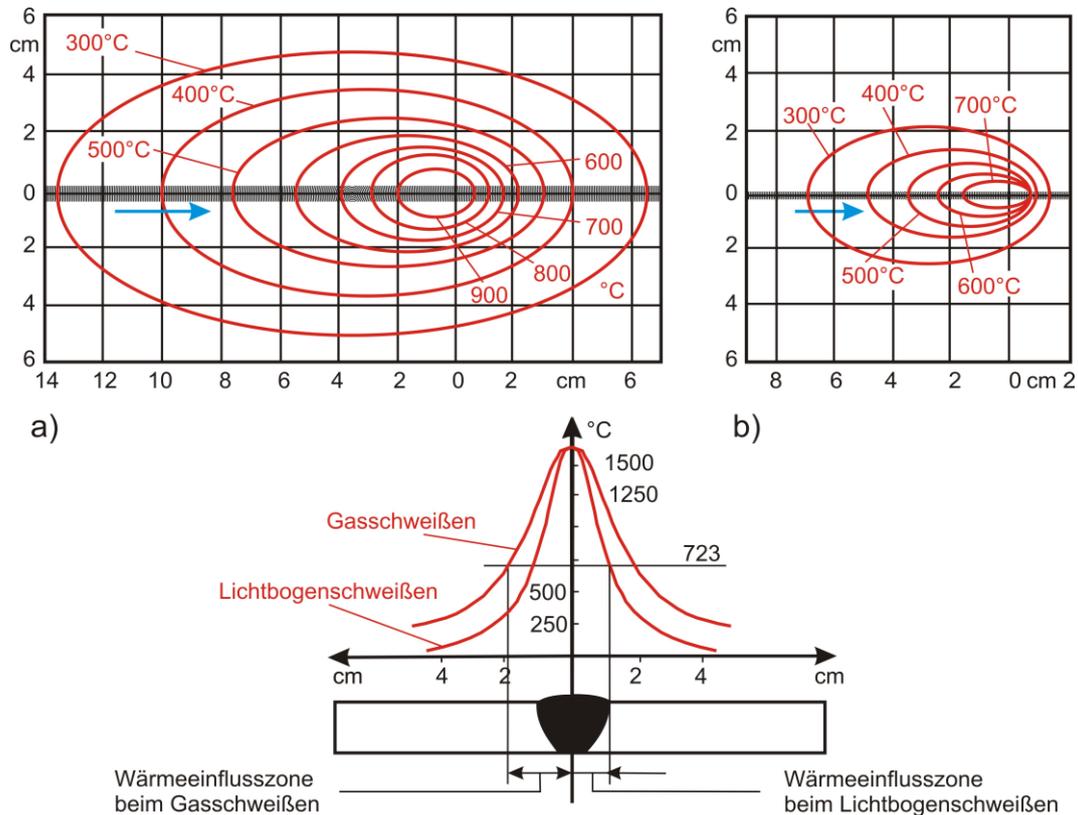


Abbildung 2-1: Vergleich der Temperaturverläufe und Ausbildung der Wärmeinflusszone a) für das Gasschweißen und b) für das Lichtbogenschweißen in Anlehnung an Dilthey (2005 S. 44)

Die Abkühlzeit $t_{8/5}$

Bei modernen Werkstoffen (z. B. Feinkornbaustählen), bei denen es selbst bei optimaler Temperaturführung in Form einer begrenzten Wärmeeinbringung in der Verarbeitung zu einer Beeinflussung der WEZ kommt, besteht die Notwendigkeit, die komplexen metallurgischen Vorgänge zuverlässig mit einer Kenngröße beschreiben beziehungsweise beschränken zu können. Als einfache und gut geeignete Methode hat sich dabei die Abkühlzeit $t_{8/5}$ etabliert, welche die für die Abkühlung von 800 °C auf 500 °C erforderliche Zeit im Bereich der Schweißnaht beschreibt. In diesem Temperaturintervall findet, bedingt durch die Umwandlung des austenitischen Gefüges, die größte Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften statt (Schulze, 2010 S. 385). Zu dieser Aussage muss jedoch angemerkt werden, dass die Umwandlung auch außerhalb dieses Temperaturintervalls stattfinden kann und somit die Abkühlzeit $t_{8/5}$ in erster Linie als Kennwert anzusehen ist. In Abbildung 2-2 wird ein typischer Temperatur-Zeit-Zyklus einer Schweißverbindung demonstriert. Die Abkühlzeit $t_{8/5}$ kann dabei näherungsweise nach DIN EN 1011-2 (2001) berechnet oder mit Hilfe von Thermoelementen gemessen werden.

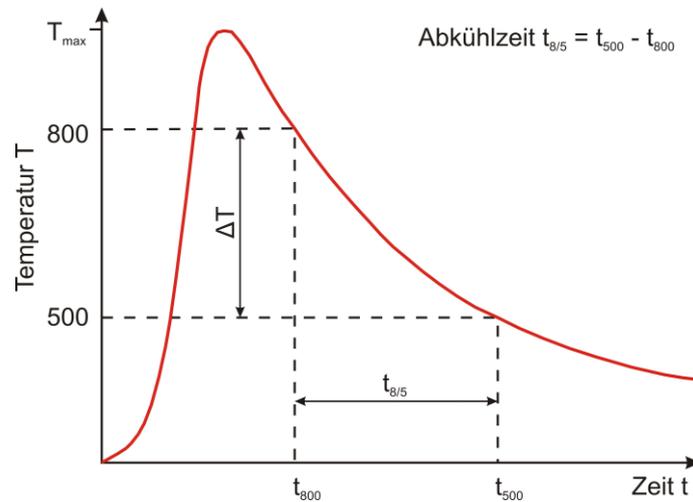


Abbildung 2-2: Typischer Temperatur-Zeit-Zyklus einer Schweißverbindung (Schulze, 2010 S. 385)

Die Abkühlzeit $t_{8/5}$ von un- und niedriglegierten Stählen wird bei Schweißprozessen mit dem gleichen Wirkungsgrad und einheitlicher Nahtform laut DIN EN 1011-2 (2001) von drei Faktoren beeinflusst:

- Die Wärmeeinbringung; sie wird durch die verwendeten Schweißparameter kontrolliert.
- Die Vorwärmtemperatur beziehungsweise die Zwischenlagentemperatur (bei Mehrlagenschweißungen); sie übt einen Einfluss auf den Abkühlverlauf aus, da mit ihrer Hilfe der Temperaturgradient zwischen der Schweißnaht und dem Grundwerkstoff kontrolliert und somit die Abkühlzeit $t_{8/5}$ beeinflusst wird.
- Die Blechdicke; hier ist zwischen zweidimensionaler und dreidimensionaler Wärmeabfuhr zu unterscheiden. Bei der dreidimensionalen Wärmeabfuhr tritt die Wärmeleitung sowohl in Breitenrichtung als auch in Dickenrichtung auf, im Gegensatz dazu kommt es bei der zweidimensionalen Wärmeableitung ausschließlich zu einer Ableitung in Breitenrichtung; dadurch ist die zweidimensionale Wärmeableitung von der verwendeten Blechdicke abhängig. Die Blechdicke, bei welcher der Übergang von zwei- auf dreidimensional stattfindet, wird nach DIN EN 1011-2 (2001) mit der Übergangsdicke beschrieben, welche wiederum von der Wärmeeinbringung und der Vorwärmtemperatur abhängig ist.

2.1.2 Die Wärmeeinflusszone

Die Wärmeeinbringung des Schweißprozesses führt zu einer Beeinflussung des Grundwerkstoffes in unmittelbarer Nähe zur Schweißnaht. Die daraus entstehende Wärmeeinflusszone kann bei un- und niedriglegierten Stählen in Abhängigkeit der auftretenden Spitztemperatur wiederum in unterschiedliche Bereiche aufgeteilt werden. Je nach zitierter Quelle gibt es unterschiedliche Definitionen. Nach Dilthey (2005 S. 44) erstreckt sich die Wärmeeinflusszone von der Schmelztemperatur bis zur Umwandlungstemperatur A_1 (Gebiet der teilweisen Austenitisierung). Jedoch können auch Temperaturen unterhalb des Umwandlungspunktes A_1 zu einer Beeinflussung des Grundwerkstoffes führen, wobei die Definition der WEZ dann auch auf diese Bereiche ausgeweitet wird. Degenkolbe et al. (1989 S. 63) zählen auch noch den subkritisch erhitzten Bereich (Temperatur A_1 bis 500°C) zur Wärmeeinflusszone. Die Autoren (Degenkolbe, et al., 1989 S. 63-68) teilen die Wärmeeinflusszone dabei

in vier Bereiche auf, die im Vergleich zum unbeeinflussten Grundwerkstoff teilweise divergente mechanische Eigenschaften aufweisen:

- Grobkornbereich $T_{\max} > 1200^{\circ}\text{C}$
- Feinkornbereich $T_{\max} = 900 - 1100^{\circ}\text{C}$
- Interkritisch erhitzter Bereich $T_{\max} = \text{ca. } 750^{\circ}\text{C}$
- Subkritisch erhitzter Bereich $T_{\max} = 500 - 700^{\circ}\text{C}$

In Abbildung 2-3 werden die unterschiedlichen Bereiche der Wärmeeinflusszone mit der maximal auftretenden Spitzentemperatur bei einer Einlagenschweißung vorgestellt.

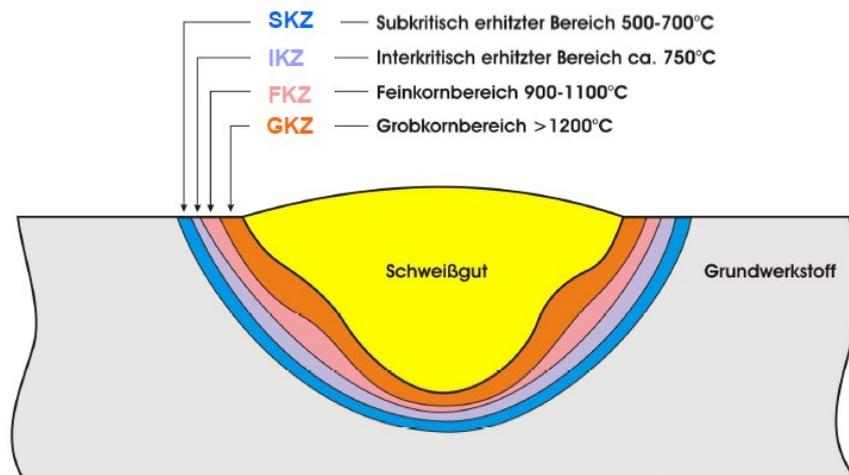


Abbildung 2-3: Bereiche mit unterschiedlichem Gefüge in der Wärmeeinflusszone einer Einlagenschweißung (Degenkolbe, et al., 1989 S. 63)

Die Beschreibung der Sub-Zonen der Wärmeeinflusszone erfolgt in Anlehnung an Dilthey (2005 S. 56 ff.) und Degenkolbe et al. (1989 S. 63 ff.).

Grobkornzone:

Dieser Bereich der WEZ grenzt unmittelbar an das Schweißgut (Fusionslinie) an. Hier treten die höchsten Temperaturen in der WEZ auf. Bei un- und niedriglegierten Stählen kommt es zu einer Umwandlung der Gefügephasen, wobei die hohe Austenitisierungstemperatur (deutlich über A_3) zu einer Kornvergrößerung in diesem Bereich führt. Die Ausscheidungen, die dem unerwünschten Kornwachstum entgegenwirken sollen, gehen dabei ebenfalls in Lösung und werden unwirksam. Infolge der Abkühlung des relativ grobkörnigen Austenits entsteht ein grobkörniges Umwandlungsgefüge, welches überdies noch verhältnismäßig umwandlungsträge ist. Dadurch wird die Bildung härterer Phasen (Martensit bzw. Bainit) begünstigt, die zusammen mit dem groben Korn zu einer Beeinträchtigung der Zähigkeit führen können.

Feinkornzone:

Direkt anschließend an die Grobkornzone folgt die Feinkornzone; dort treten niedrige Austenitisierungstemperaturen (geringfügig über A_3) auf, wobei die Temperaturführung einer Normalisierungsglühung entspricht. Die Ausscheidungen der feinkornbildenden Elemente (Al, Nb, Ti, V) lösen sich nicht oder nur in unwesentlichem Umfang auf. Dadurch kommt es auch zu keiner Vergrößerung des Austenitkornes. Das nach der Abkühlung entstehende Gefüge ist feinkörnig, was sich positiv auf die Zähigkeit in diesem Bereich ausübt.

Interkritisch erhitze Zone:

Die Spitzentemperaturen liegen in dieser Zone im Zweiphasengebiet zwischen den Umwandlungspunkten A_1 und A_3 . Bei Spitzentemperaturen dicht oberhalb der A_1 -Temperatur wandeln sich die mit Kohlenstoff angereicherten höherlegierten Gefügebereiche früher um. Zusätzlich treten im teilaustenitisierten Gefüge Entmischungsvorgänge auf. Der Kohlenstoff in den ferritischen Bereichen diffundiert in die Austenitbereiche, was zu einer Anreicherung dieser Gebiete mit Kohlenstoff führt. In Kombination mit einer raschen Abkühlung kann es hier zu einer Umwandlung in kohlenstoffangereicherten Martensit (Korngrenzenmartensit) beziehungsweise Bainit kommen, was zu einer Beeinträchtigung der Zähigkeit fernab der Fusionslinie führen kann.

Subkritisch erhitze Zone:

Hier liegen die Spitzentemperaturen unterhalb der A_1 -Temperatur; somit tritt keine Umwandlung auf, jedoch kann es in Abhängigkeit des verwendeten Stahltyps zu Anlasseffekten kommen, die wiederum eine Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften haben. Darüber hinaus ist zu erwähnen, dass es bei kaltverformten Stählen in diesem Bereich zu einer Rekristallisation des kaltverformten Gefüges kommen kann, welches in Abhängigkeit des Umformgrades zu einer Vergrößerung des Kornes führen kann, was wiederum eine Auswirkung auf die Zähigkeit hat.

Zonen bei Mehrlagenschweißungen:

Die angeführten Zonen werden für eine einlagige Schweißverbindung beschrieben; im Falle von mehrlagigen Schweißungen kommt es in gewissen Bereichen zu einer Überlagerung der Spitzentemperaturen der einzelnen Zonen. Somit entsteht eine Vielzahl von möglichen unterschiedlichen Gefügen, die günstige, aber auch negative Auswirkungen auf die mechanischen Kennwerte mit sich bringen können. Zum Beispiel kann mit der Mehrlagenteknik eine Umkörnung des Gefüges erzielt werden, was zu einem feinen Korn mit guter Zähigkeit führen kann. In Abbildung 2-4 wird die Überlagerung der Temperaturzyklen bei einer Mehrlagenschweißung dargestellt, die Beschreibung der mit Zahlen gekennzeichneten Gefügebereiche erfolgt in Anlehnung an Degenkolbe et al. (1989 S. 64 ff.) in der Tabelle 2-1. Die angeführten Spitzentemperaturen und Gefüge sind dabei charakteristisch für den zugeordneten Bereich.

Tabelle 2-1: Bereiche der Wärmeeinflusszone von Mehrlagenschweißungen

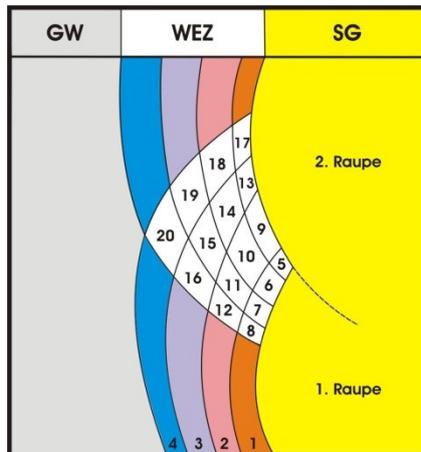


Abbildung 2-4: Bereich der Wärmeeinflusszone von Mehrlagenschweißungen mit unterschiedlichem Gefüge (Degenkolbe, et al., 1989 S. 65)

Nr.	Bereich		Spitzen- temperatur T_{max} [°C]
	Nicht durch nachfolgende Schweißraupe beeinflusst:		
1	GKZ	Grobkornbereich	1350
2	FKZ	Feinkornbereich	1000
3	IKZ	Interkritisch erhitzter Bereich	750
4	SKZ	Subkritisch erhitzter Bereich	600
Durch nachfolgende Schweißraupe beeinflusst:			
5	GKZ- GKZ	Grobkornbereich	1350 + 1350
6	GKZ- FKZ	Umgekehrter Grobkornbereich	1350 + 1000
7	GKZ- IKZ	Interkritisch erhitzter Grobkornbereich	1350 + 750
8	GKZ- SKZ	Subkritisch erhitzter Grobkornbereich	1350 + 600
9	FKZ- GKZ	Grobkornbereich	1000 + 1350
10	FKZ- FKZ	Feinkornbereich	1000 + 1000
11	FKZ- IKZ	Interkritisch erhitzter Feinkornbereich	1000 + 750
12	FKZ- SKZ	Subkritisch erhitzter Feinkornbereich	1000 + 600
13	IKZ- GKZ	Grobkornbereich	750 + 1350
14	IKZ- FKZ	Feinkornbereich	750 + 1000
15	IKZ- IKZ	Interkritisch erhitzter Bereich	750 + 750
16	IKZ- SKZ	Sub- und interkritisch erhitzter Bereich	750 + 600
17	SKZ- GKZ	Grobkornbereich	600 + 1350
18	SKZ- FKZ	Feinkornbereich	600 + 1000
19	SKZ- IKZ	Interkritisch erhitzter Bereich	600 + 750
20	SKZ- SKZ	Subkritisch erhitzter Bereich	600 + 600

2.1.3 Anwendbarkeit von ZTU-Schaubildern auf Schweißprozesse

Eine Übertragung konventioneller ZTU-Schaubilder (Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder) von für die Wärmebehandlung (normalisieren, $T_{max} = 850-900^{\circ}\text{C}$) gewonnenen Informationen auf den Schweißprozess ist nur bedingt möglich, da die Wärmebehandlung der WEZ sehr stark vom verwendeten Schweißprozess abhängig ist und deutliche charakteristische Unterschiede zu den üblichen Wärmebehandlungsverfahren aufweist. So liegt in gewissen Bereichen der WEZ die Spitzentemperatur deutlich über der Umwandlungstemperatur A_3 , was, wie bereits erwähnt, zu einer starken Kornvergrößerung in Kombination mit der Auflösung der Ausscheidungen führt. Infolgedessen verzögert sich die Rückumwandlung des Austenits, was wiederum Auswirkungen auf die sich bildenden Gefügebestandteile hat. Außerdem ist das Temperaturintervall bei Schweißprozessen für die Austenitisierung und die Abkühlung zeitlich mit einigen Sekunden begrenzt, womit die Homogenität des Austenits im Gegensatz zu üblichen Wärmebehandlungsverfahren zusätzlich verringert wird (Schulze, 2010 S. 153).

Aus den zuvor genannten Gründen kommt es zu einer Verschiebung des Umwandlungsgebietes im ZTU-Schaubild zu längeren Zeiten; damit kommt es auch zu tieferen Temperaturen. Die Schweiß-ZTU-Schaubilder (S-ZTU) werden mit für den Schweißprozess charakteristischen Spitzentemperaturen (bis $T_{max} = 1350^{\circ}\text{C}$) und Abkühlgeschwindigkeiten bestimmt. Mit S-ZTU-Schaubildern ist eine Aussage über die Gefügeänderungen in der WEZ durch den thermischen Schweißzyklus möglich, wodurch wiederum Aussagen über die mechanischen Eigenschaften getroffen werden können (Pasquale, 2001 S. 13).

Ein S-ZTU-Schaubild für einen St 52-3 ist in Abbildung 2-5 dargestellt; in ihm lässt sich die Verschiebung des Umwandlungsgebietes in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur eindeutig erkennen.

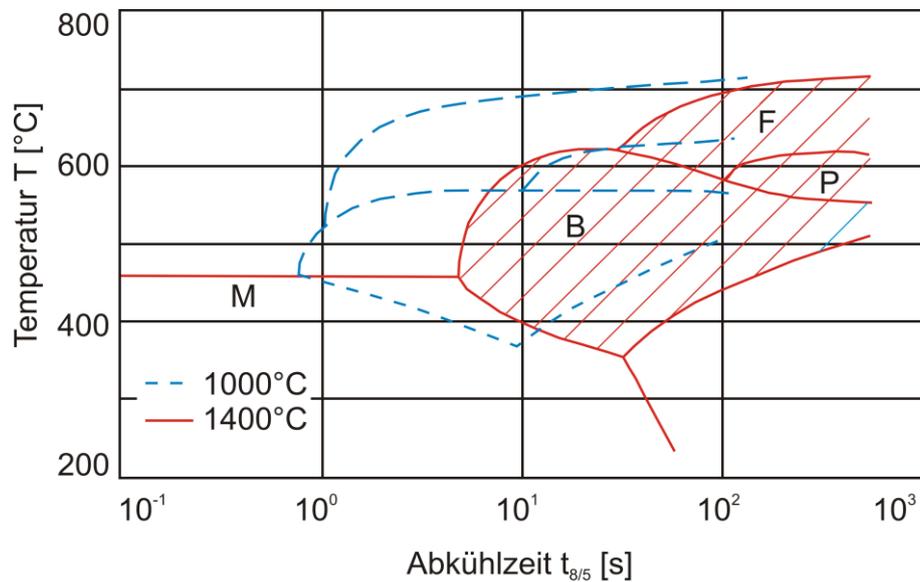


Abbildung 2-5: Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf das S-ZTU Schaubild eines Baustahles (St 52-3) (Decker, et al., 1997 S. 34-38)

2.1.4 Die Erweichung der WEZ

Bei höherfesten Stählen kann es auf Grund des im Herstellungsprozess eingestellten Gefüges zu einer lokalisierten Erweichung in der WEZ der Schweißverbindung kommen. Diese lokale Erweichung wird „Weiche Zone“ oder auch „Härtesack“ genannt. Um diese Zone klein zu halten, muss die Verarbeitung dieser Stähle besonderen Ansprüchen in Form einer kontrollierten Wärmeeinbringung genügen. Die Größe der WEZ, die physikalischen und metallurgischen Eigenschaften werden dabei laut Denys (1989) durch folgende Faktoren bestimmt:

- Chemische Eigenschaften und Herstellung des Grundwerkstoffes
- Spitzentemperatur während des Schweißens
- Wärmeeinbringung in die Schweißverbindung
- Wärmeabfuhr, beeinflusst durch die Blechdicke, Vorwärmung und der Zwischenlagentemperatur (beschrieben durch die Abkühlzeit $t_{8/5}$)

Die Abbildung 2-6 zeigt eine Schweißverbindung mit lokalisierter Erweichung in der WEZ schematisch und mit Hilfe eines Härtemappings. Die Härtespur über die Verbindung bei der schematischen Darstellung stellt einen idealisierten Verlauf der Erweichung ohne eine etwaige Aufhärtung in der WEZ dar und wird von den oben angeführten Faktoren bestimmt.

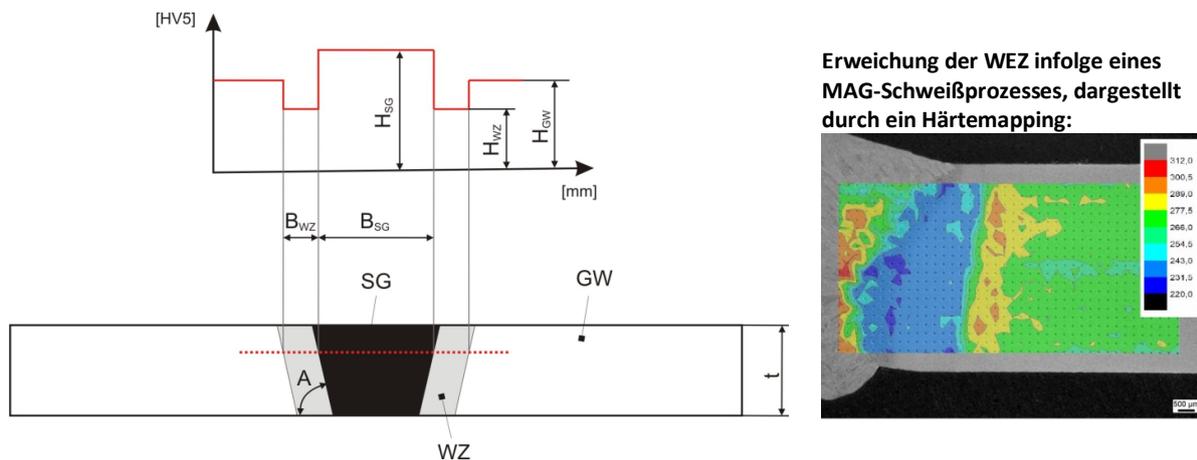


Abbildung 2-6: Schematische Darstellung einer Schweißverbindung mit lokalisierter Erweichung und Härtemapping einer MAG-Schweißverbindung

Die Abkühlrate beziehungsweise die Abkühlzeit $t_{8/5}$ ist eine charakteristische Größe für das eingestellte Gefüge in der WEZ; laut Denys (1989) haben die Einflüsse eine unterschiedliche Gewichtung. Als Haupteinflüsse werden dabei die Wärmeeinbringung und Blechdicke definiert, wohingegen die Vorwärm- und die Zwischenlagentemperatur nur eine untergeordnete Rolle spielen.

Die Erweichung selbst kann dabei gemäß Müller (1966 S. 54-61) in zwei Typen eingeteilt werden; als Grenze dient dabei die A_1 -Temperatur (Beginn der Austenitisierung):

- Umwandlungserweichung (Temperaturen über A_1)
- Anlasserweichung (Temperaturen unter A_1)

Ob es überhaupt zu einer Erweichung im Umwandlungs- oder Anlassbereich der WEZ kommt, hängt in erster Linie von der eingesetzten Stahlgüte und dem Herstellungsprozess ab.

Lundin und Mao (1989 S. 249-256) sowie Pisarski und Dolby (2003 S. 32-40) beschreiben, dass im Normalfall der Härteabfall in der WEZ bei TM-Stählen in erster Linie durch die chemische Zusammensetzung und den Herstellungsprozess des Grundwerkstoffes bestimmt werden, wohingegen die Größe der Erweichung vom Schweißprozess und vom Arbeitsablauf abhängt.

Die un- und niedriglegierten hochfesten Baustähle lassen sich dabei ab einer bestimmten Festigkeitsklasse (Streckgrenze ≥ 460 MPa) in zwei Typen von Stählen einteilen:

- thermomechanisch gewalzte Stähle
- Vergütungsstähle.

In Abbildung 2-7 wird das Härteprofil eines Vergütungsstahles nach DIN EN 10025-6 (2009) dem eines TMBA-Stahl (thermomechanisch gewalzter und beschleunigt abgekühlter Stahl) nach DIN EN 10149-2 (1995) bei einer bestimmten Abkühlzeit $t_{8/5}$ gegenübergestellt. Wie bereits erwähnt, hängt das Profil sehr stark vom eingesetzten Grundwerkstoff ab. So zeigt der TMBA-Stahl im Bereich der Grobkornzone wegen seines generell niedrigeren Kohlenstoffgehaltes eine niedrigere oder keine Aufhärtungsneigung, wobei es bei der gleichen Festigkeitsklasse beim Vergütungsstahl bereits zu einer Aufhärtung kommen kann. Zum Bereich der Anlasserweichung und deren Fehlen beim TMBA-Stahl muss allerdings angemerkt werden, dass der TMBA-Stahl im Vergleich zum Vergütungsstahl bei der Herstellung bereits angelassen wurde und deshalb keine Erweichung in diesem Bereich aufweist.

Damit bestätigt sich die Aussage von Müller (1966 S. 54-61), dass hochangelassene Stahlgüten im Bereich der Anlasserweichung weniger erweichungsempfindlich sind als niedrig angelassene Güten.

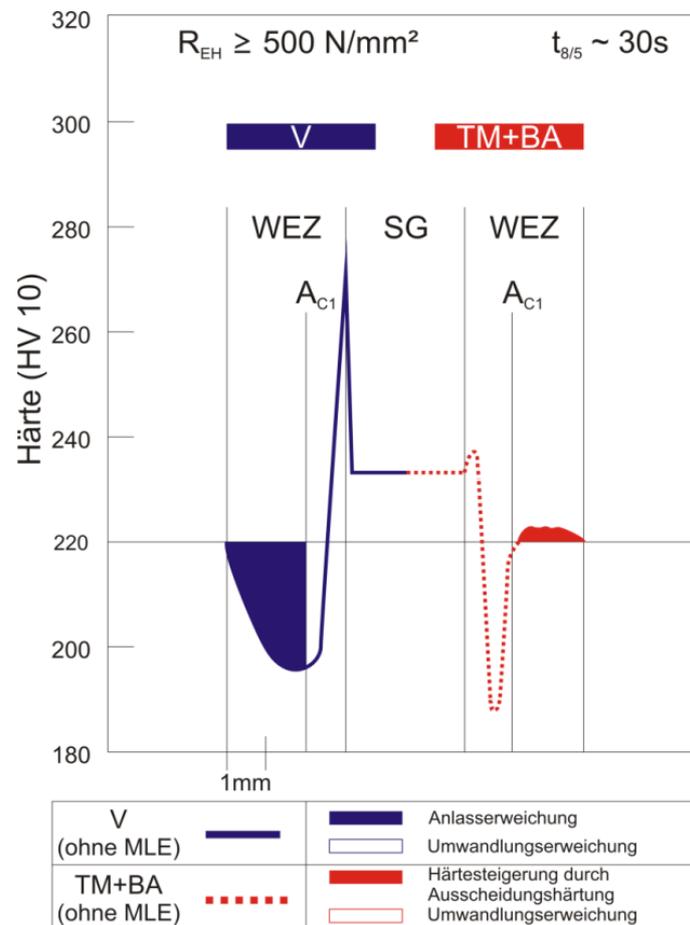


Abbildung 2-7: Härtespur Vergütungsstahl vs. TM-Stahl (Wallner, et al., 2000)

Abbildung 2-7 verdeutlicht, dass das Härteprofil der Schweißverbindung in der WEZ vom Gefüge in den einzelnen WEZ-Bereichen und deren Ausdehnung abhängig ist. Zur schweißtechnischen Verarbeitung können jedoch nachfolgende Aussagen angeführt werden.

Lundin und Mao (1989 S. 249-256) tätigten in ihrer Veröffentlichung folgende Aussagen zum Thema der WZ:

- Die Breite der WZ wächst linear mit steigender Abkühlzeit $t_{8/5}$, welche bei konstanter Blechdicke und Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur mit der Wärmeeinbringung korreliert.
- Die Größe der Breite der Weichen Zone ist von der Art des Grundwerkstoffes abhängig.
- Der Abfall der Härte in der WEZ ist umso stärker ausgeprägt, je größer die Abkühlzeit $t_{8/5}$ oder die Wärmeeinbringung sind.
- Bei längeren Abkühlzeiten $t_{8/5}$ stellt sich außerdem eine Sättigung des Abfalles ein, welche möglicherweise durch den Herstellungsprozess bedingt ist.
- Die minimale Härte der Weichen Zone ist wiederum direkt abhängig vom Kohlenstoffäquivalent des Grundwerkstoffes.

Hochhauser et al. (2012) bestätigt die Aussage über die lineare Ausbreitung der Weichen Zone mit steigender Abkühlzeit $t_{8/5}$. Überdies verglich er den Härteabfall der Weichen Zone mit dem Abfall der Härte des Schweißgutes (evenmatched) und stellte fest, dass die Schweißguthärte einen größeren Abfall zeigte als der erweichte Grundwerkstoff in der WEZ.

Den Einfluss des Schweißverfahrens auf die Breite der WZ und den Abfall des Härteniveaus in der WZ von hochfesten TM-Stählen untersuchten Maurer et al. (2012); dabei wurde bei einer konstanten Abkühlzeit $t_{8/5}$ keine Auswirkung auf die beiden Faktoren festgestellt.

2.1.5 Mikrostrukturelle Betrachtung der Erweichung

Moderne hochfeste mikrolegierte TM-Stähle erhalten ihre Festigkeit in erster Linie durch Kornverfeinerung und Ausscheidungshärtung der Mikrolegierungselemente (Ti, Nb, V), welche in Form von Titan-Niob-Karbonitriden (Ti, Nb)(C, N) und Vanadiumkarbiden (VC) ausgeschieden werden. Die (Ti, Nb)(C, N)-Ausscheidungen treten dabei verformungsinduziert auf und verschieben in Kombination mit den in Lösung befindlichen Mikrolegierungselementen die Rekristallisation der umgeformten Austenitkörner zu höheren Temperaturen. Diese wandeln sich nach dem letzten Umformschritt in ein feines ferritisches Gefüge mit einer hohen Versetzungsdichte um. Das Festigkeitsniveau wird dabei durch die Feinkornhärtung und die Ausscheidungshärtung kontrolliert; darüber hinaus kommt auch noch die Mischkristallhärtung mit den Elementen Mn und Si zur Anwendung. Für die Generierung von ultrahochfesten Festigkeitsniveaus (Streckgrenze ≥ 900 MPa) kommt zusätzlich die Umwandlungshärtung zur Anwendung, die mit Hilfe einer beschleunigten Abkühlung nach dem Walzprozess (TMBA-Stähle) realisiert wird. Anhand dieser gezielten Temperaturführung lässt sich die gewünschte Festigkeit durch das eingestellte Gefüge (irregulärer Ferrit, Bainit oder Martensit) kontrollieren (Spindler, et al., 2005).

Bedingt durch den beschriebenen Herstellungsprozess bei TMBA-Stählen ist es nicht möglich, nach einer erfolgten Wärmebehandlung die mechanischen Eigenschaften zu bewahren oder wiederherzustellen, was zu einer Erweichung der WEZ, besonders bei hohen Wärmeeinbringungen, führen kann. Die festigkeitssteigernde Wirkung durch Ausscheidungshärtung der Mikrolegierungselemente Ti, Nb und V hängt sehr stark von der Abkühlrate beim Herstellungsprozess ab. Bei zu langsamen Abkühlraten (hohe Abkühlzeit $t_{8/5}$) vergrößern die Ausscheidungen, und es kommt zu einer inkohärenten Verteilung derselben in der ferritischen Matrix; als Resultat verringert sich die festigkeitssteigernde Wirkung der angesprochenen Ausscheidungen erheblich. Im Gegensatz führen hohe Kühlraten (kurze Abkühlzeiten $t_{8/5}$) dazu, dass die Mikrolegierungselemente in Lösung bleiben, was den Festigkeitsanstieg durch Ausscheidungen wiederum limitiert (de Meester, 1997 S. 537-551).

Denys (1989) führt das Auftreten einer Erweichung in der WEZ von TMBA-Stählen auf die geringere Abkühlrate des Schweißprozesses (längere Abkühlzeiten $t_{8/5}$) im Gegensatz zur Abkühlrate bei der Herstellung zurück. Hier sind Stähle mit einem geringen Kohlenstoffanteil ($C < 0,05$ %) besonders betroffen, da diese einen Großteil ihrer Festigkeit aus der beschleunigten Abkühlung erzielen. Bei einem höheren Kohlenstoffgehalt (z.B. $C = 0,10$ %) kommen zusätzliche Faktoren hinzu; so kann die festigkeitssteigernde Wirkung mancher Legierungselemente durch den Schweißzyklus negativ beeinträchtigt werden. Dieses Phänomen ist nicht nur auf TMBA-Stähle beschränkt, sondern kann auch bei Vergütungsstählen auftreten. Mozimo (1991 S. 598-601) bestätigt die Aussage über die Erweichung

von TMBA-Stählen mit einem niedrigen Kohlenstoffäquivalent, weist jedoch auch darauf hin, dass dies nur bei einer großen Wärmeeinbringung zu Problemen führen kann.

Ito et al. (2000 S. 29-33) beschreiben in ihrer Veröffentlichung das Erweichungsverhalten in der WEZ von Ultra-Feinkornstählen. Als Grund für die Erweichung wird die resultierende Ferritkorngröße angeführt, die selbst im Feinkornbereich größer ist als im unbeeinflussten Grundwerkstoff.

Unfried et al. (2009 S. 1688-1700) führten Untersuchungen an hochkohlenstoffhaltigen martensitischen Panzerstählen durch. Bei diesen Stählen ist auf Grund der Aufhärtung mit keiner oder mit einer stark eingeschränkten Umwandlungserweichung in unmittelbarer Nähe zur Fusionslinie zu rechnen. Um die Erweichung in der übrigen WEZ, sowohl in der Ausbreitung als auch den Festigkeitsabfall, zu begrenzen, ist eine Optimierung der chemischen Zusammensetzung nach folgenden Aspekten sinnvoll:

- höhere Beständigkeit gegen die Anlasserweichung
- tiefere A_{C1} -Temperatur
- engeres interkritisches Intervall

Durch die Einwirkung der Wärme beim Schmelzschweißprozess kommt es in Abhängigkeit des Grundwerkstoffes zu einer prozess- und parameterabhängigen Ausbildung der Wärmeeinflusszone neben dem aufgeschmolzenen Schweißgut. Die einzelnen Subzonen der WEZ weisen als Funktion der Spitztemperatur divergente mechanische Eigenschaften auf, welche überdies auch noch von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ beeinflusst werden. In Abhängigkeit von den Faktoren „Grundwerkstoff“, „Spitztemperatur“, „Wärmeeinbringung und -abfuhr“ kann es zu einer örtlichen Erweichung in der Wärmeeinflusszone kommen. Die Erweichung selbst kann dabei mit Hilfe der beginnenden α - γ -Umwandlung in zwei unterschiedliche Typen (Anlass- und Umwandlungserweichung) unterteilt werden. Bei der mikrostrukturellen Betrachtung der Erweichung lässt sich feststellen, dass es zu einer Abschwächung beziehungsweise Auflösung der festigkeitssteigernden Mechanismen kommt. Welche festigkeitssteigernden Mechanismen dabei betroffen sind, ist dabei vom eingesetzten Grundwerkstoff und dessen chemischer Zusammensetzung sowie vom Herstellungsprozess abhängig.

2.2 Wechselwirkung zwischen Weicher Zone und mechanischer Beanspruchung am Bauteil

Bei der schweißtechnischen Verarbeitung (oder auch bei anderen thermischen Prozessen) kann es, wie bereits erwähnt, in der WEZ zu einer lokalen Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften in Form einer begrenzten Erweichung kommen. Die nachfolgenden Unterpunkte dieses Kapitels erörtern in diesem Kontext den Einfluss der Orientierung der lokalen Erweichung und deren Auswirkung auf das Verhalten des Bauteils bei unterschiedlichen Beanspruchungen.

2.2.1 Quasi-statische Eigenschaften unter Zugbelastung quer zur Weichen Zone

Zu diesem Belastungsfall gibt es bereits eine Reihe von Untersuchungen, da durch diese Orientierung der Weichen Zone praktisch der gesamte hochbeanspruchte Querschnitt durch die Erweichung erfasst wird und somit, lokal gesehen, reduzierte mechanische Kennwerte über den Querschnitt vorliegen. Die Weiche Zone selbst stellt dabei (bei ausreichender Festigkeit des Schweißgutes) das „schwächste Glied in der Kette“ dar, jedoch wird dieser negative Effekt auf die mechanischen Eigenschaften der Verbindung bei Betrachtung des gesamten Bauteiles durch Stützeffekte und lokale Verfestigung abgemindert oder komplett aufgehoben.

2.2.1.1 Untersuchungen zum Einfluss auf die Zugfestigkeit

Die heterogenen Materialeigenschaften der unterschiedlichen Zonen (Grundwerkstoff, WEZ und Schweißgut) einer Schweißverbindung führen bei einer Zugbelastung bei ausreichender Beanspruchung zu einem divergenten Fließbeginn in den verschiedenen Zonen. In der Weichen Zone tritt das Fließen vor den anderen Zonen ein, jedoch verhindern die direkt anschließenden härteren Zonen (Grundwerkstoff ...) das transversale Fließen in der WZ, und es kommt analog zur Einschnürung beim einachsigen Zugversuch oder bei gekerbten Zugproben zur Ausbildung eines dreiachsigen Spannungszustandes (Satoh, et al., 1970a S. 10-17).

Karkhin et al. (1984 S. 10-11) führten bei heterogenen Schweißverbindungen eine numerische Spannungs-Dehnungs-Analyse durch und bestätigten in ihrer Veröffentlichung die Aussage über das Auftreten des komplexen Spannungszustandes in der WZ.

Die Behinderung der Querdehnungen durch die härteren Schichten um die Weiche Zone wird in der Literatur oft als Stützwirkung bezeichnet. Die Größe der lokalen Erweichung ist eine wichtige Einflussgröße für die globale Festigkeit des Bauteiles. Um diese Größe unabhängig von der Blechdicke beschreiben zu können, wurde die relative WZ-Breite X_{WZ} (absolute WZ-Breite B_{WZ} geteilt durch die Blechdicke t) eingeführt (Gleichung (2-1)).

$$X_{WZ} = \frac{B_{WZ}}{t} \quad (2-1)$$

Satoh und Toyoda (1970a S. 10-17) generierten mit Hilfe des Abbrennstumpfschweißverfahrens und Stählen mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten Proben mit unterschiedlich breit ausgeprägten Weichen Zonen. Durch diese angewandte Untersuchungsmethode war eine exakte Definition der Breite der WZ möglich, das heißt, dass die Kontrolle der WZ-Breite über die Abmessung der kohlenstoffärmeren Zwischenschicht erfolgt. Die Ergebnisse dieser Untersuchung zeigten, dass die globalen mechanischen Eigenschaften einer lokal erweichten Schweißverbindung von der Breite der WZ in Kombination mit der Probenform und der Festigkeit in der WZ abhängig sind. Die globale Festigkeit der Verbindung steigt mit sinkender WZ-Breite, wobei bei sehr geringen WZ-Breiten die Festigkeit des Grundwerkstoffes erreicht wird. Bakshi und Shron (1962 S. 6-10) sowie Wallner (1972) führten Versuche nach der gleichen Methodik durch und kamen dabei zu korrelierenden Ergebnissen.

Weiterführende Untersuchungen zeigten, dass sich der dreiaxiale Spannungszustand umso stärker ausbildet, je geringer die WZ-Breite ist, was wiederum eine höhere Verfestigung in der erweichten Zone nach sich zieht und zum Versagen führen kann (Bakshi, et al., 1962 S. 6-10). Die Aussage über die höhere Verfestigung beim Auftreten eines mehrachsigen Spannungszustandes im Gegensatz zum einachsigen bestätigte Iksoo (2002 S. 82-83) in seiner Arbeit, in welchen er das Verfestigungsverhalten durch den Bulgetest (mehrachsiger Spannungszustand) dem aus dem Flachzugversuch (einachsiger Spannungszustand) gegenüberstellte.

Die Probenbreite B ist ebenfalls eine wichtige Einflussgröße, da sich bei schmalen Zugproben in der Weichen Zone ein anderer Spannungs-Dehnungszustand ausbildet als unter praxisbezogenen Einsatzbedingungen (große Probenbreite). So ist der Spannungszustand bei schmalen Proben einachsig, während sich bei breiten Proben ein mehrachsiger Spannungszustand ausbildet. Die Mehrachsigkeit führt zu einer Beschränkung des Fließens quer zur Belastungsrichtung; im Gegensatz dazu kommt es bei schmalen Probenbreiten mit gleicher äußerlicher Beanspruchung zu einer Konzentration der Dehnungen in der WZ. Im Falle großer Probenbreiten verhindern die Reaktionsspannungen (mehrachsiger Spannungszustand) das Fließen in Richtung der Probenbreite, während das Fließen in Dickenrichtung ungeachtet von der Probenbreite in Abhängigkeit der WZ-Breite stattfindet (Denys, 1989).

Satoh und Toyoda (1970a S. 10-17) beschrieben mit einem analytischen Ansatz den Einfluss der relativen WZ-Breite auf die Festigkeit einer Verbindung und stellten dabei zwei Beziehungen für die Beschreibung der Verbindungsfestigkeit in Abhängigkeit von der Probenbreite (quadratischer Querschnitt bzw. infinit große Probenbreite) auf. Die analytische Beschreibung des Abfalles der Zugfestigkeit der Verbindung R_{mVB} , bezogen auf die Zugfestigkeit der WZ R_{mWZ} , durch die Größe der relativen WZ-Breite X_{WZ} in Abhängigkeit der Probenbreite B ist in Abbildung 2-8 dargestellt. Die Zugfestigkeit fällt in einer hyperbelartigen Funktion mit steigender relativer WZ-Breite X_{WZ} ab, bei der infinit großen Probenbreite ② stellt sich dabei ein höheres Festigkeitsniveau ein als beim quadratischen Probenquerschnitt ①.

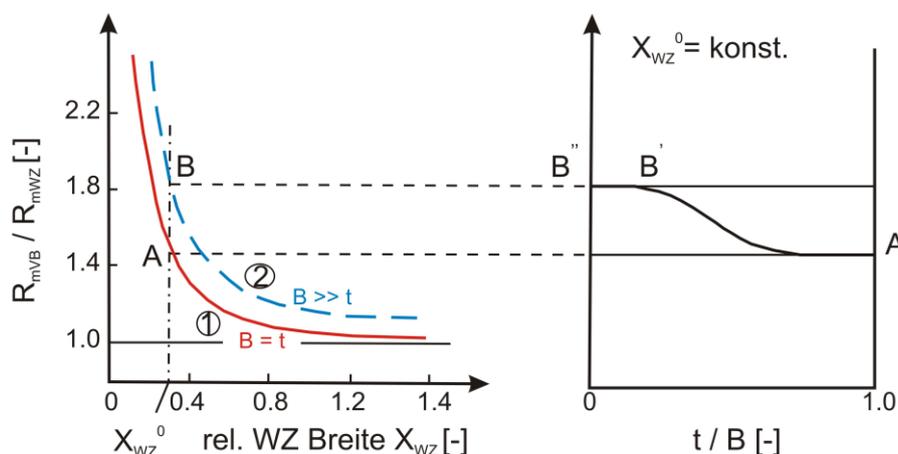


Abbildung 2-8: Einfluss der relativen WZ-Breite X_{WZ} und des Verhältnisses „Blechdicke zu Probenbreite“ auf die Zugfestigkeit von Schweißverbindungen in Anlehnung an Satoh und Toyoda (1970a S. 10-17)

In Abbildung 2-9, einer Gegenüberstellung von analytischer Lösung und praktischem Versuch, wird der Einfluss der relativen WZ-Breite X_{WZ} und der Probenform auf die Zugfestigkeit von lokalisiert erweichten Proben demonstriert. Die relative globale Festigkeit der Verbindung R_{mVB} / R_{mWZ} (in diesem Fall bezogen auf die Zugfestigkeit der WZ) sinkt bis zum Erreichen des Festigkeitsniveaus der WZ mit steigender relativer WZ-Breite X_{WZ} ab. Des Weiteren weisen die Proben mit einem größeren Verhältnis von Blechbreite zu Blechdicke $X_{WZ} = \text{ca. } 3$ (Serie A und Serie B) eine höhere relative Zugfestigkeit auf. Die Ergebnisse mit finiter Probenbreite der praktischen Versuche liegen zwischen den Kurven der zuvor besprochenen analytischen Lösungsansätze ① und ②. Im Fall geringer relativer WZ-Breiten muss der analytische Ansatz insofern ergänzt werden, dass die zuvor vernachlässigte plastische Verformung des angrenzenden Grundwerkstoffes doch zu berücksichtigen ist. Durch die Berücksichtigung dieses Parameters kann der Linienverlauf auf den strichlierten Verlauf ①' und ②' abgeändert werden. Die Rundzugproben, deren Verhältnis „Probenbreite zu Blechdicke“ annähernd einem quadratischen Querschnitt entspricht, zeigen hingegen ein deutlich niedrigeres Niveau. Den Grenzwert für die Probenbreite B für praktische Versuche, ab welcher ein infinitiver Breitenzustand B_∞ angenommen werden kann, definieren Satoh et al. (1970a S. 10-17) in Abhängigkeit der relativen WZ-Breite X_{WZ} mit folgenden Beziehungen,

$$B_\infty = 5t \quad \text{für} \quad X_{WZ} \leq 1$$

$$B_\infty = 5B_{WZ} \quad \text{für} \quad X_{WZ} > 1$$

wobei in den Beziehungen t die Blechdicke und B_{WZ} die absolute WZ-Breite darstellen.

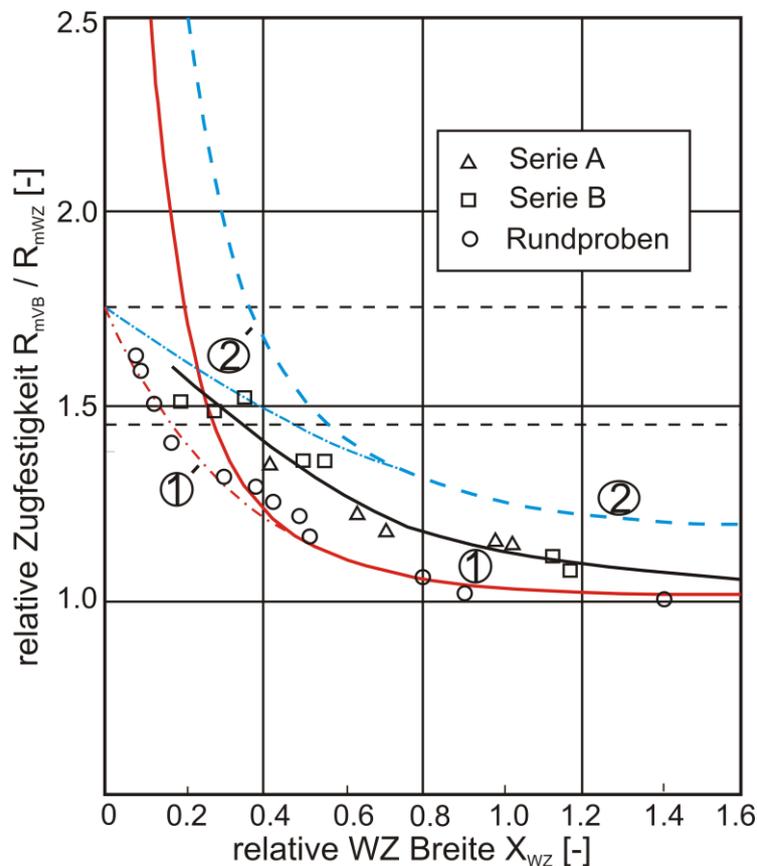


Abbildung 2-9: Zugfestigkeit in Abhängigkeit von relativer WZ-Breite X_{WZ} sowie der Probenbreite zu Blechdicke in Anlehnung an Satoh und Toyoda (1970a S. 10-17)

Ein weiterer, die Verbindungsfestigkeit beeinflussender Faktor ist die Schweißgutfestigkeit. Bei Overmatching (Zugfestigkeit des Schweißgutes > Zugfestigkeit des unbeeinflussten Grundwerkstoffes), kann es unter bestimmten Voraussetzungen zu einer Verlagerung der Dehnungskonzentration und der Einschnürung in den unbeeinflussten Grundwerkstoff kommen, wodurch mechanische Eigenschaften erreicht werden, welche dem unbeeinflussten Grundwerkstoff entsprechen. Voraussetzung dafür ist allerdings, dass die WZ-Breite nicht zu groß ausfällt ($X_{WZ} \leq 0,25$) (Mochizuki, et al., 2004). Denys (1989) bestätigt diese Aussage, fügt jedoch hinzu, dass das Festigkeitsniveau des Schweißgutes, bezogen auf die Streckgrenze R_e , ein gewisses Niveau erreichen muss: Die Streckgrenze des Schweißgutes muss um 29 % über der des unbeeinflussten Grundwerkstoffes liegen.

Die Schweißgutbreite übt bei einer geringen relativen SG-Breite X_{SG} (absolute Breite des SG geteilt durch Blechdicke) unter 0,5 einen negativen Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit aus; ab dem Grenzwert von $X_{SG} = 0,5$ ist jedoch mit keiner negativen Beeinflussung mehr zu rechnen (Mochizuki, et al., 2004). Zusammenfassend können aus den angeführten Literaturstellen folgende Faktoren definiert werden, welche einen Einfluss auf die Zugfestigkeit der Verbindung bei transversaler Beanspruchung ausüben:

- Breite der WZ
- Festigkeitsniveau in der WZ
- Festigkeitsniveau der Schweißgutes
- Breite des Schweißgutes (bei relativer SG-Breite $\leq 0,5$)
- Probenform (Probenbreite)

2.2.1.2 Verformungen und Dehnungen in der Weichen Zone

Die Einschnürung tritt unmittelbar vor der maximalen Last in der Weichen Zone auf und hängt ebenfalls von der Größe der weichen Zwischenschicht ab. Je größer die Weiche Zone ist, desto größer ist deren Einschnürung (Sato, et al., 1970b S. 7-12). Hierzu muss erklärt werden, dass es sich nicht um übliche Zugproben (Bauteile) mit homogenen Materialeigenschaften handelt, bei denen die Einschnürung beim Erreichen der größten Last auftritt, sondern um heterogene Proben mit unterschiedlichen Materialeigenschaften.

Die Reduktion des Querschnittes Z bei unterschiedlichen Lasten kann mit Hilfe der nachfolgenden Gleichung (2-2) berechnet werden:

$$Z = 1 - \left(\frac{D}{D_0}\right)^2 \quad (2-2)$$

D_0 stellt dabei den Ausgangsdurchmesser dar, und D ist der minimale Durchmesser, der bei den unterschiedlichen Laststufen auftritt. Die axiale ingenieurmäßige Dehnung in Belastungsrichtung in der Weichen Zone kann dabei mit folgender Gleichung (2-3) berechnet werden:

$$\varepsilon_z = \frac{Z}{1 - Z} \quad (2-3)$$

In Abbildung 2-10 werden die Spannungs-Dehnungsverläufe mit unterschiedlichen relativen WZ-Breiten und homogenem Basismaterial (Baustähle S10C und S35C) dargestellt. Auch in dieser Untersuchung verwendeten Satoh und Toyoda (1970b S. 7-12) die gleiche Untersuchungsmethode wie zuvor. Mit Hilfe des Abbrennstumpfschweißverfahrens und unterschiedlichen Festigkeitsgüten wurden genau definierte Weiche Zonen erstellt. In Abhängigkeit der Größe der WZ und der damit auftretenden Stützwirkung nähert sich der Spannungs-Dehnung-Verlauf bei kleinen relativen Breiten (hohe Stützwirkung) dem Verlauf des Basismaterials (S35C) an. Bei großen relativen Breiten der WZ wirken hingegen geringere Stützeffekte, und die Spannungs-Dehnungs-Kurve nähert sich bei großen relativen WZ-Breiten dem Verlauf des homogenen weichen Materials (S10C) an. Die Bezeichnung M in den nachfolgenden Abbildungen beschreibt den Punkt mit der höchsten ingenieurmäßigen Spannung (Belastung), der Ausdruck F wiederum den Punkt, bei welchem das Versagen durch Bruch eintritt.

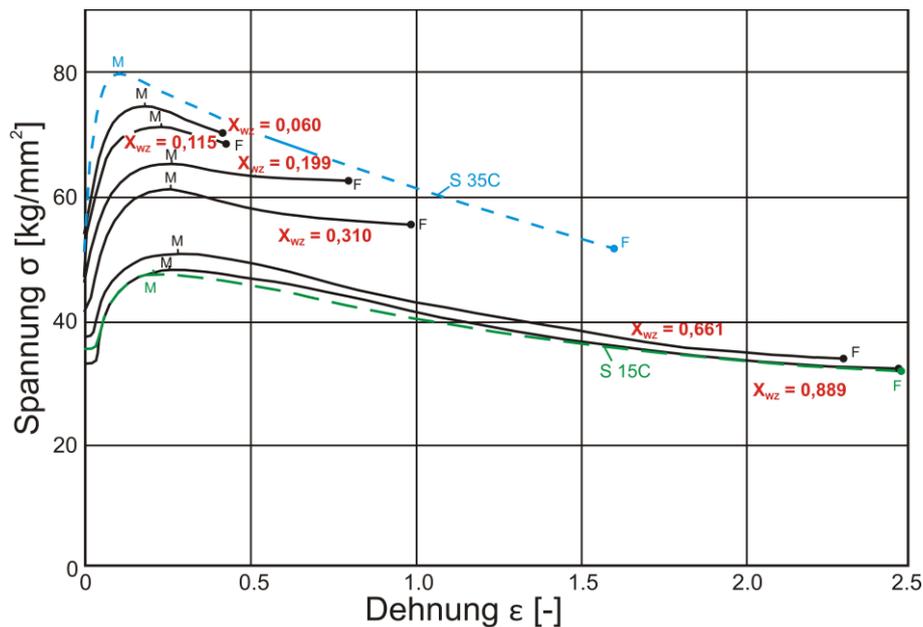


Abbildung 2-10: Spannungs-Dehnungsverlauf von homogenen Werkstoffen (S10C, S35C) und bei Verbindungen mit unterschiedlichen relativen WZ-Breiten X_{wz} in Anlehnung an Satoh und Toyoda (1970b S. 7-12)

Die wahren Spannungen und Dehnungen wurden in Abbildung 2-11 angeführt; dabei zeigte sich, dass die Dehnung bei der maximalen Spannung (Gleichmaßdehnung) nicht von der relativen Breite der Weichen Zone abhängig ist (Punkt M in Abbildung 2-11). Die Bruchdehnung weist hingegen mit sinkender relativer WZ-Breite einen starken Abfall auf.

Bakshi und Shron (1962 S. 9-15) tätigten schon zuvor in ihrer Veröffentlichung die Aussage über die Bruchdehnung, die mit sinkender relativer WZ-Breite ebenfalls abfällt, jedoch ist bei sehr geringen relativen WZ-Breiten wieder mit einem starken Anstieg zu rechnen. Dieser Anstieg lässt sich damit erklären, dass sich bei sehr geringen relativen WZ-Breiten X_{wz} die Dehnungen in den unbeeinflussten Grundwerkstoff verlagern und somit der Bruch schlussendlich in diesem Bereich eintritt. Wallner (1972 S. 62) kommt in seiner Arbeit zu einem ähnlichen Ergebnis und beschreibt, dass sich das Minimum der Bruchdehnung bei einer relativen WZ-Breite X_{wz} zwischen 0,2 und 0,3 einstellt.

Die Aussage bezüglich des spröden Bruchverhaltens bei geringen relativen WZ-Breiten X_{WZ} korreliert indirekt mit den Erkenntnissen aus Kapitel 2.2.1.1. Dort wird das Auftreten eines dreiachsigen Spannungszustandes bei geringen relativen WZ-Breiten X_{WZ} beschrieben. Dieser Spannungszustand ist in der Regel für sprödes Versagen verantwortlich.

2.2.1.4 Stützeffekte durch härtere Schichten

Satoh und Toyoda (1970b S. 7-12) führten für die Beschreibung der Stützeffekte in der eingeschnürten Probe einen plastischen Stützfaktor q ein (siehe Glg. (2-4)). Dieser ist als das Verhältnis zwischen der wahren mittleren Spannung $\hat{\sigma}_z$ in der Belastungsrichtung und der wahren Vergleichsspannung σ_V (mehrachsigem Spannungszustand) definiert.

$$q = \frac{\hat{\sigma}_z}{\sigma_V} \quad (2-4)$$

Mit Hilfe des geometrieabhängigen Faktors $(1+a/4R)$ von Davidenkov und Spridonova (1946 S. 1147-1158) lässt sich der Zusammenhang zwischen der Spannung in Belastungsrichtung und der Vergleichsspannung herstellen (Gleichung (2-5)). Dieser Faktor beschreibt die auftretenden Stützeffekte in Abhängigkeit von der Einschnürung a und dem auftretenden Radius R der Randfaser bei einer Belastung F (Abbildung 2-12).

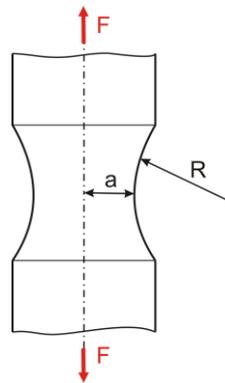


Abbildung 2-12: Einschnürung infolge einer Belastung mit den entsprechenden Geometriefaktoren

$$\hat{\sigma}_z = \sigma_V \left(1 + \frac{a}{4R} \right) \quad (2-5)$$

In Abbildung 2-13 wurde der Faktor q mit dem berechneten Faktor für die eingeschnürte Geometrie $(1+a/4R)$ verglichen und über die ingenieurmäßige Dehnung in Beanspruchungsrichtung aufgetragen. Es zeigte sich, dass die Faktoren bei großen relativen WZ-Breiten sehr gut korrelieren. Bei geringen relativen WZ-Breiten ist eine Übereinstimmung nicht gegeben, da bei der Berechnung von $(1+a/4R)$ davon ausgegangen wird, dass die Einschnürung nur in der Weichen Zone stattfindet und sich das Grundmaterial neben der Zone steif verhält. Bei kleinen relativen WZ-Breiten trifft diese Annahme allerdings nicht zu, wodurch die Abweichung in Abbildung 2-13 begründet ist.

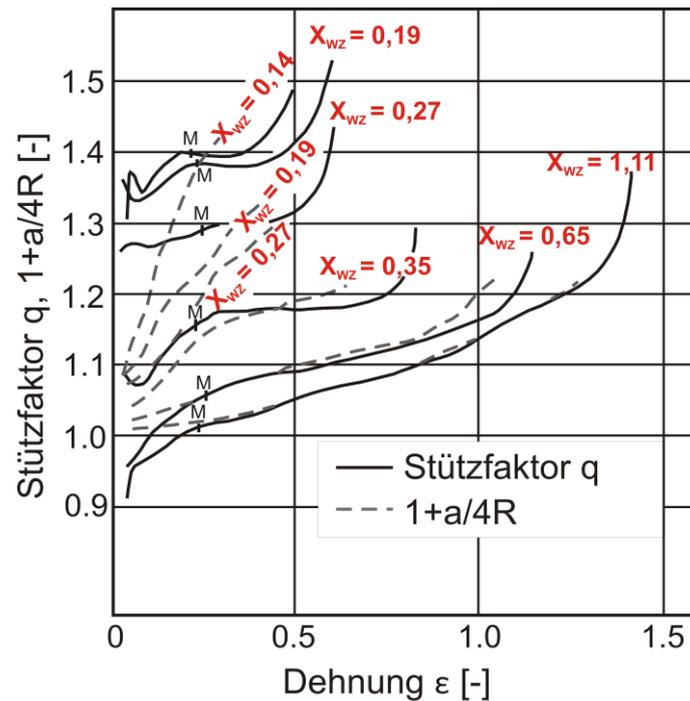


Abbildung 2-13: Plastischer Stützfaktor und analytische Beschreibung durch die Funktion $(=1+a/4R)$ als eine Funktion der Dehnung in Beanspruchungsrichtung in Anlehnung an Satoh und Toyoda (1970b S. 7-12)

Die Werte für den Stützfaktor steigen mit kleineren relativen WZ-Breiten X_{WZ} und großen Dehnungen. Somit kann darauf geschlossen werden, dass die Stützwirkung bei einem härteren Grundwerkstoff und bei kleinen relativen WZ-Breiten höher ist. Bei gekerbten Zugproben kommt es hingegen zu einem anderen Verhalten: Hier fällt der Stützfaktor mit steigender Dehnung im Kerbgrund ab, was auf die Ausbildung unterschiedlicher dreidimensionaler Spannungszustände zurückgeführt werden kann. Während sich bei der gekerbten Probe die plastische Verformung in der Kerbspitze ausbildet und sich damit der stützend wirkende elastische Bereich mit steigender Dehnung reduziert, kommt es bei der Probe mit der WZ zu einem Anstieg der Stützwirkung, da sich der gesamte Durchmesser durch die plastische Verformung verfestigt (Satoh, et al., 1970b S. 7-12).

2.2.1.5 Abschätzung der Verbindungsfestigkeit

Zur Abschätzung der Festigkeit einer Schweißverbindung mit Weicher Zone gibt es in Literatur bereits einige analytische und numerische Ansätze, die im Abgleich mit realen Schweißexperimenten teilweise eine gute Korrelation lieferten.

Analytischer Ansatz:

Bakshi und Shron (1962 S. 6-10) stellten mit einem einfachen Modell aus zwei Zonen (Grundwerkstoff und Weiche Zone) eine analytische Formel für die Abschätzung der Zugfestigkeit in der Verbindung R_{mVB} auf. Unter Berücksichtigung der Gleichgewichtsbedingung der Plastizität und der Scherfließgrenze der Weichen Zone bei einachsiger Beanspruchung als limitierende Größe lauten die Formeln in Abhängigkeit von der Probengeometrie folgendermaßen:

Für die zylindrische Probenform:

$$R_{mVB} = R_{pWZ} \left(1 + \frac{1}{3\sqrt{3}} \frac{1}{X_{WZ}} \right) \quad (2-6)$$

Für Platten:

$$R_{mVB} = \frac{2}{\sqrt{3}} R_{pWZ} \left(1 + \frac{1}{4} \frac{1}{X_{WZ}} \right) \quad (2-7)$$

Der Faktor R_{pWZ} stellt dabei die Fließgrenze der homogenen Weichen Zone dar. Aus den angegebenen Gleichungen (2-6) und (2-7) lässt sich erkennen, dass die Verbindungsfestigkeit hyperbolisch mit steigender relativer WZ-Breite X_{WZ} abfällt. Die angeführten analytischen Beziehungen stellen bei geringen relativen WZ-Breiten eine gute Näherung dar; bei großen relativen WZ-Breiten unterschätzen sie jedoch die Festigkeit der Verbindung im Vergleich zu praktischen Schweißversuchen. Als Ursache hierfür gilt die in der Formel nicht berücksichtigte Verfestigung in der WZ, da im analytischen Ansatz nur die Stützwirkung durch die härteren Schichten (Grundwerkstoff) Eingang findet. Aufbauend auf diese Untersuchungen veröffentlichten Shron und Bakshi (1962 S. 11-14) eine überarbeitete Version der Formeln für die Abschätzung der Zugfestigkeit der Verbindung. Durch die Integration einer Verfestigungsfunktion in die Formel sollten eine genauere Angleichung zum realistischen Verformungsverhalten gefunden und die Näherungsformel verbessert werden.

Für die zylindrische Probenform:

$$R_{mVB} = R_{pWZ} \gamma_{WZ} \left(1 + \frac{1}{3\sqrt{3}} \frac{1}{X_{WZ}} \frac{1}{(1 + A_{gWZ})^3} \right) \quad (2-8)$$

Für Platten:

$$R_{mVB} = \frac{2}{\sqrt{3}} R_{pWZ} \gamma_{WZ} \left(1 + \frac{1}{4} \frac{1}{X_{WZ}} \frac{1}{(1 + A_{gWZ})^2} \right) \quad (2-9)$$

In den beiden überarbeiteten Formeln wird das Verfestigungsverhältnis γ_{WZ} (Zugfestigkeit durch die Streckgrenze der WZ) und die Gleichmaßdehnung A_{gWZ} für die Berechnung der Verbindungsfestigkeit benötigt.

In Abbildung 2-9 wurde bereits ein analytischer Ansatz von Satoh und Toyoda (1970a) für die Beschreibung der Verbindungsfestigkeit in Abhängigkeit der relativen WZ-Breite X_{WZ} graphisch dargestellt und mit realen Schweißversuchen verglichen.

Numerischer Ansatz:

Neben den analytischen Ansätzen wurden mit Hilfe der numerischen Simulation ebenfalls Ansätze aufgestellt, um die Zugfestigkeit einer erweichten Verbindung in Abhängigkeit von zusätzlichen Parametern bestimmen zu können. Rodrigues et al. (2004 S. 1-18) erstellten anhand eines FE-Modelles einer Zugprobe, welche die charakteristischen Zonen einer Schweißverbindung (Grundwerkstoff, WEZ und Schweißgut) enthält, eine empirische Gleichung zur Abschätzung der Verbindungsfestigkeit. Dabei gab es jedoch die Einschränkung, dass das Schweißgut und der Grundwerkstoff exakt das gleiche Verhalten aufwiesen. Somit entspricht dieser Ansatz ebenfalls einer Vereinfachung, wie sie be-

reits bei den analytischen Ansätzen angenommen wurde. Für die Erstellung der empirischen Formel durch die numerische Simulation wurden die Fließgrenzen der WEZ, der Verfestigungsexponent der WEZ und die absolute WEZ-Breite variiert. Durch die Variation der Fließgrenze und des Verfestigungsexponenten wurden unterschiedliche Festigkeitsverhältnisse (Fließkurven) in der WEZ erzielt, sowohl niedrigere als auch höhere Zugfestigkeiten als die des Grundwerkstoffes. Für die Abschätzung der Zugfestigkeit der Verbindung R_{mVB} kommt in Gleichung (2-10) die Zugfestigkeit des unbeeinflussten Grundwerkstoffes R_{mGW} , die relative WZ-Breite X_{WZ} und relative WZ-Festigkeit S_{WZ} (absolute Zugfestigkeit der WZ (bzw. WEZ) durch die Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes) zum Einsatz:

$$R_{mVB} = R_{mGW} [(0,845X_{WZ} + 0,066)(S_{WZ} - 1) + 1] \quad (2-10)$$

Im Gegensatz zur zuvor angenommenen Vereinfachung, dass die erweichte Verbindung nur aus Grundwerkstoff und Weicher Zone besteht, wurde von Mochizuki et al. (2004 S. 2-12) auch noch die Abhängigkeit von der Schweißgutfestigkeit berücksichtigt. Die Autoren benutzten ein ähnliches Modell wie Rodrigues et al. (2004 S. 1-18), mit dem Unterschied, dass ihr Modell aus drei unterschiedlichen Materialzonen (Grundwerkstoff, WZ und Schweißgut) mit jeweils eigenen Werkstoffeigenschaften bestand. Zusätzlich wurde neben der Schweißgutfestigkeit bei diesem Modellansatz auch noch die Schweißgutbreite variiert. Auf der Grundlage der Ergebnisse der numerischen Simulation wurde eine Regressionsanalyse erstellt, um eine empirische Näherungsgleichung für die Zugfestigkeit der Verbindung zu bekommen. Dabei führten Mochizuki et al. (2004 S. 2-12) für die Abschätzung von Even-matched-Schweißverbindungen zwei unterschiedliche Näherungsgleichungen ein: Die erste (2-11) kommt zur Anwendung, wenn die Verformung im Schweißgut und im unbeeinflussten Grundwerkstoff im Vergleich zur WZ vernachlässigt werden kann, die andere (2-12), wenn die Verformungen des unbeeinflussten Grundwerkstoffes und des Schweißgutes im Bereich der WZ liegen. Die äquivalente relative WZ-Breite $X_{WZ\ddot{a}qu}$, ab welcher man die Festigkeit des unbeeinflussten Grundwerkstoffes voraussetzen kann, wird nach Gleichung (2-13) berechnet.

$$R_{mVB} = R_{mWZ} \left[\frac{1}{4,36} \frac{1}{X_{WZ}^{0,92}} + 1 \right] \quad (2-11)$$

$$R_{mVB} = R_{mWZ} \left[\frac{1}{4,36} \frac{1}{\{0,73 X_{WZ}^{1,8} + X_{WZ\ddot{a}qu}\}^{0,92}} + 1 \right] \quad (2-12)$$

$$X_{WZ\ddot{a}qu} = \left[\frac{1}{4,36 \{1/S_{WZ} - 1\}} \right]^{1/0,92} \quad (2-13)$$

2.2.1.6 Grenzwerte für die Größe der WZ

In den vorangegangenen Ausführungen wurden Beziehungen für die Abschätzung der Verbindungsfestigkeit in Abhängigkeit von der relativen WZ-Breite angeführt. In der Literatur gibt es jedoch auch einige Grenzwerte, bei deren Überschreitung der Einfluss der lokalen Erweichung auf die globale Festigkeit der Verbindung vernachlässigt beziehungsweise die Festigkeit des unbeeinflussten Grundwerkstoffes angenommen werden kann. Diese Grenzwerte variieren jedoch in Abhängigkeit der angeführten Quelle deutlich. So begrenzt Wallner (1972 S. 73) die relative WZ-Breite, bei der in der Verbindung eine dem Grundwerkstoff adäquate Zugfestigkeit angenommen werden kann, mit einem Viertel der Blechdicke ($X_{WZ} = 0,25$). Rodrigues et al. (2004 S. 1-18) beschränken den zulässigen Wert mit einem Drittel der Blechdicke, unabhängig von der Festigkeit des eingesetzten Schweißgutes (Matching-Verhältnis), jedoch unter der Einschränkung, dass es zu einem geringen Abfall der Zugfestigkeit kam (max. 10 %). Hochhauser et al. (2012 S. 77-85) verifizieren diese Erkenntnis anhand von Evenmatching- bzw. leicht Overmatching- (ca. 12 % bezogen auf die Zugfestigkeit) MAG-Schweißverbindungen, wo bei einer relativen WZ-Breite von 0,33 einen Abfall der Verbindungsfestigkeit gegenüber dem unbeeinflussten Grundwerkstoff von 3 % festgestellt wurde.

2.2.2 Quasi-statische Eigenschaften unter Zugbelastung längs zur Weichen Zone

Im Falle einer lokalen Erweichung längs zur Belastungsrichtung weisen alle Zonen (Grundwerkstoff, WZ und Schweißgut) eine äquivalente Dehnung oder Verformung auf. Zu einer Konzentration der Dehnungen in der erweichten Zone kommt es hier im Gegensatz zu transversalen Beanspruchung nicht (Denys, 1989).

2.2.2.1 Untersuchungen

Satoh und Toyoda (1971 S. 52-59) bestätigten die zuvor getroffene Aussage über die Konzentration der Dehnungen in der WZ anhand realer MAG-Schweißversuche, wo eine WZ mit Hilfe eines Undermatched-Schweißgutes generiert wurde. Bis zum Auftreten der maximalen Beanspruchungen (entspricht Zugfestigkeit) kommt es sowohl in der WZ als auch im unbeeinflussten Grundwerkstoff zu einer einheitlichen Verteilung der Dehnungen. Die Definition der einheitlichen Dehnungsverteilung im Schweißverbund ist auch die Basis für die Berechnung der Zugfestigkeit beziehungsweise der Streckgrenze der Verbindung. Die Festigkeit des Schweißverbundes ist abhängig vom m -Wert (dem Verhältnis der Breite der härteren Schichten zur Weichen Zone), der Zugfestigkeit R_m von der härteren Schicht (Grundwerkstoff) und der Zugfestigkeit R_m der WZ (in diesem Fall Undermatched-Schweißgut). Bei einem m -Wert > 10 ist mit keiner Beeinflussung der Verbundfestigkeit mehr zu rechnen. In Abbildung 2-14 ist die Verbundfestigkeit in Abhängigkeit des m -Wertes dargestellt, wobei die Verbundfestigkeit mit steigendem m -Wert (größer werdender Grundwerkstoffanteil an der Gesamtbreite) stark ansteigt. Die Bezeichnung HT80 beschreibt dabei die Festigkeit des Grundwerkstoffes, und HT50 definiert die Festigkeit der WZ (bzw. des Undermatched-Schweißgutes).

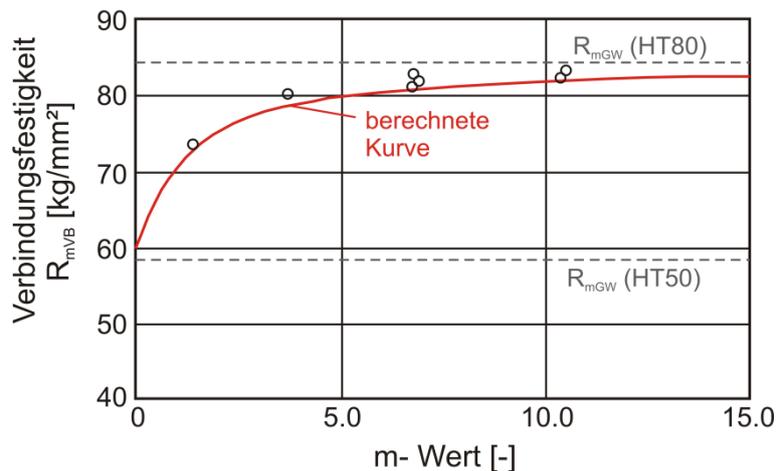


Abbildung 2-14: Abhängigkeit der Verbundfestigkeit vom Verhältnis harter Schicht zur weicheren Schicht (m-Wert) in Anlehnung an Satoh und Toyoda (1971 S. 52-59)

2.2.2.2 Abschätzung der Verbundfestigkeit (Verbundfestigkeit)

Die Abschätzung der Zugfestigkeit beziehungsweise der Fließgrenze des Verbundes kann gemäß Satoh und Toyoda (1971 S. 52-59) nach folgenden Gleichungen (2-14) und (2-15) erfolgen.

$$R_{mVB} = \frac{R_{mGW}m + R_{mWZ}}{1 + m} \quad (2-14)$$

$$R_{pVB} = \frac{R_{pGW}m + R_{pWZ}}{1 + m} \quad (2-15)$$

Für die Ermittlung der Gleichungen wurden einheitliche Dehnungen zwischen den beiden Materialzonen (Grundwerkstoff und WZ) angenommen und die vom Verbund aufgenommene Gesamtkraft auf die beiden Materialzonen aufgeteilt.

2.2.3 Schubfestigkeit

Bei Schubbeanspruchung eines Bauteils mit einer lokalen Erweichung, positioniert normal über den gesamten belasteten Querschnitt, kommt es zu keinem Auftreten von Stützwirkungen durch härtere Schichten. Dadurch entspricht die Schubfestigkeit des Bauteiles der Schubfestigkeit der homogenen Erweichung. Budkin et al. (1985 S. 948-951) zum Beispiel benutzten diese Erkenntnis, um die homogenen mechanischen Eigenschaften in der WZ Hilfe von Torsionsversuchen zu ermitteln. Die Umrechnung auf die Normalspannungen erfolgte im Anschluss über die Beziehung in Gleichung (2-16).

$$\sigma = \sqrt{3}\tau \quad (2-16)$$

2.2.4 Schwingfestigkeit

Mozimo (1991 S. 598-601) führten Untersuchungen an TMBA-Stählen durch und wiesen der lokalen Erweichung in Bezug auf die ertragbare Schwingfestigkeit nur eine untergeordnete Rolle zu, da im Bereich der Spannungskonzentration und der Rissinitiierung eine äußerst geringe Erweichung auftritt. Geometrische Einflüsse hingegen, wie die Schweißnahtform, üben einen größeren Einfluss auf die Schwingfestigkeit aus als die Erweichung in der WEZ.

Kawano (2002 S. 368-375) führt in seiner Veröffentlichung eine Zusammenfassung japanischer Publikationen an, welche sich mit der Schwingfestigkeit von TM-Stählen und deren Schwingfestigkeit in der Verbindung beschäftigen. Die wichtigsten Aussagen daraus werden im folgenden Absatz zusammengefasst. Toyosada (1983) erzeugte bei einem TMBA-Stahl einen gezielten Abfall der Härte mit Hilfe der physikalischen WEZ-Simulation. Dieser Abfall der Festigkeit (Härte) bewirkte eine Reduktion der Schwingfestigkeit gegenüber dem Grundwerkstoff von maximal 10 %. Bei realen Schweißverbindungen und den dadurch bedingten schmälere Erweichungen kann dieser Einfluss jedoch auf Grund der Stützwirkung von festeren Schichten (Grundwerkstoff und Schweißgut) vernachlässigt werden. Katsuta (1995) entnahm Schwingversuchsproben aus der erweichten WEZ von unter Pulver geschweißten Verbindungen. Darüber hinaus versah er die entnommenen Proben mit unterschiedlichen Kerbradien ($K_t = 1$ bis 4), um die Auswirkung auf die Schwingfestigkeit zu ermitteln. Die ertragbare Spannung sinkt bei gleicher Schwingzahl mit der Erhöhung der Kerbformzahl. Ein durchgeführter Vergleich bezüglich der Kerbempfindlichkeit zwischen der homogenen Weichen Zone und dem Grundwerkstoff zeigte, dass die Sensibilität bei der Weichen Zone größer ist als beim unbeeinflussten Grundwerkstoff. Jedoch kommt es bei steigenden Lastspielzahlen und hohen Kerbformzahlen zu einer Angleichung der ertragbaren Festigkeitsniveaus.

Satoh und Toyoda (1975 S. 311-319) bestätigten anhand von Schweißversuchen mit unterschiedlichen Schweißgutfestigkeiten (overmatched und undermatched) indirekt die Aussage über die Unabhängigkeit der Schwingfestigkeit vom Bereich mit der niedrigsten Festigkeit bei hoher Kerbwirkung. Der Bruchausgang erfolgte bei den nicht abgearbeiteten Proben am Fuße der Nahtüberhöhung im Bereich der höchsten geometrischen Kerbwirkung.

Mit der oben beschriebenen Versuchsmethodik der Erzeugung einer WZ mit Hilfe zweier Werkstoffpaarungen mit unterschiedlichen Festigkeiten und des Abbrennstumpfschweißverfahrens führten Satoh und Akira (1969 S. 1-11) Schwingversuche (Umlaufbiegeprüfung) durch. Die Variation der WZ-Breite zeigte einen Einfluss auf die Schwingfestigkeit der Proben. Die ertragbare Schwingfestigkeit fällt mit ansteigender WZ-Breite ab. Selbst bei geringen WZ-Breiten tritt ein markanter Abfall der Schwingfestigkeit gegenüber dem Grundwerkstoff auf. Die Abhängigkeit der Schwingfestigkeit von der Breite der WZ kann dabei auf zwei Ursachen zurückgeführt werden: Die erste Begründung ist das Auftreten von Stützeffekten bei relativ geringer WZ-Breite durch die umliegenden Schichten mit höherer Festigkeit, womit höhere Schwingfestigkeiten gegenüber der homogenen Erweichung erzielt werden. Ein anderer Ansatz für eine Erklärung des Abfallens der Schwingfestigkeit mit steigender WZ-Breite ist die Größe der Oberfläche der WZ, da der Anriss von der Oberfläche der WZ ausgeht (schwächstes Glied). Somit wird davon ausgegangen, dass die Größe der Oberfläche des „schwächsten Gliedes“ mit der Schwingfestigkeit in einer Beziehung steht.

Kudryavtsev (1964 S. 1-4) bestätigte anhand von gleichartigen Abbrennstumpfschweißversuchen die Aussage über den Einfluss der relativen WZ-Breite auf die Schwingfestigkeit. Bei sehr kleinen relativen WZ-Breiten ($X_{WZ} = 0,1$) ist mit einer großen Verbesserung (ca. 50 %) gegenüber der homogenen Erweichung zu rechnen, bei größeren Breiten ($X_{WZ} = 0,25$) mit einer etwas geringeren (ca. 20 %). Diese Verbesserung wird in der angegebenen Literaturstelle ebenfalls auf die Stützwirkung durch die härteren Schichten zurückgeführt, was einen dreiachsigen Spannungszustand in der WZ bewirkt. Daraus kommt es zu einer Versteifung in der erweichten Zone.

Bashki et al. (1974 S. 1-3) führten bei abbrennstumpfgeschweißten Proben, die eine lokale Erweichung aufwiesen, Torsions-Biegeversuche bei schwingender Beanspruchung durch. Dabei zeigte sich, dass die Schwingfestigkeit im Falle der Kombination von zwei Beanspruchungsarten (Biegung und Torsion) eine Abhängigkeit von der relativen WZ-Breite aufweist. Die Schwingfestigkeit fällt wie bei der einachsigen Beanspruchung mit steigender relativer WZ-Breite ab. Im Falle einer reinen Torsionsbeanspruchung weist die Schwingfestigkeit keine Abhängigkeit von der Größe der Erweichung auf.

Erweichungen quer zur Belastungsrichtung können zu einem Abfall der quasi-statischen Verbindungsfestigkeit gegenüber dem unbeeinflussten Grundwerkstoff führen, wobei der Abfall im Vergleich zu einer homogenen Erweichung durch auftretende Stützeffekte infolge von angrenzenden härteren Schichten reduziert wird. Der Verbindungsfestigkeitsabfall wird durch die Breite und die mechanischen Eigenschaften der Erweichung beziehungsweise des Schweißgutes bestimmt; überdies übt auch die Probenform noch einen Einfluss aus. Eine Erweichung längs zur Belastungsrichtung hat nur bei geringen geometrischen Verhältnissen vom unbeeinflussten Grundwerkstoff zur Weichen Schicht eine Auswirkung auf die Verbindungsfestigkeit. Bei einer Schubbeanspruchung ist mit keiner auftretenden Stützwirkung zu rechnen, und somit entsprechen die Festigkeitswerte der homogenen Erweichung bei Schubbeanspruchung. Im Hinblick auf die Schwingfestigkeit spielt eine lokale Erweichung bei auftretenden Kerben (Schweißnaht) eine untergeordnete Rolle, wobei bei Kerbfreiheit mit einem Einfluss der Erweichung zu rechnen ist.

2.3 Iterative und inverse Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der WEZ

Wegen der beschränkten Abmessungen der einzelnen Bereiche der WEZ (Grobkornzone, Feinkornzone, interkritische und subkritische Zone) ist es unmöglich, Aufschluss über das Verhalten der einzelnen Bereiche der WEZ zu bekommen. Die homogene physikalische WEZ-Simulation dient der Generierung von Werkstoffdaten, wie sie in der Wärmeeinflusszone (WEZ) an realen Schweißungen auftreten. Mit Hilfe eines Wärmeeinflusszonensimulators wird der gleiche Temperatur- und Zeitzyklus, wie er bei einer realen Schweißverbindung auftritt, auf ein Probenvolumen konduktiv aufgebracht. Somit lassen sich sämtliche WEZ-Zonen auf einen Probenstab mit größeren geometrischen Abmessungen auftragen. Diese Stäbe können im Anschluss leichter beprobt werden, und zusätzlich lassen sich auch die Materialeigenschaften (Festigkeit, Härte, Zähigkeit, Metallographie) der einzelnen Zonen bestimmen. Die daraus gewonnenen Daten dienen oft auch als Eingabedaten für numerische Simulationen.

Ein weiterer Vorteil der physikalischen WEZ-Simulation liegt in der hohen Reproduzierbarkeit der thermischen Behandlungen. Reale Schweißungen weisen oft Fehler auf, und die Wärmeeinbringung ist auf Grund der unterschiedlichen thermischen Wirkungsgrade oft nur sehr schwer zu bestimmen (Adonyi, 2006 S. 42-47). Die physikalische WEZ-Simulation ist ein spezielles Verfahren zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften in der WEZ beziehungsweise in der lokalen Erweichung, da der thermische Zyklus exakt vorgegeben und somit jeder Bereich der WEZ erfasst werden kann.

Panda (2009 S. 52-61) ermittelte die mechanischen Eigenschaften einer lokalen Erweichung anhand einer anderen Methode; dazu kam ein iterativer Prozess zur Anwendung. Für die Weiche Zone konnten auf Grund der geringen geometrischen Abmessungen keine Materialeigenschaften experimentell ermittelt werden. Es wurde jedoch angenommen, dass sich das Fließverhalten der WZ an die Ludwik-Bedingung hält. Somit wurden der Verfestigungsexponent n und die Konstante K der Weichen Zone mit einem iterativen Verfahren in der numerischen Simulation so lange variiert, bis die Ergebnisse mit den experimentellen Ergebnissen im Zugversuch der lokal erweichten Probe übereinstimmten.

Eine weitere Methode für die Bestimmung der homogenen mechanischen Eigenschaften in der WZ mit Hilfe von Schubspannungen, wie sie von Budkin (1985 S. 948-951) erörtert wird, wurde bereits im Kapitel 2.2.3 beschrieben.

Eine Möglichkeit für die direkte Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der WEZ und deren individuellen Temperatur-Zeitverlauf ist die gezielte Erwärmung eines für die mechanisch-technologische Charakterisierung ausreichenden Volumens. Alternativ dazu können die mechanischen Eigenschaften der Weichen Zone indirekt über einen iterativen Prozess mit Hilfe des Abgleichs von numerischer Simulation und experimentellen Versuchen an der geschweißten Verbindung mit Hilfe der Ludwik-Bedingung ermittelt werden. Überdies besteht die Möglichkeit der Bestimmung der mechanischen Eigenschaften an der geschweißten Verbindung experimentell durch die Schubbeanspruchung, die anschließend rechnerisch in Normalspannungen übergeführt werden kann.

2.4 Numerische Schweißsimulation

Um die beim realen Schweißprozess auftretenden komplexen Vorgänge in einer numerischen Schweißsimulation erfassen zu können, bedarf es einer Kombination von numerischen Methoden zur Bestimmung der Temperatur, des Gefüges, der Eigenspannungen und des Verzuges. Nach Radaj (1999) kann die Schweißsimulation dabei in folgende drei Teilgebiete unterteilt werden:

- Prozesssimulation
- Struktursimulation
- Werkstoffsimulation

Die gegenseitige Abhängigkeit mit den Interaktionen der Teilgebiete wurde in Abbildung 2-15 graphisch dargestellt (Hildebrand, 2008 S. 22 ff.).

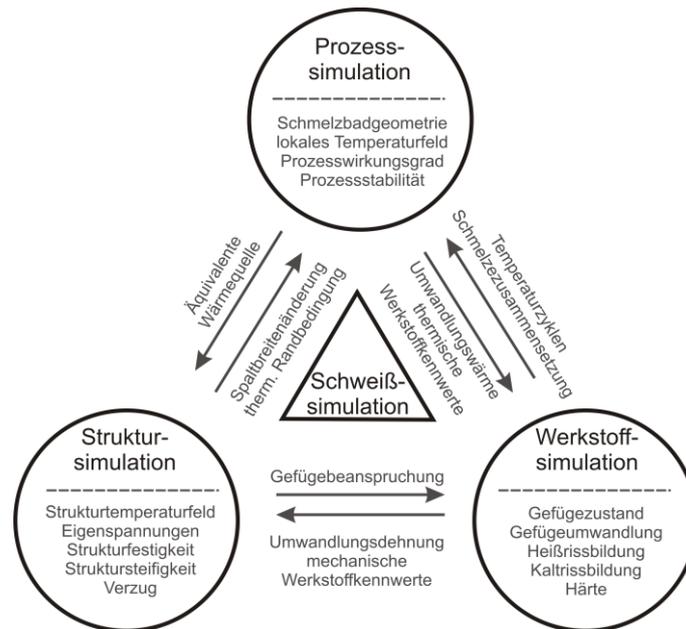


Abbildung 2-15: Teilgebiet der Schweißsimulation nach Radaj (2002), (Hildebrand, 2008 S. 23)

Die Prozesssimulation beschäftigt sich mit dem Schweißprozess und wird in dieser Arbeit nur in Form einer Temperaturfeldanalyse betrachtet, da in ihr selbst kein Schweißprozess, sondern eine thermische WEZ-Simulation behandelt wird. Eigenspannungen und Verzug, welche sich nach der thermischen Behandlung im Bauteil ergeben, können mit Hilfe der Struktursimulation erfasst werden. Infolge des Schweißprozesses beziehungsweise der Wärmeeinbringung tritt bei umwandlungsfähigen Werkstoffen eine Gefügeumwandlung auf, die bei der Werkstoffsimulation mit entsprechenden Modellen (z. B. Leblond) erfasst wird.

2.4.1 Grundlagen der Kontinuumsmechanik

Die nachfolgenden Kapitel beschäftigen sich mit dem Verformungsverhalten fester Körper; dabei werden die reversible Elastizität und die irreversible Plastizität beschrieben.

2.4.1.1 Elastizitätstheorie

Für die Ausführungen im Kapitel 2.4.1.1 wurde das Werk *FEM* von Klein (2007 S. 16 ff.) herangezogen. Bei der Elastizitätstheorie wird ein elastischer Körper unter Einwirkung von Kräften betrachtet. Die auftretenden Verformungen können als klein, stetig und reversibel angenommen werden. Für die Beschreibung des elasto-mechanischen Verhaltens des Körpers sind daher folgende Gleichungen erforderlich:

- Sechs Verschiebungs-Verzerrungsgleichungen
- Sechs Verzerrungs-Spannungsgleichungen
- Drei Gleichgewichtsbedingungen

Der Zusammenhang zwischen Verschiebung und Verzerrung ist für die jeweiligen Richtungen im kartesischen Koordinatensystem nach folgenden Gleichungen (2-17) bis (2-22) definiert, wobei der Ausdruck ε die Dehnung und γ die Gleitung beschreibt. Die Ausdrücke $u(x)$, $v(y)$ und $w(z)$ bezeichnen die richtungsabhängige Verschiebung.

$$\varepsilon_{xx} = \frac{\partial u}{\partial x} \quad (2-17)$$

$$\varepsilon_{yy} = \frac{\partial v}{\partial y} \quad (2-18)$$

$$\varepsilon_{zz} = \frac{\partial w}{\partial z} \quad (2-19)$$

$$\gamma_{xy} = \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y} \quad (2-20)$$

$$\gamma_{yz} = \frac{\partial w}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial z} \quad (2-21)$$

$$\gamma_{zx} = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x} \quad (2-22)$$

Für den dreidimensionalen Raum kann der Zusammenhang zwischen Verzerrung und Verschiebung mit folgender Matrix beschrieben werden (Gleichung (2-23)):

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \varepsilon_{zz} \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial x} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial y} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial z} \\ \frac{\partial}{\partial y} & \frac{\partial}{\partial x} & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial z} & \frac{\partial}{\partial y} \\ \frac{\partial}{\partial z} & 0 & \frac{\partial}{\partial x} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} u \\ v \\ w \end{bmatrix} = \mathbf{D} \mathbf{u} \quad (2-23)$$

Der Vektor der Verzerrung $\boldsymbol{\varepsilon}$ ergibt sich dabei aus der Multiplikation der Differenzialoperatorenmatrix \mathbf{D} mit der Verschiebung \mathbf{u} .

Der Zusammenhang zwischen der Verzerrung $\boldsymbol{\varepsilon}$ und der Spannung $\boldsymbol{\sigma}$ wird mit Hilfe eines Stoffgesetzes beschrieben, wobei hier ein homogenes isotropes Werkstoffverhalten vorausgesetzt wird. Bei dem linear-elastischen Werkstoffverhalten kommt das Hook'sche Gesetz zur Anwendung, das heißt, es besteht ein linearer Zusammenhang zwischen der Verzerrung und der Spannung, wobei die Anwendbarkeit dieser Beziehung auf kleine Verzerrungen beschränkt bleibt. Die linearen Zusammenhänge zwischen Verzerrungen und Spannungen für die einzelnen Richtungen im kartesischen Koordinatensystem werden in den Gleichungen (2-24) bis (2-29) dargestellt, wobei der Ausdruck E den werkstoffabhängigen isotropen Elastizitätsmodul und ν die Querkontraktion beschreibt.

$$\sigma_{xx} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} [(1-\nu)\varepsilon_{xx} + \nu(\varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz})] \quad (2-24)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} [(1-\nu)\varepsilon_{yy} + \nu(\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{zz})] \quad (2-25)$$

$$\sigma_{zz} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} [(1-\nu)\varepsilon_{zz} + \nu(\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy})] \quad (2-26)$$

$$\tau_{xy} = \frac{E}{2(1+\nu)} \gamma_{xy} \quad (2-27)$$

$$\tau_{yz} = \frac{E}{2(1+\nu)} \gamma_{yz} \quad (2-28)$$

$$\tau_{zx} = \frac{E}{2(1+\nu)} \gamma_{zx} \quad (2-29)$$

In Matrixschreibweise lautet die Formulierung folgendermaßen nach Gleichung (2-30).

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{zz} \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \end{bmatrix} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} (1-\nu) & \nu & \nu & 0 & 0 & 0 \\ & (1-\nu) & \nu & 0 & 0 & 0 \\ & & (1-\nu) & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{(1-2\nu)}{2} & 0 & 0 \\ & & & & \frac{(1-2\nu)}{2} & 0 \\ & & & & & \frac{(1-2\nu)}{2} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \varepsilon_{zz} \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \end{bmatrix} \quad (2-30)$$

sym.

Oder in verkürzter Form laut Gleichung (2-31), wobei der Ausdruck **C** die Elastizitätsmatrix beschreibt, welche eine innere Abhängigkeit vom E-Modul E und der Querkontraktion ν aufweist.

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C} \boldsymbol{\varepsilon} \quad (2-31)$$

Mit den Gleichgewichtsbedingungen wird die Verbindung zu den äußeren Kräften hergestellt; sie folgen der Forderung nach dem Gleichgewichtszustand zwischen inneren Spannungen und äußeren Kräften, welcher sowohl im Inneren als auch an der Oberfläche des Körpers gegeben sein muss. Für die einzelnen Richtungen wurden die Gleichgewichtsbedingungen in den Gleichungen (2-32) bis (2-34) angeführt, wobei der Vektor **p** die äußere Beanspruchung beschreibt.

$$\frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{yx}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{zy}}{\partial z} - p_x = 0 \quad (2-32)$$

$$\frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yy}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{zy}}{\partial z} - p_y = 0 \quad (2-33)$$

$$\frac{\partial \tau_{xz}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_{zz}}{\partial z} - p_z = 0 \quad (2-34)$$

$$\tau_{ij} = \tau_{ji} \quad (2-35)$$

Unter Anwendung des Satzes von der Gleichheit der zugeordneten Schubspannungen (Gleichung (2-35)) kann die Gleichgewichtsbedingung nach Gleichung (2-36) ausgedrückt werden.

$$\begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial x} & 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial y} & 0 & \frac{\partial}{\partial z} \\ 0 & \frac{\partial}{\partial y} & 0 & \frac{\partial}{\partial x} & \frac{\partial}{\partial z} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial z} & 0 & \frac{\partial}{\partial y} & \frac{\partial}{\partial x} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{zz} \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} p_x \\ p_y \\ p_z \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (2-36)$$

In abgekürzter Form kann die Gleichung (2-36) nach Gleichung (2-37) beschrieben werden.

$$\mathbf{D}^t \boldsymbol{\sigma} - \mathbf{p} = \mathbf{0} \quad (2-37)$$

2.4.1.2 Plastizitätstheorie

Die folgenden Ausführungen zur Plastizitätstheorie 2.4.1.2 wurden dem Werk „Eindimensionale Finite Elemente“ von Merkel et al. (2010 S. 289 ff.) entnommen.

Im Gegensatz zur elastischen Dehnung ε_{el} tritt bei der plastischen Dehnung ε_{pl} eine bleibende Verzerrung nach vollständiger Entlastung auf. Die beschriebenen Verzerrungen können bei kleinen Dehnungen nach folgender Gleichung (2-38) additiv zusammengesetzt werden:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}_{el} + \boldsymbol{\varepsilon}_{pl} \quad (2-38)$$

Überdies gilt beim plastischen Materialverhalten kein eindeutiger Zusammenhang zwischen Spannung und Dehnung, da hier ebenfalls die Belastungsgeschichte berücksichtigt werden muss. Somit ist die Betrachtung inkrementeller Beziehungen erforderlich, welche über die gesamte Belastungsgeschichte integriert werden. Aus der zuvor dargestellten Gleichung (2-38) folgt die Ableitung auf die Darstellung mit Hilfe der dehnungsinkrementen Gleichung (2-39).

$$d\boldsymbol{\varepsilon} = d\boldsymbol{\varepsilon}_{el} + d\boldsymbol{\varepsilon}_{pl} \quad (2-39)$$

Folgende Parameter beeinflussen das plastische Materialverhalten:

- eine Fließbedingung
- eine Fließregel
- Verfestigungsgesetz

2.4.1.2.1 Fließbedingung

Mit Hilfe der Fließbedingung lässt sich feststellen, bei welchem Spannungszustand sich ein Punkt des Körpers elastisch beziehungsweise plastisch verzerrt. Im Falle einer einachsigen Beanspruchung (z. B. einachsiger Zugversuch) tritt das Fließen beim Erreichen der Fließspannung (Fließgrenze) R_p ein; die allgemeine Darstellung dafür ist in Gleichung (2-40) angeführt.

$$F = F(\boldsymbol{\sigma}, \kappa, \alpha) \quad (2-40)$$

Dabei steht κ für die innere Variable der isotropen Verfestigung und α für den sogenannten „backstress“ bei der kinematischen Verfestigung. Die Gleichungen für das Materialverhalten im mehrdimensionalen Spannungsraum sind in den Gleichungen (2-41) bis (2-43) aufgeführt.

$$\text{Elastisches Verhalten} \quad F(\boldsymbol{\sigma}, \kappa, \boldsymbol{\alpha}) < 0 \quad (2-41)$$

$$\text{Plastisches Verhalten} \quad F(\boldsymbol{\sigma}, \kappa, \boldsymbol{\alpha}) = 0 \quad (2-42)$$

$$\text{Unzulässig} \quad F(\boldsymbol{\sigma}, \kappa, \boldsymbol{\alpha}) > 0 \quad (2-43)$$

Durch eine Aufteilung der Fließbedingung in einen reinen Spannungsanteil $f(\boldsymbol{\sigma})$, das sogenannte Fließkriterium (z. B. Gestaltänderungsenergiehypothese) und in einem Werkstoffparameter $R_p(\kappa)$, der die Fließspannung darstellt, kann die Formulierung der Fließbedingung bei isotroper Verfestigung auf folgende Art (Gleichung (2-44)) vereinfacht werden.

$$F(\boldsymbol{\sigma}, \kappa) = f(\boldsymbol{\sigma}) - R_p(\kappa) \quad (2-44)$$

Für den Fall der einachsigen Beanspruchung kann die Fließbedingung auf Gleichung (2-45) vereinfacht werden, wobei die Variable σ die Spannung in einer Belastungsrichtung definiert.

$$F(\sigma, \kappa) = |\sigma| - R_p(\kappa) \quad (2-45)$$

Für die Darstellung einer zyklischen Beanspruchung ist die isotrope Verfestigung allein nicht geeignet (Gleichung (2-44)); daher ist es sinnvoll, die Fließbedingung um die kinematische Verfestigung zu erweitern, um auch diesen Belastungsfall abbilden zu können. Der kinematischen Verfestigung liegt die Annahme zugrunde, dass sich der Durchmesser der Fließfläche nicht ändert; die Lage der Fließfläche ist jedoch von der Dehnungskinetik abhängig. Die Verschiebung im Hauptspannungsraum wird dabei durch den sogenannten „backstress“ α beschrieben. Durch diese Verschiebung kommt es bei der gegenläufigen Belastung zu einem Fließbeginn bei geringerer Beanspruchung als bei der Initialbelastung (Rust, 2009 S. 196 ff.).

Die Fließbedingung für die kinematische Verfestigung wird in Gleichung (2-46) dargestellt.

$$F(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\alpha}) = f(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\alpha}) - R_p \quad (2-46)$$

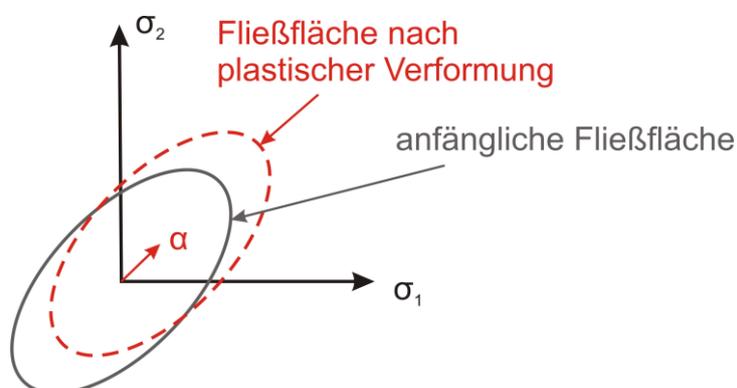


Abbildung 2-16: Verschiebung der Fließfläche bei kinematischer Verfestigung, (Rust, 2009 S. 196)

2.4.1.2.2 Fließregel

Die Fließregel wird für die mathematische Definition der plastischen Verzerrung $d\varepsilon_{pl}$ im Laufe der Belastungsgeschichte herangezogen. Mit der Gleichung (2-47) wird die Entwicklung der infinitesimalen Inkremente bei eindimensionaler Belastung definiert, dabei stellt der Faktor $d\lambda$ den Konsistenzparameter ($d\lambda \geq 0$) und r die Funktion der Fließrichtung dar.

$$d\varepsilon_{pl} = d\lambda r \quad (2-47)$$

Für die Darstellung im dreidimensionalen Fall gibt r die Richtung des Vektors $d\varepsilon_{pl}$ vor, während der Skalar $d\lambda$ den Betrag des Vektors beschreibt.

Unter Einbeziehung der zuvor genannten Fließbedingung kann folgende Fließregel gemäß Gleichung (2-49) definiert werden:

$$d\varepsilon_{pl} = d\lambda \frac{\partial F}{\partial \sigma} \quad (2-48)$$

In der allgemeinen dreidimensionalen Darstellung steht der Vektor für den Zuwachs der plastischen Verzerrung im rechten Winkel auf die Fließfläche und ist nach außen gerichtet. Diese Fließregel wird im Allgemeinen auch als „assozierte Fließregel“ bezeichnet. In der Kombination mit der Fließbedingung ergibt sich Gleichung (2-49) für das plastische Verzerrungsincrement im einachsigen Beanspruchungsfall. Die Funktion $\text{sgn}(\sigma)$ steht dabei für die Vorzeichenfunktion, welche in Abhängigkeit der Spannung einen definierten Wert ($-1, 0, 1$) annehmen kann.

$$d\varepsilon_{pl} = d\lambda \text{sgn}(\sigma) \quad (2-49)$$

2.4.1.2.3 Verfestigungsgesetz

In Kombination mit der Fließbedingung und der Fließregel ermöglicht das Verfestigungsgesetz die Berücksichtigung der Werkstoffverfestigung. Das Verfestigungsgesetz beschreibt bei der isotropen Verfestigung die Fließspannung R_p in Abhängigkeit von der Variablen κ .

$$R_p = R_p(\kappa) \quad (2-50)$$

Im Falle der Dehnungsverfestigung kann für die Verfestigungsvariable die plastische Vergleichsdehnung ($\kappa = |\varepsilon_{pl}|$) herangezogen werden; eine andere Möglichkeit, die Verfestigung zu beschreiben, ist die spezifische plastische Arbeit ($\kappa = \omega_{pl} = \int \sigma d\varepsilon_{pl}$). In Kombination mit der Fließregel ergibt sich für die isotrope Verfestigungsvariable folgende Evolutionsgleichung (2-51):

$$d\kappa = d|\varepsilon_{pl}| = d\lambda \quad (2-51)$$

2.4.1.2.4 Elasto-plastischer Stoffmodul

Der elasto-plastische Stoffmodul E_{elpl} beschreibt das Materialverhalten bei Belastungen, die über dem linear-elastischen Materialbereich liegen. Hier sind die Steifigkeit des Werkstoffes und der Verzerrungszustand abhängig von der Belastungsgeschichte. Die Abhängigkeit der Spannung und der Dehnung wird dabei über den elasto-plastischen Stoffmodul mit der Differentialgleichung (2-52) beschrieben.

$$d\sigma = E_{elpl} d\varepsilon \quad (2-52)$$

Die Differentialgleichung der Fließbedingung für die isotrope Verfestigung kann dann in folgender Form angeschrieben werden (Gleichung (2-53)):

$$dF = \left(\frac{\partial F}{\partial \sigma}\right) d\sigma + \left(\frac{\partial F}{\partial \kappa}\right) d\kappa = \text{sgn}(\sigma) d\sigma + \left(\frac{\partial F}{\partial \kappa}\right) d\kappa = 0 \quad (2-53)$$

Durch Einsetzen des Hook'schen Gesetzes und der Fließregel aus Gleichung (2-51) in die additive Zusammensetzung der Verzerrungen ergibt sich folgende Beziehung:

$$d\varepsilon = \frac{1}{E} d\sigma + d\lambda \text{sgn}(\sigma) \quad (2-54)$$

Die Umformung und das Einsetzen der Gleichung (2-53) ergibt mit Berücksichtigung der Evolutionsgleichung folgende Beziehung für den Konsistenzparameter (Gleichung (2-55)):

$$d\lambda = \frac{\text{sgn}(\sigma) E}{E - \left(\frac{\partial F}{\partial \kappa}\right)} d\varepsilon \quad (2-55)$$

Das Einsetzen des Konsistenzparameters in Gleichung (2-54) und das Auflösen der Gleichung nach $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ ergibt für den elasto-plastischen Stoffmodul folgende Gleichung:

$$E_{elpl} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{E \times \left(\frac{\partial F}{\partial \kappa}\right)}{\left(\frac{\partial F}{\partial \kappa}\right) - E} \quad (2-56)$$

Im dreidimensionalen Fall wird im Gegensatz zum eindimensionalen Fall nicht der elasto-plastische Stoffmodul, sondern die elasto-plastische Stoffmatrix verwendet; die Definition dafür wird in der Gleichung (2-57) angeführt.

$$\mathbf{C}_{elpl} = \left(\mathbf{C} - \frac{(\mathbf{C}\mathbf{r}) \times \left(\mathbf{C} \frac{\partial F}{\partial \sigma}\right)}{\left(\frac{\partial F}{\partial \sigma}\right)^T \mathbf{C}\mathbf{r} - \frac{\partial F}{\partial q} \mathbf{h}} \right) \quad (2-57)$$

Der Ausdruck q steht dabei für die Matrix der inneren Variablen; h steht für die Funktion der Verfestigungsänderung.

2.4.2 Temperaturfeld

Anhand des Temperaturfeldes ist es möglich, die Gefügestände bei umwandlungsfähigen Werkstoffen und die Spannungszustände am Bauteil zu ermitteln. Die Temperaturverteilung am Bauteil wird wesentlich durch die Werkstoffeigenschaften „Wärmekapazität“, „Dichte“ und „Wärmeleitfähigkeit“ beeinflusst, welche wiederum vom vorhandenen Gefügebestandteil abhängig sind.

2.4.2.1 Wärmeleitung

Mit der Feldgleichung der Wärmeleitung lässt sich die Abhängigkeit der örtlichen Temperaturänderung vom Temperaturfeld beschreiben; die Gleichung geht von der Fourierschen Differentialgleichung aus und wird in Gleichung (2-58) gezeigt,

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{c\rho} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \frac{1}{c\rho} \frac{\partial Q_V}{\partial t} \quad (2-58)$$

wobei die Ausdrücke T die Temperatur, λ die Wärmeleitfähigkeit, c die spezifische Wärmekapazität und ρ die Dichte darstellen. All diese angeführten Termini weisen eine Abhängigkeit von der Temperatur auf. Die freigesetzte beziehungsweise die verbrauchte Wärmeenergie pro Volumeneinheit wird mit dem Ausdruck Q_V definiert (Radaj, 1988 S. 20).

2.4.3 Gefügeumwandlung

Die nicht-isotherme Umwandlung kann mit dem Leblond-Modell (Leblond, et al., 1984 S. 137-146) beschrieben werden. Das Modell ist besonders geeignet für Stähle mit mehreren Gefügebestandteilen und weist eine allgemeine Gültigkeit und eine einfache Anwendbarkeit auf.

Die Umwandlungskinetik nach dem Leblond-Modell wird mit Hilfe der Gleichung (2-59) beschrieben (Hildebrand, 2008 S. 57).

$$\frac{dP_i(T)}{dt} = f(\dot{T}) \frac{P_{eq,i}(T) - P_i(T)}{\tau(T)} \quad (2-59)$$

Der Ausdruck $P_i(T)$ beschreibt dabei den Anteil einer bestimmten Phase, $P_{eq,i}(T)$ den Phasenanteil im Gleichgewichtszustand und $\tau(T)$ die Verzögerungsdauer. Die Funktion $f(\dot{T})$ definiert die Abkühl- bzw. Aufheizrate. Die Parameter in der Gleichung (2-59) werden mit Hilfe eines SZTU-Diagrammes auf den bestimmten Bereich (Grundwerkstoff bzw. Schweißgut) abgestimmt.

Die Gefügeumwandlung beziehungsweise die Umwandlungskinetik weist eine Abhängigkeit von der Austenitkorngröße auf, wobei diese bei steigendem Austenitanteil nach Leblond und Devaux (1984 S. 137-146) anhand der nachfolgenden Gleichung (2-60) berechnet werden kann.

$$\dot{D}^a = C \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) - \frac{\dot{P}_A}{P_A} D^a \quad (2-60)$$

Für einen fallenden oder gleichbleibenden Austenitanteil beim Abkühlprozess ist die Korngröße nach Gleichung (2-61) zu berechnen.

$$\dot{D}^a = C \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2-61)$$

Die Faktoren a und C stellen dabei Konstanten dar, T ist die absolute Temperatur und Q die Aktivierungsenergie. Der Ausdruck R beschreibt die Gaskonstante und P_A den Austenitanteil, wobei \dot{P}_A die zeitliche Veränderung des Austenitanteiles wiedergibt.

2.4.4 Strukturmechanik bei der numerischen Schweißsimulation

Die ausführliche Theorie der Kontinuumsmechanik für das elasto-plastische Materialverhalten wird im Kapitel 2.4.1 behandelt, während in diesem Unterpunkt der Einfluss der Temperatur und der Umwandlung auf die Strukturmechanik beschrieben wird.

Die Bestimmung der Spannungen erfolgt bei der numerischen Simulation in der Regel über die Dehnungsanteile, wobei die Gesamtdehnung ε nach Gleichung (2-62) definiert werden kann (Radaj, 1988 S. 92 ff.).

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{th} + \varepsilon_{um} + \varepsilon_{ump} \quad (2-62)$$

Die Gesamtdehnung ε setzt sich dabei aus der elastische Dehnung ε_{el} , der plastischen Dehnung ε_{pl} , der thermischen Dehnung ε_{th} und der umwandlungsbedingten Dehnung ε_{um} sowie der plastischen umwandlungsbedingten Dehnung ε_{ump} zusammen. In gewissen Literaturstellen wird zur Gesamtdehnung auch noch die Kriechdehnung ε_{kr} hinzugezogen. In der vorliegenden Arbeit wird dieser Dehnungsanteil jedoch nicht explizit berücksichtigt.

Die Gesamtdehnung kann in differentieller Form nach Gleichung (2-63) angeschrieben werden.

$$d\varepsilon = d\varepsilon_{el} + d\varepsilon_{pl} + d\varepsilon_{th} + d\varepsilon_{um} + d\varepsilon_{ump} \quad (2-63)$$

Die thermische Dehnung wird mit Hilfe der Gleichung (2-64) beschrieben und gilt nur für die Normalverzerrung.

$$\varepsilon_{th} = \alpha(T) (T - T_0) \quad (2-64)$$

Der Ausdruck $\alpha(T)$ steht dabei für den temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten und T_0 für eine Referenztemperatur. Das Inkrement der thermischen Dehnung $d\varepsilon_{th}$ ergibt sich infolge des Temperaturinkrements ΔT und wird in Gleichung (2-65) angeführt.

$$d\varepsilon_{th} = \alpha(T) \Delta T + \frac{\partial \alpha}{\partial T} (T - T_0) \Delta T \quad (2-65)$$

Die Dehnung infolge der Umwandlung ε_{um} wird in Abhängigkeit der Phase mit Hilfe der thermischen Dehnung ε_{th} erfasst; dabei werden die Volumendilatationen bei der Erwärmung und Abkühlung in Kombination mit phasen- und temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten berücksichtigt. Mit der Gleichung (2-66) kann die thermische Dehnung eines Werkstoffes ε_{th} mit mehreren Phasen durch Aufsummierung der Wärmedehnungen der einzelnen Phasen $\varepsilon_{th,i}$ in Abhängigkeit des Phasenanteiles P_i beschrieben werden (Hildebrand, 2008 S. 60 ff.).

$$\varepsilon_{th} = \sum_{i=1}^n P_i \varepsilon_{th,i} \quad (2-66)$$

Die Umwandlungsplastizität ε_{ump} tritt laut Hildebrand (2008 S. 60 ff.) in Anlehnung an Leblond et al. (1986 S. 395-406) bei umwandlungsfähigen Stählen auf, wobei die die plastische Verformung verursachenden Lastspannungen und die daraus resultierenden Vergleichsspannungen kleiner als die 0,2 %-Dehngrenze sind. Der Ansatz für dieses Modell geht dabei auf Greenwood und Johnson (1964 S. 403-422) zurück und ist in inkrementeller Form nach Gleichung (2-67) definiert.

$$\varepsilon_{ump} = -\frac{3}{2} K s_{ij} h \left(\frac{\sigma_{eq}}{R_p} \right) \ln(P_F) \dot{P}_F \quad (2-67)$$

Der Faktor K stellt dabei den Koeffizienten für die Umwandlungsplastizität dar, R_p die Fließspannung, σ_{eq} die berechnete Fließspannung in Abhängigkeit von den Phasenanteilen, s_{ij} den deviatorischen Spannungstensor und P_F den Gefügeanteil von Ferrit beziehungsweise dessen zeitlich veränderlichen Gefügeanteil. Die Funktion h ist der nichtlineare Anteil zur Berücksichtigung des Spannungsverhältnisses. Der Koeffizient K kann nach Gleichung (2-68) berechnet werden,

$$K = \frac{2 \Delta \varepsilon_{th}^{\gamma \rightarrow \alpha}}{R_p^\gamma} \quad (2-68)$$

wobei der Faktor R_p^γ für die Fließspannung der γ -Phase steht und $\varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{th}$ die Differenz der thermischen Dehnungen zwischen den beiden unterschiedlichen Phasen ($\gamma \rightarrow \alpha$) beschreibt.

Das elasto-plastische Materialverhalten kann mit Hilfe der Kontinuumsmechanik beschrieben werden, wobei die Elastizitäts- und Plastizitätstheorie Anwendung findet. Durch das Temperaturfeld ist es möglich, bei umwandlungsfähigen Werkstoffen und Spannungszuständen Gefügestände am Bauteil zu ermitteln. Das Temperaturfeld ist wiederum abhängig von den thermischen Materialeigenschaften der entsprechenden Gefügebestandteile. Die Schweißsimulation berücksichtigt die Wechselwirkungen zwischen der Prozess-, der Struktur- und der Werkstoffsimulation.

2.5 Schwingfestigkeit

Der Begriff „Materialermüdung“ beschreibt die fortschreitende Materialschädigung unter gewissen Umwelteinflüssen, wobei der Unterbegriff „Schwingfestigkeit“ das Versagensverhalten durch die zyklische mechanische Belastung bei konstanter Temperatur definiert.

Der Wöhler-Versuch ist ein Schwingfestigkeitsversuch, bei welchem Proben mit unterschiedlichen geometrischen Oberflächen (ungekerbt, gekerbt, bauteilähnlich) zyklischen Lastamplituden von konstanter Größe unterworfen werden. Die aufgebrachten Beanspruchungsarten sind dabei Axial-, Biege- und Torsionsbeanspruchungen. Im Wöhler-Diagramm werden die Spannungsamplituden über der ertragbaren Anzahl der Lastspiele aufgetragen, wobei das Versagenskriterium in den meisten Fällen der Probenbruch ist. Das Wöhler-Diagramm kann in drei Bereiche unterteilt werden: Der Kurzzeitfestigkeitsbereich reicht dabei in etwa bis $N = 10^4$ Lastwechsel, in diesem Bereich dominieren die plastischen Verformungen gegenüber den elastischen. Die Zeitfestigkeit erstreckt sich zwischen der Kurzzeitfestigkeit und der Dauerfestigkeit (bei Stählen), wobei der Knickpunkt (Übergang vom zeitfesten zum dauerfesten Bereich) bei $N_D = 10^6$ bis 10^7 liegt und überwiegend elastische Verformungen auftreten (Radaj, et al., 2007 S. 18 ff.). Als Dauerfestigkeit versteht man diejenige Grenzspannung σ_D , welche eine Werkstoffprobe bei ständiger Wiederholung der Belastung ohne Bruch theoretisch unendlich oft ertragen kann (Holzmann, et al., 2006 S. 49).

Haibach (2002 S. 26) führt eine konkretere Definition für den Übergang von der Kurzzeit- zur Zeitfestigkeit an; hier wird die Abgrenzung exakt über eine spannungsbezogene Größe definiert. Als Grenze gelten dabei die Fließgrenze beziehungsweise die Formdehngrenze (Abbildung 2-17).

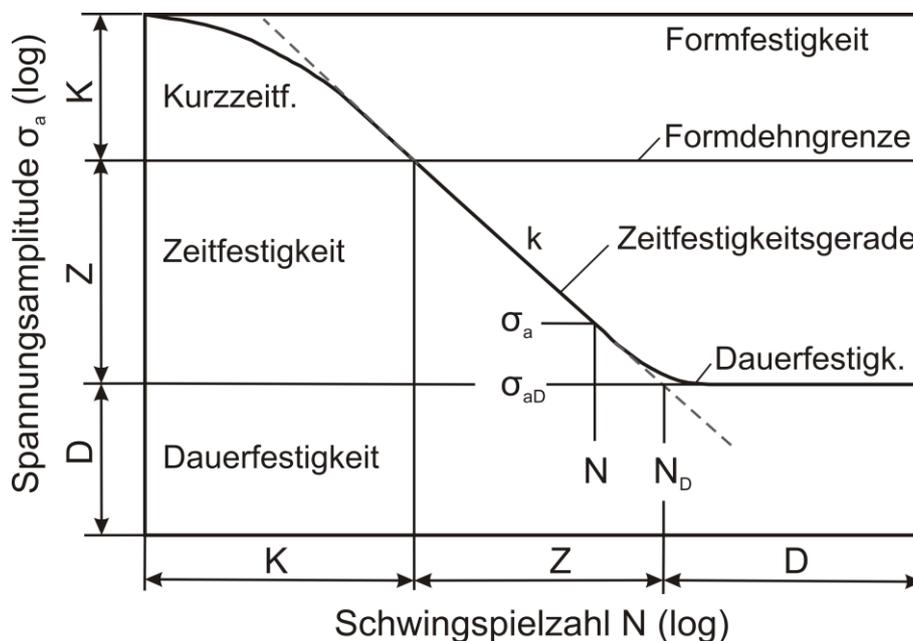


Abbildung 2-17: Kennwerte und unterschiedliche Bereiche einer Wöhler-Linie (Haibach, 2002 S. 26)

2.5.1 Einflüsse

Radaj und Vormwald (2007 S. 59 ff.) führen in ihrem Werk „Ermüdungsfestigkeit“ folgende Faktoren an, welche einen Einfluss auf die Schwingfestigkeit ausüben:

- Werkstoff
- Beanspruchungsmehrachsigkeit
- Proben- oder Bauteilgröße
- Oberflächenverfestigung
- Eigenspannungen
- Oberflächenrauheit
- Korrosion
- Temperatur

Im nachfolgenden Teil von Kapitel 2.5.1 wird auf ausgewählte Einflussfaktoren genauer eingegangen.

2.5.1.1 Werkstoffeinfluss

Die Dauerfestigkeit bei ungekerbten polierten Proben ist in erster Linie von der Zugfestigkeit des eingesetzten Werkstoffes abhängig. Diese Abhängigkeit von der Zugfestigkeit ist wahrscheinlich historisch bedingt, obwohl es Näherungsformeln gibt, die sich auch auf die Fließgrenze des Werkstoffes beziehen. Haibach (2002 S. 649 ff.) bestätigt die Aussage über die Abhängigkeiten und führt in seinem Werk „Betriebsfestigkeit“ ebenfalls eine Sammlung von empirischen Formeln aus Literaturstellen zur Abschätzung der Wechselfestigkeit durch quasi-statische Kennwerte an. Als „Stand der Technik“ für die Abschätzung der Wechselfestigkeit ist jedoch die FKM-Richtlinie (2012) nach Haibach (2002) für Anwendungen im Maschinenbau anzusehen. Die Wechselfestigkeit für Normalspannungen ist geringer als die Zugfestigkeit und wird gemäß der FKM-Richtlinie (2012) in Abhängigkeit vom Werkstoff durch die Multiplikation der Zugfestigkeit mit einem Faktor bestimmt (Radaj, et al., 2007 S. 59 ff.).

In Gleichung (2-69) wird die Berechnung der Wechselfestigkeit nach der FKM-Richtlinie (2012) angeführt. Der Umrechnungsfaktor $f_{W,\sigma}$ für die Normalspannungen beträgt in Abhängigkeit vom Werkstoff bei Stählen zwischen 0,4 und 0,45.

$$\sigma_{DzdW} = f_{W,\sigma} R_m \quad (2-69)$$

2.5.1.2 Größeneinfluss

Die Ausführung und Strukturierung des Abschnitts 2.5.1.2 orientiert sich an den Werken von Radaj und Vormwald (2007 S. 151 ff.), Haibach (2002 S. 501 ff.) und Friederich (1995 S. 4 ff.).

Es ist allgemein bekannt, dass der Größeneinfluss auf die ertragbare Schwingfestigkeit vorhanden ist, jedoch sind quantitative Aussagen über die Beeinflussung nur schwer zu tätigen, da andere Faktoren,

wie die Probenfertigung, die Probenentnahme und die Prüfbedingungen mit dem Größeneinfluss in Wechselwirkung stehen und dies in der Literatur oft zu konträren Ergebnissen führt.

Zur Erklärung des Größeneinflusses wird häufig das abnehmende Spannungsgefälle bei Biegebeanspruchung mit steigendem Durchmesser herangezogen, demzufolge Spannungsspitzen mit dem Eintreten des Fließvorganges abgebaut werden. Eine andere mögliche Erklärung ist durch einen statistischen Ansatz gegeben, wobei dabei oft explizit auf das größere Randvolumen bei dickeren Proben verwiesen wird.

Kloos (1976 S. 63-75) formulierte in seiner Veröffentlichung eine Systematisierung der Größeneinflussmechanismen, welche bei der Umlegung von an kleinen Proben ermittelten Prüfergebnissen auf Großproben zur Anwendung kommen. Die unterschiedlichen Größeneinflüsse werden dabei in Abbildung 2-18 demonstriert.

	Entstehungsursache	Mechanismen
Technologischer Größeneinfluss	a) Durchmesser- Abhängigkeit der Randfestigkeit bzw. -härte bei Vergütungsstählen $\sigma_w = f(\text{Randfestigkeit})$	
	b) Reinheitsgrad (Größe, Form und Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse)	
	c) Graphit-Form bei Eisen-Graphit-Werkstoffen	
Spannungsmechanischer (geometrischer) Größeneinfluss	Stützwirkung bei inhomogener Spannungsverteilung	
Statistischer Größeneinfluss	Mit zunehmender Probengröße erhöhte Wahrscheinlichkeit eines Bruchausganges von statistisch verteilten Fehlern	
Oberflächentechnischer Größeneinfluss	Unterschiedliche Tiefenwirkung einer Oberflächenverfestigung (Eigenspannungen)	

Abbildung 2-18: Arten der Größeneinflüsse (Kloos, 1976 S. 63-75)

Mit Hilfe des technologischen Größeneinflusses werden jene Unsicherheiten beschrieben, welche bei gleichen Werkstoffen im Zuge der Herstellung oder Bearbeitung (Reinheitsgrad, heterogene Gefügeausbildung etc.) auftreten können. In Abbildung 2-19 wurde dieser Einfluss für ein vergütetes Bauteil veranschaulicht. Durch die unterschiedlichen Abmessungen tritt bei großen Bauteilen eine mechanische Heterogenität über den Querschnitt auf.

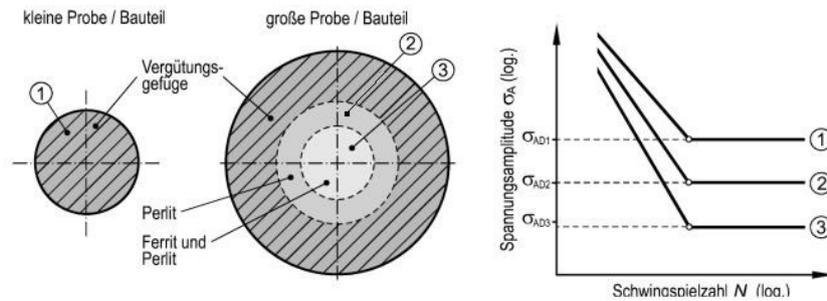


Abbildung 2-19: Technologischer Größeneinfluss am Beispiel eines vergüteten Bauteils in Anlehnung an Lämple (2008 S. 281 ff.)

Der spannungsmechanische Größeneinfluss beruht auf dem Auftreten einer Stützwirkung infolge einer inhomogenen Spannungsverteilung; eine solche wird durch eine inhomogene Beanspruchungsart (z. B. Biegebeanspruchung) oder durch eine Kerbe am Bauteil hervorgerufen. Der für die auftretende Stützwirkung entscheidende Spannungsgradient wird wiederum von der Größe des Bauteiles beeinflusst (Abbildung 2-20).

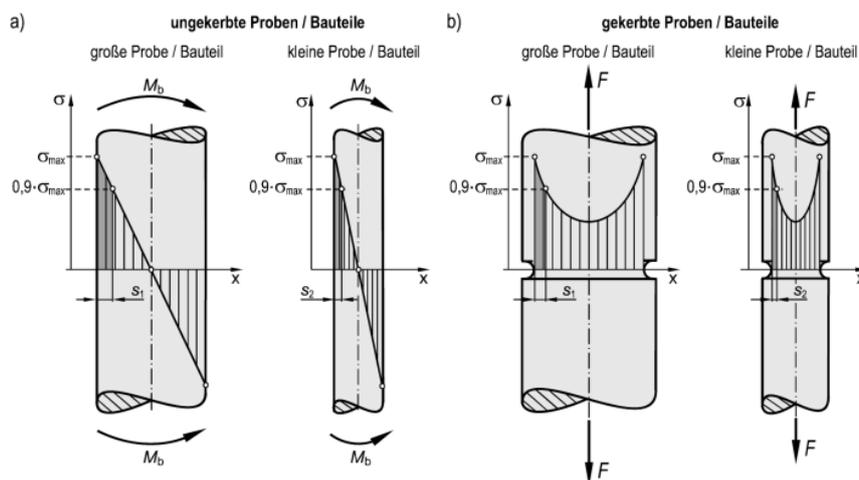


Abbildung 2-20: Spannungsmechanischer Größeneinfluss auf die Schwingfestigkeit (Lämple, 2008 S. 281 ff)

Der statistische Größeneinfluss beschreibt die mit zunehmender Bauteilgröße steigende Wahrscheinlichkeit des Auftretens eines für die Schwingfestigkeit kritischen Fehlers.

Der oberflächentechnische Größeneinfluss beschreibt den Einfluss diverser Oberflächenbehandlungen (z. B. Oberflächenverfestigung) bei unterschiedlichen Bauteilgrößen.

Der spannungsmechanische und der statistische Größeneinfluss werden auf Grund der Behandlung in dieser Arbeit in den nachfolgenden Unterpunkten genauer betrachtet.

2.5.1.2.1 Spannungsmechanischer Größeneinfluss

Voraussetzung für das Auftreten des spannungsmechanischen Größeneinflusses ist das Auftreten einer inhomogenen Spannungsverteilung im Bauteil. Diese Inhomogenität kann über Kerben oder eine inhomogene Beanspruchung hervorgerufen werden und bewirkt eine Stützwirkung neben den örtlich hochbeanspruchten Zonen. Es ist außerdem darauf hinzuweisen, dass mit dem Begriff „Kerbe“ nicht nur die klassische Kerbe in Form der geometrischen Kerbe einzubeziehen ist, sondern auch die metallurgische Kerbe und die Belastungskerbe (Abbildung 2-21).

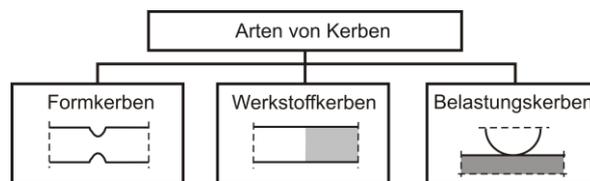


Abbildung 2-21: Arten von Kerben (Radaj, et al., 2007 S. 148)

Für die Beschreibung der Spannungskonzentration kommen die Kerbformzahl (Formzahl) und der Kerbfaktor K_t (bzw. α_k) zur Anwendung. Die Kerbformzahl beschreibt das Verhältnis von Kerbspannungshöchstwert σ_{max} zur Nennspannung S bei quasi-statischer Beanspruchung und linear elastischen Werkstoffen (Gleichung (2-70)).

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{S} \quad (2-70)$$

Die Bestimmung der Stützwirkungseffekte erfolgt anhand des bezogenen Spannungsgradienten χ , welcher nach Gleichung (2-71) bestimmt wird und in erster Linie von der Belastungsart und bei geometrischen Kerben vom Kerbradius abhängt. Der Ausdruck dx beschreibt dabei die Koordinaten senkrecht zum Kerbgrund.

$$\chi = \frac{1}{\sigma_{max}} \frac{d\sigma}{dx} \quad (2-71)$$

Die Kerbwirkungszahl K_f (bzw. β_k) bezeichnet das Verhältnis zwischen der Dauerfestigkeit der ungekerbten polierten Probe zu jener der gekerbten Probe oder des entsprechenden Bauteils, bezogen auf die Nennspannung. Üblicherweise wird die Kerbwirkungszahl bei einem Mittelspannungsverhältnis $R = 0$ bestimmt, jedoch kann das Konzept auch auf andere Mittelspannungsverhältnisse und auf den Zeitfestigkeits- bzw. Kurzzeitfestigkeitsbereich übertragen werden, wobei die Zahlenwerte dann aber anders ausfallen.

$$K_f = \frac{\sigma_D(K_t = 1)}{S_D(K_t > 1)} \quad (2-72)$$

Die Kerbwirkungszahl weist eine Abhängigkeit von der Kerbschärfe, der Belastungsart und dem eingesetzten Werkstoff auf. Eine weitere Einflussgröße ist die Proben- oder Bauteilgröße; sie kommt über den Kerbradius als spannungsmechanischer Größeneinfluss zum Tragen. Die Kerbwirkungszahl ist in der Regel geringer als die Kerbformzahl, was auf das Auftreten der Mikrostützwirkung zurückgeführt wird. Bei scharfen Kerben mit hoher Formzahl ist der Unterschied stärker ausgeprägt als bei schwach gekerbten Bauteilen. Im Falle ähnlich gekerbten Proben mit gleicher Formzahl hat jedoch die große Probe auf Grund des größeren Kerbradius die höhere Kerbwirkungszahl. Dieser Umstand beschreibt im Wesentlichen den Größeneffekt bei Schwingversuchen.

Der Zusammenhang zwischen der Kerbformzahl K_t und der Kerbwirkungszahl K_f kann über die Stützziffer n_χ hergestellt werden (Gleichung (2-73)), wobei die spannungsmechanische Stützziffer von der Werkstoffart, der Werkstofffestigkeit und vom bezogenen Spannungsgefälle χ bei maximaler Beanspruchung abhängen.

$$n_\chi = \frac{K_t}{K_f} \quad (2-73)$$

Eine empirische Formel für die Abschätzung der Stützziffer nach Siebel und Stieler (1955 S. 121-126) wurde in Gleichung (2-74) angeführt, der Ausdruck s_g steht dabei für die Gleitschichtdicke und ist vom Werkstoff und dessen Festigkeit abhängig. In Abbildung 2-22 wurde die Stützziffer in Abhängigkeit von der Werkstoffart und der Werkstofffestigkeit als Funktion des bezogenen Spannungsgradienten graphisch dargestellt.

$$n_\chi = 1 + \sqrt{s_g \chi} \quad (2-74)$$

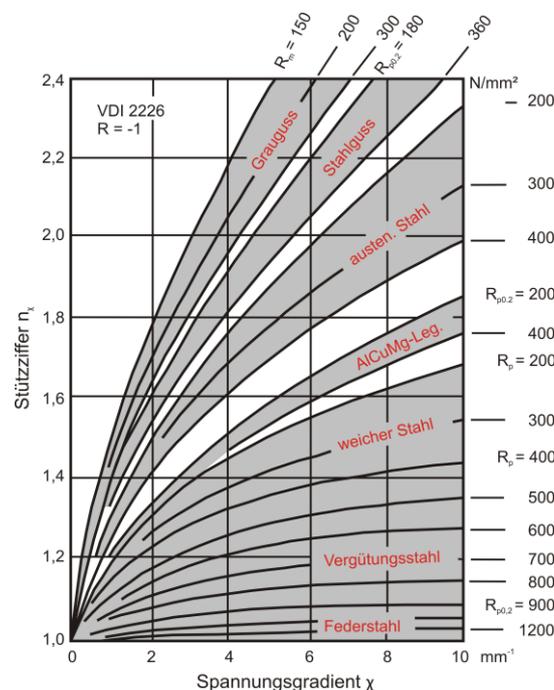


Abbildung 2-22: Stützziffer in Abhängigkeit von der Werkstoffart und der Werkstofffestigkeit als Funktion des bezogenen Spannungsgradienten nach VDI 2226 (Radaj, et al., 2007 S. 192)

Ein weiterer Ansatz für die Ermittlung der Stützziffer n wurde von Eichelseder (2003 S. 843-849) gegeben; bei diesem fließen nicht nur der bezogene Spannungsgradient ein, sondern auch die Dauerfestigkeit bei Zug-/Druckbeanspruchung σ_{Dzdw} und bei der Biegebeanspruchung σ_{Dbw} . Der Exponent K_D ist dabei ein werkstoffabhängiger Wert, und der Ausdruck t definiert die Dicke der Werkstoffprobe.

Dieser auf Spannungsgradienten basierende Ansatz findet auch Eingang in der kommerziellen Betriebsfestigkeitssoftware FEMFAT (Fröschl, et al., 2011 S. 481-486).

$$n_\chi = 1 + \left(\frac{\sigma_{Dbw}}{\sigma_{Dzdw}} - 1 \right) \cdot \left(\frac{\chi}{2/t} \right)^{K_D} \quad (2-75)$$

Makrostützwirkung nach Neuber

Mit diesem Ansatz kann bei einer inhomogenen Spannungsverteilung der Zusammenhang zwischen der globalen Beanspruchung (S, e) und der lokalen Dehnung oder Spannung (σ, ε) hergestellt werden. Durch das örtliche Überschreiten der Fließgrenze kommt es zu einer lokalen plastischen Verformung, die im Proben- bzw. Bauteilquerschnitt einen Spannungsausgleich zur Folge hat. Die elastisch-plastischen Spannungs- oder Dehnformzahlen werden nach den Gleichungen (2-76) und (2-77) berechnet. Der Zusammenhang zwischen der rein elastischen Formzahl K_t und der elastisch-plastischen Spannungs- oder Dehnformzahl ($K_{t\sigma}$ bzw. $K_{t\varepsilon}$) ist über die Gleichung (2-78) definiert, wobei die Beziehung nur für starke Kerben gültig ist. Im Falle von schwachen Kerben kommt die Gleichung (2-79) zur Anwendung. Haibach (2002) definiert eine schwache (bzw. mäßige) Kerbe mit einer Kerbformzahl K_t von 2,5 bis 5,2; für eine scharfe Kerbe führt er eine Kerbformzahl von $\geq 5,2$ an.

$$K_{t\sigma} = \frac{\sigma}{S} \quad (2-76)$$

$$K_{t\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{e} \quad (2-77)$$

$$K_t^2 = K_{t\sigma} K_{t\varepsilon} \quad (2-78)$$

$$K_t(K_t - 1) = K_{t\sigma}(K_{t\varepsilon} - 1) \quad (2-79)$$

Stellt man nun den Zusammenhang zwischen der Nennspannung oder der Nenndehnung (elastischer Bereich) und der örtlichen Spannung oder Dehnung (elastisch-plastischer Bereich) her, so lautet die Beziehung nach der Neuber-Regel folgendermaßen:

$$\sigma \varepsilon = \frac{S^2}{E} K_t^2 \quad (2-80)$$

$$\sigma(\varepsilon - e) = \frac{S^2}{E} K_t(K_t - 1) \quad (2-81)$$

Die Gleichung (2-80) ist dabei für starke Kerben anzuwenden, wohingegen bei schwachen Kerben Gleichung (2-81) heranzuziehen ist.

In Abbildung 2-23 wurde der Zusammenhang zwischen der elastischen Kerbhöchstspannung (ermittelt durch die Nenndehnung) und der örtlichen Spannung für eine starke Kerbe dargestellt; die Verbindung zwischen den beiden Spannungen ist dabei über einen hyperbelartigen Kurvenbogen gegeben. Dieser Kurvenbogen verläuft bei starken Kerben eher flacher und wird bei schwachen Kerben steiler.

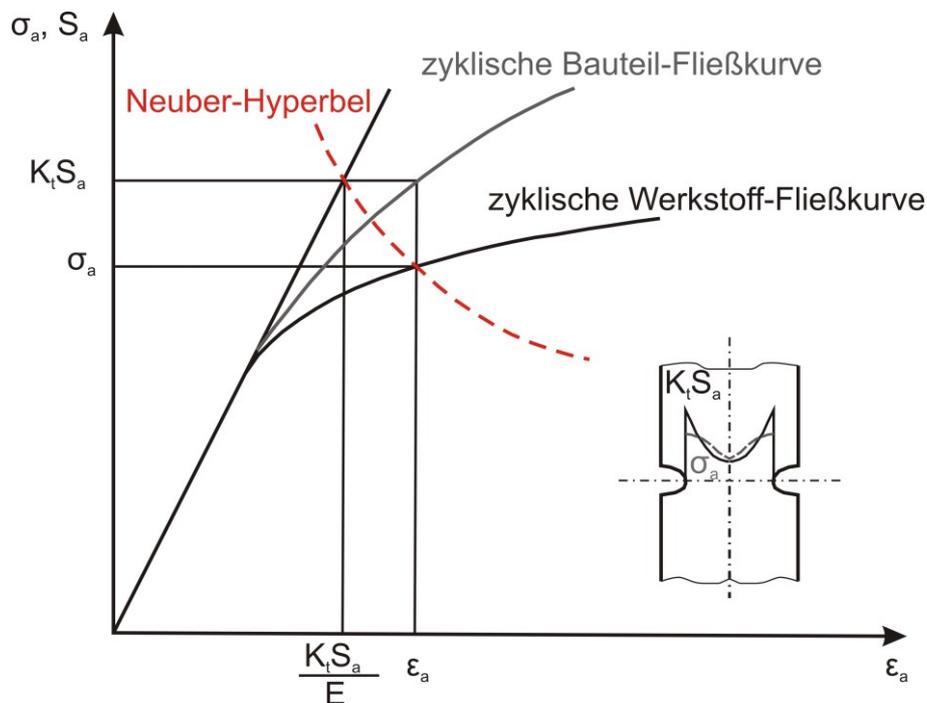


Abbildung 2-23: Neuber-Hyperbel in Anlehnung an Friederich (1995 S. 10)

2.5.1.2.2 Statistischer Größeneinfluss

Der statistische Größeneinfluss beschreibt den Effekt, dass die Wahrscheinlichkeit des Auftretens eines ermüdungsrisskritischen Fehlers mit steigendem Proben- bzw. Bauteilvolumen steigt. Diese Aussage wurde von Heckel und Köhler (1975 S. 52-54) bestätigt, die durch die Variation der Prüflänge diesen Größeneinfluss nachwiesen. Als Basis dafür gilt die Fehlstellentheorie von Weibull (1959 S. 360-362) (weakest-link-Konzept), welche davon ausgeht, dass das Versagen an der schwächsten Stelle auftritt.

Für die mathematische Beschreibung dieses Phänomens kommt der zweiparametrische Ansatz der Weibull-Verteilung zur Anwendung. Die Überlebenswahrscheinlichkeit $P_{\bar{U}}$ nach diesem Ansatz kann dabei in Abhängigkeit von der Fehlergröße a beziehungsweise von der charakteristischen Fehlergröße a_0 und dem Weibull-Exponenten W nach Gleichung (2-82) definiert werden.

$$P_{\bar{U}} = \exp \left\{ - \left(\frac{a}{a_0} \right)^W \right\} \quad (2-82)$$

Ersetzt man nun die Fehlergröße durch eine versagenskritische Spannung σ und stellt den Bezug zu einem beliebig größeren Volumen V her, dann lässt sich die Überlebenswahrscheinlichkeit gemäß Gleichung (2-83) anschreiben: Die Ausdrücke V_0 und σ_0 stehen dabei für charakteristische Ausgangsgrößen.

$$P_{\bar{U}} = \exp \left\{ -\frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^W \right\} \quad (2-83)$$

Die Bruchwahrscheinlichkeit P_B lässt sich demnach nach Gleichung (2-84) anschreiben.

$$P_B = 1 - \exp \left\{ -\frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^W \right\} \quad (2-84)$$

Wegen der höheren Wahrscheinlichkeit, dass der Riss im Bereich der hochbeanspruchten Oberfläche auftritt, modifizierten Böhm und Heckel (1982 S. 120-128) die Beziehung und ersetzten die Variablen für das Volumen durch die Flächen, dargestellt in Gleichung (2-85).

$$P_B = 1 - \exp \left\{ -\frac{A}{A_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^W \right\} \quad (2-85)$$

Setzt man nun die Überlebenswahrscheinlichkeiten von zwei ungekerbten Proben mit unterschiedlicher Größe gleich, ergibt sich, dass die Schwingfestigkeit nur vom Größenverhältnis der unterschiedlichen Probenoberfläche und vom Weibull-Exponenten W abhängt.

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_2} = \left(\frac{A_2}{A_1} \right)^{\frac{1}{W}} \quad (2-86)$$

Wormsen et al. (2010) modifizierten die Gleichung (2-84) mit der Basquin-Gleichung (2-87) und stellten durch das Gleichsetzen der Überlebenswahrscheinlichkeit von Proben mit unterschiedlicher Größe folgende Abhängigkeit der Lastspielzahl vom Verhältnis der Volumina, des Weibull-Exponenten W und der Materialkonstante m auf (Gleichung (2-88)). Der Ausdruck N_B steht für „Lastspielzahl bis Bruch“, S_a für die Nennspannungsamplitude, und C bzw. m sind Materialkonstanten.

$$N_B S_a^m = C \quad (2-87)$$

$$\frac{N_1}{N_2} = \left(\frac{V_2}{V_1} \right)^{\frac{m}{W}} \quad (2-88)$$

2.5.1.3 Eigenspannungen

Eigenspannungen entstehen durch die Herstellung (Schweißen, Walzen etc.) oder durch die Bearbeitung (spanende Bearbeitung etc.) der Probe oder des Bauteils, wobei für die Schwingfestigkeit nur die makroskopischen Eigenspannungen als bedeutsam gelten. Nach Macherauch et al. (1973 S. 201-211) versteht man unter makroskopischen Eigenspannungen solche, die über mehrere Körner wirken und bei Eingriffen in das Gleichgewicht (Kräfte, Momente) zu Formänderungen führen können.

Als Ursache für die Entstehung gilt die ungleichmäßig verteilte Formänderung, die am Werkstoffelement in Volumenänderung (Wärmedehnung, chemische Umsetzung, Gefügeumwandlung), Zustandsänderung und Gestaltänderung durch plastische oder visko-plastische Formänderung unterschieden werden kann.

Die Eigenspannungen können sowohl negative als auch positive Auswirkungen auf die Schwingfestigkeit haben; so erhöhen Druckeigenspannungen die Schwingfestigkeit der Probe beziehungsweise des Bauteils, während Zugeigenspannungen diese senken. Die Wirkung der Eigenspannungen ist mit der Wirkung einer entsprechenden Lastmittelspannung gleichzusetzen, wobei sich die Eigenspannungen im Gegensatz dazu unter gewissen Voraussetzungen ändern können. Diese Änderung erfolgt zum Beispiel durch einen Abbau der Eigenspannungen infolge der Überschreitung der Fließgrenze, der zyklenabhängigen Relaxation oder des zyklenabhängigen Kriechens. Die Eigenspannungsempfindlichkeit M_E weist wie die Mittelspannungsempfindlichkeit M eine Abhängigkeit von der Zugfestigkeit auf, fällt jedoch etwas geringer aus. Als Begründung für den Anstieg wird der erschwerte Eigenspannungsabbau bei höherfesten Werkstoffen angeführt; die Abminderung gegenüber der Mittelspannungsempfindlichkeit M wird auf die ungleichmäßige Verteilung der Eigenspannungen über den Querschnitt zurückgeführt (Abbildung 2-24). Die Begründung, warum die Abminderung für höchstfeste Stähle stärker ausfällt, gilt als ungeklärt (Radaj, et al., 2007 S. 116 ff.).

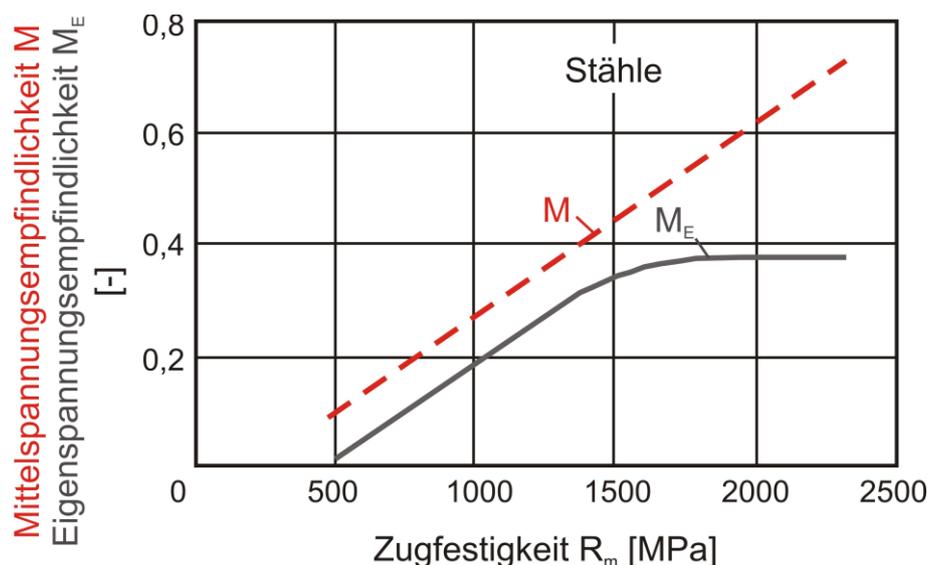


Abbildung 2-24: Eigenspannungsempfindlichkeit M_E und Mittelspannungsempfindlichkeit M für Stähle als Funktion der Zugfestigkeit nach Macherauch et al. (1985 S. 237-283) und Wohlfahrt (1988 S. 99-127), (Radaj, et al., 2007 S. 118)

2.5.1.4 Oberflächenrauigkeitseinfluss

Unter dem Oberflächenrauigkeitseinfluss versteht man den Einfluss, den eine technische Oberfläche auf die Dauerfestigkeit ausübt. Durch das mikrogeometrische Profil technischer Oberflächen kommt es im Vergleich zu weitgehend mikrokerbfreien Proben (polierter Oberflächenzustand) zu einer Spannungsüberhöhung in diesen Bereichen. Technische Werkstoffe besitzen selbst im polierten Oberflächenzustand durch die auftretende Mikrostruktur (Körnung, Mikroeingüsse, Mikroporen) eine „innere Kerbwirkung“, welche sich mit der Kerbwirkung der Oberflächenrauheit überlagert. Die Größe der Abminderung der Dauerfestigkeit hängt dabei von der mikrostrukturellen Homogenität ab. Durch das höhere Niveau als Ausgangslage bei der Dauerfestigkeit weisen homogene feinkörnige Werkstoffe eine größere Abminderung auf als inhomogene grobkörnige Werkstoffe. In praktischen Anwendungen lässt sich oft der Einfluss der Oberflächenrauigkeit nicht vom Einfluss der Eigenspannungen und der Ver- und Entfestigung in der Oberflächenschicht trennen. So kann es sein, dass bei gleichen Oberflächenbeschaffungen und Werkstoffen unterschiedliche Werte für die Schwingfestigkeit erzielt werden (Radaj, et al., 2007 S. 121 ff.).

Für die Beschreibung des Einflusses der Oberflächenrauigkeit und der daraus resultierenden weiteren Einflüsse wurde der Abminderungsfaktor γ_r eingeführt. Dieser Faktor beschreibt das Verhältnis zwischen der Dauerfestigkeit σ_{Dr} eines Werkstoffes mit vorgegebener Oberflächenrauigkeit und der Dauerfestigkeit σ_D eines Werkstoffes mit polierter Oberfläche (Gleichung (2-89)).

$$\gamma_r = \frac{\sigma_{Dr}}{\sigma_D} \quad (2-89)$$

Die Größe des Abminderungsfaktors hängt dabei laut Untersuchungen von der maximalen oder der gemittelten Rautiefe (R_t oder R_z) und von der Zugfestigkeit R_m des eingesetzten Werkstoffes ab. Die Bestimmung des Abminderungsfaktors erfolgt laut FKM-Richtlinie (2012) über einen Graphen, angeführt in Abbildung 2-25.

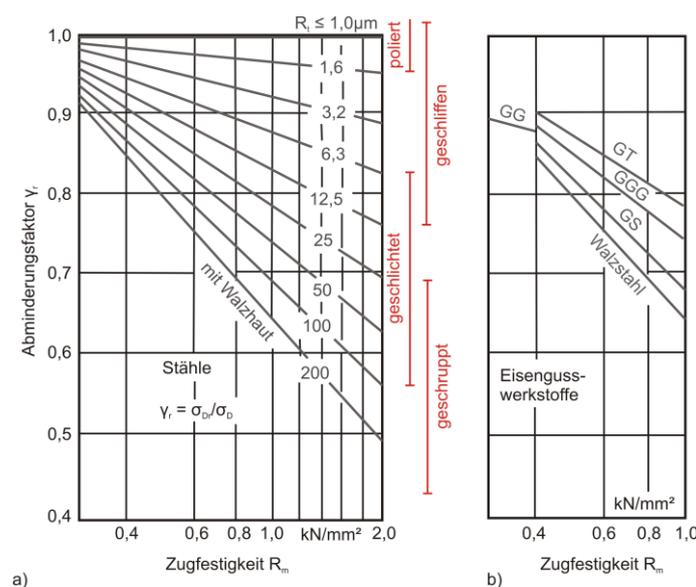


Abbildung 2-25: Abminderungsfaktor der Dauerfestigkeit als Funktion der Zugfestigkeit und unterschiedlicher Rautiefen a), von verschiedenen Eisengusswerkstoffen als Funktion der Zugfestigkeit b) nach FKM-Richtlinie (Radaj, et al., 2007 S. 124)

2.5.2.1 Lineare Schadensakkumulation (Miner-Regel)

Bei der linearen Schadensakkumulation nach Miner (1945 S. 159 ff.) und Palmgren (1924 S. 339 ff.) werden Teilschädigungen der unterschiedlichen Kollektivstufen aufsummiert, um somit das Versagen des Bauteiles abschätzen zu können. Dies ist der Fall, wenn die Summe der Teilschädigungen D_i (ist gleich Gesamtschädigung D) den Wert von 1 erreicht oder überschreitet. Die Teilschädigungen werden dabei aus dem Verhältnis von der Schwingungshäufigkeit n_i der Kollektiv-Laststufe zu der Versagensschwingspielzahl N_i der Wöhlerlinie bei gleicher Spannung gebildet (siehe Gleichung (2-90)).

Hobbacher (2008 S. 109 ff.) bezeichnet in seiner Veröffentlichung eine Gesamtschädigung von $D = 1$ als nicht konservativ. Stattdessen sollte für das Bauteilversagen eine Gesamtschädigung von $D = 0,5$ angenommen werden; im Falle von großen Mittelspannungsschwankungen empfiehlt es sich, den Wert für die Gesamtschädigung auf $D = 0,2$ zu reduzieren.

In der Definition der originalen Form der Miner-Regel tragen Kollektivspannungen unterhalb des Grenzwertes für die Dauerfestigkeit nicht zur Schädigung bei; deshalb kommt es zu einer Überschätzung der Lebensdauer. Die elementare Form der Miner-Regel, die auf der Annahme beruht, dass keine Dauerfestigkeit gegeben oder berücksichtigt wird, unterschätzt wiederum die Lebensdauer des Bauteiles oder der Probe. Aus diesem Grund wurde die modifizierte Form der Miner-Regel nach Haibach eingeführt; mit der fiktiven Verlängerung der Zeitfestigkeitsgerade mit einer reduzierten Steigung wird dem Bauteil eine geringere relative Schädigung im Dauerfestigkeitsbereich zugewiesen (Haibach, 2002 S. 283 ff.). In Abbildung 2-27 werden die unterschiedlichen Formen der Miner-Regel schematisch dargestellt.

$$D = \sum_{i=1}^i D_i = \sum_{i=1}^i \frac{n_i}{N_i} \leq (0,2) 0,5 \dots 1 \quad (2-90)$$

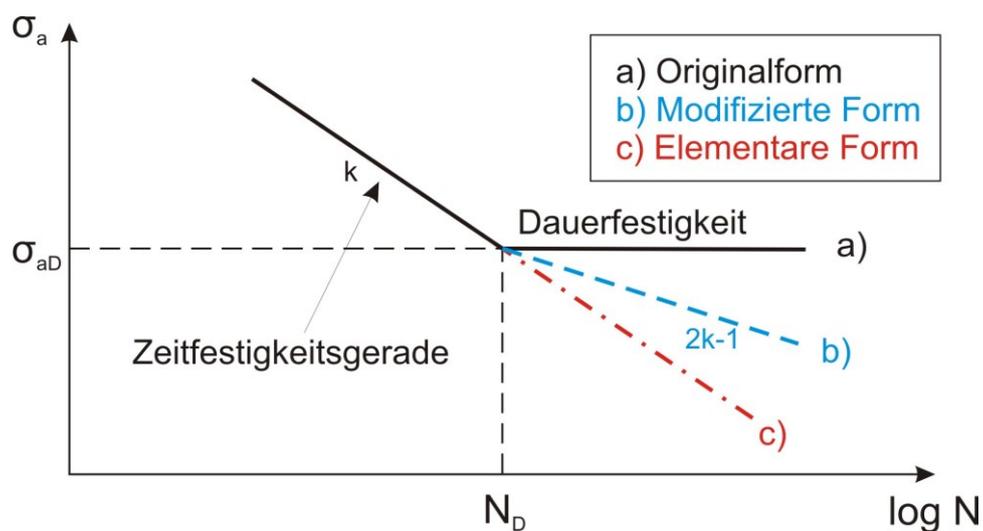


Abbildung 2-27: Schematische Darstellung der unterschiedlichen Miner-Regeln

Mit Hilfe der Schwingfestigkeit (Kurzzeit-, Zeit- und Dauerfestigkeit) wird das Versagen unter zyklischer Beanspruchung beschrieben, wobei eine Reihe von Faktoren (Größeneinfluss, Oberflächeneinfluss ...) einen Einfluss auf diese ausübt. Im Falle des unbeeinflussten Werkstoffes (ungekerbt polierte Probe) ist die Dauerfestigkeit eine Funktion der Zugfestigkeit. Mit dem Größeneinfluss lassen sich zum Beispiel an kleinen Proben ermittelte Prüfergebnisse auf ein Bauteil überführen, wobei hier mehrere Einflussmechanismen (spannungsmechanisch, statistisch, technologisch und oberflächentechnisch) Anwendung finden. Eigenspannungen üben ebenfalls einen signifikanten Einfluss auf die Schwingfestigkeit aus, wobei die Wirkung einer entsprechenden Lastmittelspannung gleichzusetzen ist. Die Wirkung (positiv oder negativ) ist von der Art der Normalspannung (Zug- und Druckspannung) abhängig. Der Oberflächeneinfluss basiert auf dem Prinzip der Kerbwirkung und der damit verbundenen Spannungsüberhöhung bei technischen Oberflächen in diesen Bereichen. Die Abminderung im Vergleich zur optimalen polierten Oberfläche ist abhängig vom eingesetzten Werkstoff und der Rautiefe.

Die Zusammenfassung der Literatur im Kapitel 2 zeigt, dass es eine Reihe von Publikationen zum Themengebiet in der Weichen Zone gibt, obwohl der Schwerpunkt der durchgeführten Literaturstudie nicht auf der mikrostrukturellen Betrachtung der Erweichung selbst, sondern auf der Auswirkung einer Weichen Zone auf die mechanischen Eigenschaften (quasi-statisch und zyklisch) einer Verbindung oder eines Bauteiles lag. Die allgemeinen Ausführungen zu den übrigen Themengebieten (Auswirkung der Wärmeeinbringung, numerische Simulation, Schwingfestigkeit ...) von Kapitel 2 dienen der Darstellung der theoretischen Grundlagen und des Wissensstandes für die in dieser Arbeit angewandten Untersuchungsmethoden.

Die ersten experimentellen Versuche zur Auswirkung einer Erweichung der WEZ quer zur Belastungsrichtung wurden bereits in den 1960er-Jahren von Bakshi und Shron (1962) mit Hilfe des Abrennstumpfschweißverfahrens durchgeführt, wobei die Abhängigkeit der quasi-statischen Verbindungsfestigkeit von der Größe der Erweichung quer zur Belastungsrichtung gezeigt wurde. Anhand dieser Untersuchungsergebnisse konnte ein analytischer Ansatz für die Abschätzung der Verbindungsfestigkeit aufgestellt werden, der in einer weiterführenden Publikation der beiden Autoren ergänzt wurde, um die Genauigkeit zu verbessern.

Satoh und Toyoda (1970a) sowie Wallner (1972) führten mit der gleichen Methodik Versuche durch. Wallner definierte dabei einen Grenzwert für die Breite der Erweichung quer zur Belastungsrichtung mit einem Viertel der Blechdicke; bei diesem Wert kann in der Verbindungsfestigkeit von der quasi-statischen Festigkeit des unbeeinflussten Grundwerkstoffes ausgegangen werden. Der Einfluss einer Erweichung längs zur Belastungsrichtung wurde von Satoh und Toyoda (1971) in einer weiteren Veröffentlichung erörtert, wobei hier das Verhältnis (Querschnitt, Flächenverhältnis) von Weicher Zone zur härteren Schicht (unbeeinflusster Grundwerkstoff) ausschlaggebend ist.

Mit der Entwicklung der numerischen Methoden bot sich ein weiteres Instrument, um die Auswirkung einer lokalen Erweichung auf die Verbindungsfestigkeit abschätzen zu können. Rodrigues et al. (2004) stellten ein FE-Modell einer Schweißverbindung mit einer erweichten WEZ auf und implementierten für die jeweiligen Zonen charakteristische Materialdaten, welche mit Hilfe von Materialgesetzen variiert wurden. Mit diesem Ansatz konnte eine empirische Formel für die Abschätzung der Verbindungsfestigkeit aufgestellt werden, wobei diese den Einfluss des Schweißgutes nicht berücksichtigte, da hier die gleichen Materialeigenschaften des Grundwerkstoffes angenommen wurden. Mochizuki et al. (2004) erweiterten diesen numerischen Ansatz um die Variation der Schweißgutfes-

tigkeit und zeigten, dass sich eine höhere Schweißgutfestigkeit vorteilhaft auf die Verbindungsfestigkeit auswirkt.

Die Auswirkung einer lokalen Erweichung quer zur Belastungsrichtung auf die Schwingfestigkeit wurde in einer Reihe von Publikationen erörtert, wobei der Erweichung selbst bei auftretenden Kerbdetails nur eine untergeordnete Rolle zukommt. Im Falle von ungekerbten Proben zeigten Kudryavtsev et al. (1964) sowie Sato et al. (1969) mit Hilfe abbrennstumpfgeschweißter Proben, dass die Schwingfestigkeit eine Funktion der Größe der Erweichung ist.

3 Experiment

In der vorliegenden Arbeit kamen neben den Schweißversuchen auch physikalische WEZ-Simulationen zur Anwendung. Die Untersuchung der Realschweißversuche und der physikalischen WEZ-Simulationen erfolgte mit metallographischen Untersuchungsmethoden und zerstörender Werkstoffprüfung.

3.1 Grundwerkstoff

Für die nachfolgenden Untersuchungen wurden Proben eines niedriglegierten hochfesten thermo-mechanisch gewalzten Stahles S 700MC laut EN 10149-2 (1995) in den Blechdicken von 6 mm, 10 mm und 12 mm verwendet. Der Werkstoff ist mit Ti und Nb mikrolegiert und weist auf Grund seines geringen Kohlenstoffäquivalentes eine ausgezeichnete Schweißeignung auf. Die hohe Festigkeit wird dabei durch die Kornverfeinerung und die Ausscheidungshärtung sowie in geringeren Maßen durch die Umwandlungshärtung erzielt. Die chemische Analyse und die mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 3-1 und Tabelle 3-2 angeführt. Der Vollständigkeit halber muss erwähnt werden, dass es sich um einheitliche Grundwerkstoffe handelt, jedoch mit unterschiedlichen Chargennummern.

Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes (S 700MC) mit unterschiedlichen Blechdicken

Chemische Elemente	Chemische Zusammensetzung (Massen-%)										Richtwerte	
	C	Si	Mn	P	S	Al	V	Nb	Ti	N	CEV ¹⁾	CET ²⁾
	Blechdicke 6 mm	0,07	0,03	1,93	0,007	0,002	0,056		0,19		0,0046	0,40
Blechdicke 10 mm	0,06	0,03	1,90	0,009	0,000	0,062		0,20		0,0038	0,39	0,26
Blechdicke 12 mm	0,07	0,02	1,88	0,007	0,002	0,050		0,20		0,0046	0,39	0,26

¹⁾ nach IIW Technical Report IX-535-67 (1967): $CEV = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15$

²⁾ nach EN 1011-2/C3 (2001) bzw. SEW 088 (1993): $CET = C + (Mn+Mo)/10 + (Cr+Cu)/20 + Ni/40$

Tabelle 3-2: Mechanische Eigenschaften des Grundwerkstoffes (S 700MC) mit unterschiedlichen Blechdicken

	Mechanische Eigenschaften S700 MC		
	Streckgrenze R_e [MPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Gleichmaßdehnung A_g [%]
Blechdicke 6 mm	821	854	8,7
Blechdicke 10 mm	843	883	9,1
Blechdicke 12 mm	779	839	7,8

Die mechanischen Eigenschaften wurden an Normproben laut Norm DIN EN ISO 6892-1 (2009) quer zur Walzrichtung bestimmt. Die Entnahme der beprobten Bleche erfolgte dabei aus der Bandmitte.

3.2 Schweißversuche

Die Schweißversuche wurden mit Hilfe des Metallaktivgasschweißverfahrens (MAG) 135 nach DIN EN ISO 4063 (2011) durchgeführt; dabei kamen unterschiedliche Schweißzusätze, Schweißparameter und Nahtformen zur Anwendung. Durch die Variation dieser steuerbaren Einflussgrößen in Kombination mit einer einhergehenden möglichen Erweichung der WEZ sollte die Auswirkung auf die globale Festigkeit der Schweißverbindung ermittelt werden.

3.2.1 Schweißzusätze

Für die einlagigen und mehrlagigen Schweißversuche wurden verschiedene Arten von Zusatzwerkstoffen verwendet, um unterschiedliche Matching-Verhältnisse zu realisieren. Es kamen Zusatzwerkstoffe für hochfeste niedriglegierte Stähle (Zusatz A und Zusatz B) zum Einsatz, wobei für die Realisierung von höheren Matching-Verhältnissen auf Grund der Aufmischung mit dem Grundwerkstoff auf einen hochlegierten Schweißzusatz (Zusatz C) zurückgegriffen werden musste. Bei den angeführten Zusatzwerkstoffen handelt es sich um Massivdrähte mit einem Durchmesser von 1,2 mm. Die chemische Zusammensetzung und die mechanischen Kennwerte wurden den aktuellen Datenblättern der jeweiligen Hersteller entnommen und in Tabelle 3-3 bis Tabelle 3-4 angeführt.

Tabelle 3-3: Chemische Zusammensetzung der Schweißzusätze

Chemische Zusammensetzung (Analyse in Masse-%)						
Chemische Elemente	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
Zusatz A ¹⁾	0,10	0,80	1,8	0,35	2,25	0,6
Zusatz B ²⁾	0,09	0,70	1,7	0,30	1,85	0,6
Zusatz C ³⁾	0,01	0,65	0,7	12,2	4,80	0,5

¹⁾ Massivdraht G 89 6 M Mn4Ni2CrMo nach Norm DIN EN ISO 16834-A (2012)

²⁾ Massivdraht G 79 5 M Mn4Ni1,5CrMo nach Norm DIN EN ISO 16834-A (2012)

³⁾ Massivdraht G 13 4 nach Norm DIN EN ISO 14343-A (2010)

Tabelle 3-4: Mechanische Eigenschaften der Schweißzusätze

Mechanische Eigenschaften			
	Streckgrenze R_e [MPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Bruchdehnung A [%]
Zusatz A	915	960	20
Zusatz B	770	880	16
Zusatz C	950	1210	12

3.2.2 Schweißparameter und Nahtvorbereitung

Für diese Arbeit wurden Ein- und Mehrlagenschweißungen durchgeführt. Für die Schweißungen kam eine gepulste Gleichstromquelle (Fronius TPS 5000) mit einem automatischen Linearvorschub (Fronius FTV 20) zum Einsatz. Als Schutzgas wurde ein zwei Komponentenmischgas M21-ArC-18 nach DIN EN ISO 14175 (2008) mit einem Volumenstrom von 15 l/min verwendet. Wegen des eingesetzten Grundwerkstoffes und der vorliegenden Blechdicken konnte auf eine Vorwärmung verzichtet werden.

3.2.2.1 Einlagige Ausführung

Die Schweißversuche wurden mit unterschiedlichen Streckenenergien durchgeführt, um verschieden große WEZ-Breiten mit unterschiedlichen Materialeigenschaften zu erzielen. In Tabelle 3-5 werden die für die unterschiedlichen Zusatzwerkstoffe angestrebten Abkühlzeiten $t_{8/5}$ angeführt.

Tabelle 3-5: Angestrebte Abkühlzeiten $t_{8/5}$ für die Schweißversuche mit unterschiedlichen Zusätzen

Schweißzusatz	Angestrebte Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s]							
	3	5	10	15	18	25	30	50
Zusatz A	X	X	X	X	X	X	X	X
Zusatz B	-	X	X	X	X	X	-	-
Zusatz C	-	X	X	X	X	X	-	X

In Abbildung 3-1 wird die Kantenanarbeitung dargestellt; der Fügeprozess erfolgte mit Hilfe von An- und Auslaufblechen. Die IST-Schweißparameter für die verwendeten Schweißzusätze sind in Tabelle 3-6 bis

Tabelle 3-8 aufgeführt, wobei die Effektivwerte mit Hilfe eines Oszilloskops der Marke *Tektronix DPO 2024* in der Mitte der Schweißverbindung bestimmt wurden.

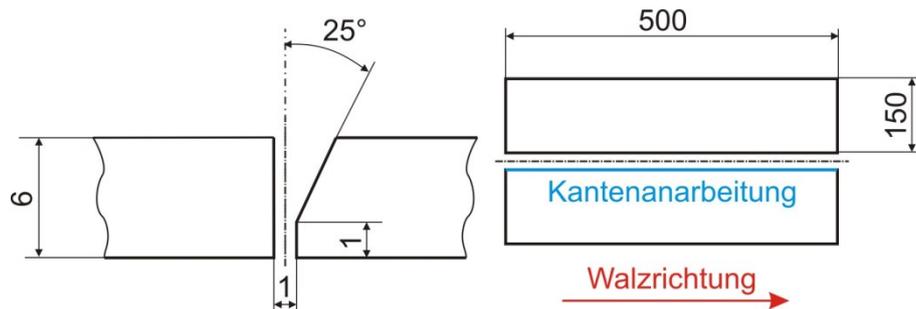


Abbildung 3-1: Geometrie der Anarbeitung und der Versuchsbleche, Angabe in mm

Tabelle 3-6: Schweißparameter einlagig Zusatz A

Nr.	Streckenenergie [kJ/mm]	Strom [A]	Spannung [V]	Schweißgeschwindigkeit [mm/min]	Berechnete Abkühlzeit $t_{8/5}$ ¹⁾ [s]	Gemessene Abkühlzeit $t_{8/5}$ ²⁾ [s]
1	0,56	275	24,8	735	6,3	5,9
2	0,75	274	25,0	550	11,4	8,1
3	0,98	278	24,4	425	19,4	11,7
4	1,27	272	25,6	329	32,6	13,0
5	1,38	272	25,4	300	38,5	15,3
6	1,65	270	26,0	255	55,0	14,8
7	2,17	294	28,7	233	95,1	31,5
8	2,78	295	28,3	180	156,0	41,6

¹⁾ Laut DIN EN 1011-2 (2001)

²⁾ Gemessen durch Eintauchen von PtRh-Pt Thermolemente in das flüssige Schmelzbad

Tabelle 3-7: Schweißparameter einlagig Zusatz B

Nr.	Streckenenergie [kJ/mm]	Strom [A]	Spannung [V]	Schweißgeschwindigkeit [mm/min]	Berechnete Abkühlzeit $t_{8/5}$ ³⁾ [s]	Gemessene Abkühlzeit $t_{8/5}$ ⁴⁾ [s]
1	0,72	280	23,7	550	10,5	7,8
2	0,94	279	23,8	425	17,8	10,3
3	1,20	278	23,4	329	29,1	13,5
4	1,32	277	23,6	300	35,2	16,0
5	1,60	275	24,7	255	51,7	32,0

³⁾ Laut DIN EN 1011-2 (2001)

⁴⁾ Gemessen durch Eintauchen von PtRh-Pt Thermoelemente in das flüssige Schmelzbad

Tabelle 3-8: Schweißparameter einlagig Zusatz C

Nr.	Streckenenergie [kJ/mm]	Strom [A]	Spannung [V]	Schweißgeschwindigkeit [mm/min]	Berechnete Abkühlzeit $t_{8/5}$ ⁵⁾ [s]	Gemessene Abkühlzeit $t_{8/5}$ ⁶⁾ [s]
1	0,76	274	25,0	550	11,7	8,2
2	0,99	269	26,2	425	19,8	9,1
3	1,29	269	26,2	329	33,4	13,9
4	1,42	268	26,4	300	40,5	14,9
5	1,69	268	26,8	255	57,8	13,0
6	2,68	285	28,2	180	145,0	28,3

⁵⁾ Laut DIN EN 1011-2 (2001)

⁶⁾ Gemessen durch Eintauchen von PtRh-Pt Thermoelemente in das flüssige Schmelzbad

Der teilweise große Unterschied zwischen den gerechneten und gemessenen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ ist auf die Bestimmung der Effektivwerte zurückzuführen, welche beim Pulsschweißen die Streckenenergien überschätzen und als Resultat die gerechneten Abkühlzeiten $t_{8/5}$ fehlerhaft beeinflussen (Jaeschke, et al., 2013).

3.2.2.2 Mehrlagige Ausführung

Die Schweißversuche wurden, wie zuvor beschrieben, mit unterschiedlichen Streckenenergien durchgeführt, um verschieden große WEZ-Breiten mit unterschiedlichen Materialeigenschaften zu erzielen. Ebenso wurden die Schweißzusätze variiert, um verschiedene Matching-Verhältnisse zu erhalten; überdies wurden unterschiedliche Nahtformen (V- und X-Naht) ausgeführt. Die unterschiedlichen Zusatzwerkstoffe und die angestrebten Abkühlzeiten $t_{8/5}$ sind in Tabelle 3-9 dargestellt.

Tabelle 3-9: Angestrebte Abkühlzeiten $t_{8/5}$ für die mehrlagigen Schweißversuche mit unterschiedlichen Zusätzen und Nahtformen

Schweißzusatz	Angestrebte Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s]				
	5	15	20	25	30
Zusatz A	X	X	X	X	X
Zusatz C	X	X	X	X	X

Für die mehrlagigen Schweißverbindungen kamen das gleiche Schweißequipment und die gleichen Messeinrichtungen wie bei den einlagigen Schweißverbindungen zum Einsatz. Auf Grund der größeren Blechdicken und der unterschiedlichen Nahtformen wurde eine entsprechende V- bzw. X-Nahtanarbeitung gewählt (Abbildung 3-2 und Abbildung 3-3). Die IST-Schweißparameter und die Messun-

gen der Abkühlzeit $t_{8/5}$ für die verwendeten Schweißzusätze und unterschiedlichen Nahtformen sind in den Tabelle 3-10 bis

Tabelle 3-13 aufgelistet.

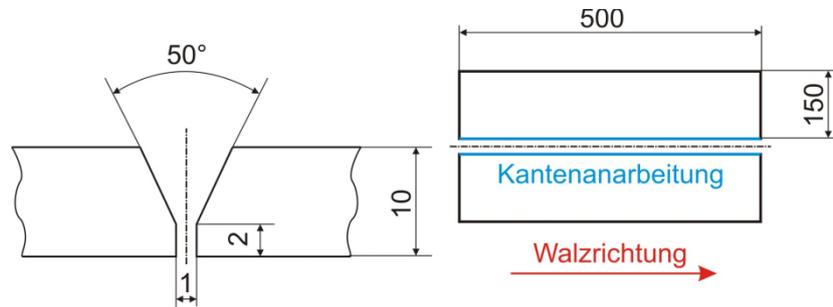


Abbildung 3-2: Geometrie der Anarbeitung der Versuchsbleche der V-Naht, Angabe in mm

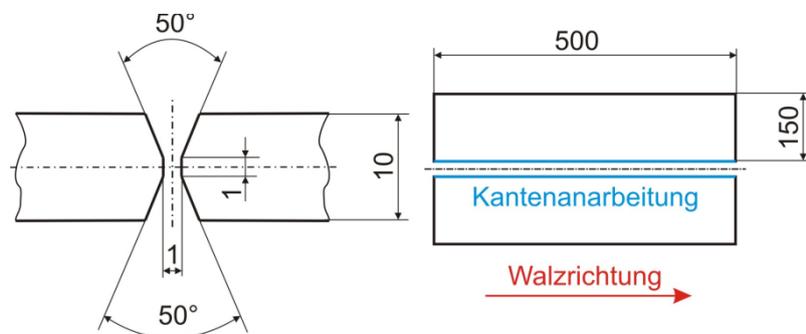


Abbildung 3-3: Geometrie der Anarbeitung der Versuchsbleche der X-Naht, Angabe in mm

Tabelle 3-10: Schweißparameter V-Naht (Zusatz A)

Nr.	Streckenenergie [kJ/mm]	Strom [A]	Spannung [V]	Schweißgeschwindigkeit [mm/min]	Berechnete Abkühlzeit $t_{8/5}$ ⁷⁾ [s]	Gemessene Abkühlzeit $t_{8/5}$ ⁸⁾ [s]
1	0,93	330	25,0	530	6,4	8,4
2	1,39	320	27,5	380	14,0	14,0
3	1,66	325	26,4	310	21,0	22,4
4	1,91	325	26,5	270	26,7	26,5
5	2,15	321	26,8	240	33,6	30,4

⁷⁾ Laut DIN EN 1011-2 (2001)

⁸⁾ Gemessen durch Eintauchen von PtRh-Pt Thermoelemente in das flüssige Schmelzbad

Tabelle 3-11: Schweißparameter X-Naht (Zusatz A)

Nr.	Streckenenergie [kJ/mm]	Strom [A]	Spannung [V]	Schweißgeschwindigkeit [mm/min]	Berechnete Abkühlzeit $t_{8/5}$ ⁹⁾ [s]	Gemessene Abkühlzeit $t_{8/5}$ ¹⁰⁾ [s]
1	0,93	330	25,0	530	6,4	7,9
2	1,35	323	26,5	380	13,3	14,5
3	1,65	325	26,2	310	19,8	22,1
4	1,91	324	26,5	270	26,5	28,4
5	2,21	320	26,8	240	35,5	31,2

⁹⁾ Laut DIN EN 1011-2 (2001)

¹⁰⁾ Gemessen durch Eintauchen von PtRh-Pt Thermoelemente in das flüssige Schmelzbad

Tabelle 3-12: Schweißparameter V-Naht (Zusatz C)

Nr.	Streckenenergie [kJ/mm]	Strom [A]	Spannung [V]	Schweißgeschwindigkeit [mm/min]	Berechnete Abkühlzeit $t_{8/5}^{11)}$ [s]	Gemessene Abkühlzeit $t_{8/5}^{12)}$ [s]
1	0,99	320	27,3	530	7,1	7,1
2	1,39	320	27,5	380	14,0	12,6
3	1,70	320	27,4	310	21,0	17,6
4	1,92	320	27,0	270	26,8	21,0
5	2,21	320	27,6	240	35,5	22,7

¹¹⁾ Laut DIN EN 1011-2 (2001)

¹²⁾ Gemessen durch Eintauchen von PtRh-Pt Thermoelemente in das flüssige Schmelzbad

Tabelle 3-13: Schweißparameter X-Naht (Zusatz C)

Nr.	Streckenenergie [kJ/mm]	Strom [A]	Spannung [V]	Schweißgeschwindigkeit [mm/min]	Berechnete Abkühlzeit $t_{8/5}^{13)}$ [s]	Gemessene Abkühlzeit $t_{8/5}^{14)}$ [s]
1	0,93	315	26,1	530	6,3	6,0
2	1,30	315	26,1	380	12,3	11,7
3	1,60	315	26,3	310	18,7	16,3
4	1,82	316	25,9	270	24,0	23,2
5	2,05	315	26,0	240	30,5	28,0

¹³⁾ Laut DIN EN 1011-2 (2001)

¹⁴⁾ Gemessen durch Eintauchen von PtRh-Pt Thermoelemente in das flüssige Schmelzbad

3.3 Physikalische WEZ-Simulation

Die physikalische WEZ-Simulation wird einerseits eingesetzt, um die mechanischen Eigenschaften der unterschiedlichen Gefügezonen zu charakterisieren (Kapitel 3.3.2.1), andererseits ist es damit möglich, ohne die Anwendung eines Schweißprozesses (Kapitel 3.3.2.2) eine Erweichung mit bestimmten geometrischen Abmessungen und definierten mechanischen Eigenschaften in dieser Zone zu erzeugen.

3.3.1 WEZ-Simulator

Mit Hilfe des WEZ-Simulators (Abbildung 3-4) lassen sich verschiedene Zeit-Temperatur-Zyklen (z. B. Schweißzyklen) auf ein Probenvolumen aufbringen. Dafür wird die zu erheizende Probe zwischen zwei Kupferbacken gespannt und konduktiv erwärmt. Die Abkühlung erfolgt im Anschluss mit einem Luft-Wasser-Gemisch, welches durch vier um die Probe angeordnete Düsen aufgesprüht wird. Die Regelung des thermischen Zyklus (Heizen, Halten und Abkühlen) wird dabei durch ein auf die Probe aufgebrachtes NiCr-Ni-Thermoelement realisiert. Der WEZ-Simulator besitzt eine Anschlussleistung von 80 kVA.

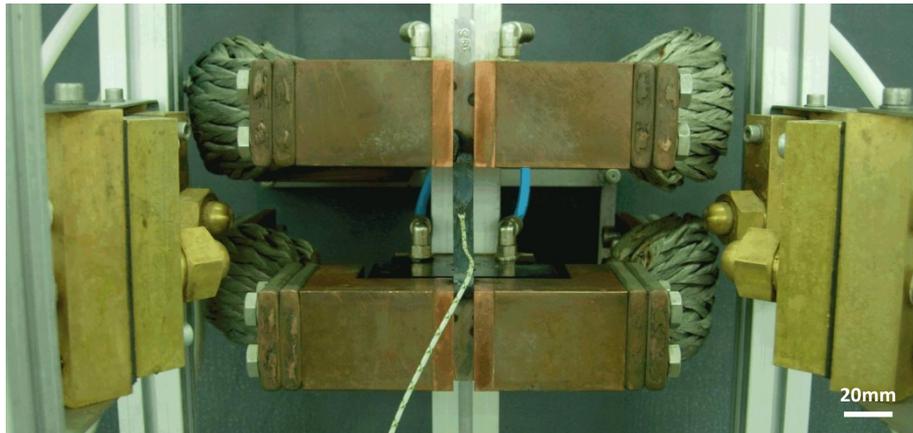


Abbildung 3-4: Probe im WEZ-Simulator

3.3.2 Versuchsplanung

In den nachfolgenden Unterkapiteln werden die Versuchsplanung und die Probenform zur Erzeugung der unterschiedlichen Erweichungen vorgestellt.

3.3.2.1 *Homogene Erweichung*

Die nachstehend besprochene Untersuchung beschäftigte sich mit der schweißtechnischen Charakterisierung von drei Warmbändern mit unterschiedlichen Blechdicken (6, 10 und 12 mm) mit Hilfe der physikalischen WEZ-Simulation. Dabei werden die zeitliche und die thermische Einwirkung einer Einlagenschweißung auf die WEZ im Wärmeeinflusszonensimulator nachgestellt. Äquivalent dazu wurden auch Mehrfachzyklen auf ein Probenvolumen aufgebracht, womit der Einfluss einer Mehrlagenschweißung erfasst werden sollte. Die daraus gewonnenen Ergebnisse (z. B. Fließkurven) dienen zusätzlich als Eingangsgrößen für eine nachfolgende FE-Simulation.

In Tabelle 3-14 bis Tabelle 3-16 sind die Eckdaten (Spitzentemperatur und Abkühlzeit) für die WEZ-Simulationen angeführt, wobei die Temperaturführung dem Zeit-Temperaturverlauf einer realen MAG-Schweißung entspricht. Die Aufheizung auf die angeführten Spitzentemperaturen erfolgte dabei in zwei Sekunden. Für die Punkte mit Spitzentemperaturen unter 800 °C ist eigentlich keine Angabe der Abkühlzeit $t_{8/5}$ möglich, trotzdem wurden bei den tieferen Spitzentemperaturen die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ angegeben. Diese Abkühlzeiten weisen jedoch die gleichen Kühlraten (Steigungen des Abkühlverlaufes) wie die Abkühlzeiten bei Spitzentemperaturen über 800 °C auf. Durch diese Nomenklatur der Versuchsmatrix sollte eine einfache Darstellung erreicht werden.

Tabelle 3-14: Spitzentemperatur und Abkühlzeit $t_{8/5}$ bei S 700MC mit 6 mm Blechdicke

Wärmeeinflusszone	Spitzentemperatur T_{max} [°C]	Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s]					
		3	5	10	15	20	25
Grobkorn WEZ	1300	x	x	x	X	x	x
Grobkorn WEZ	1250	x	x				x
Grobkorn WEZ	1150	x	x	x	X	x	x
Feinkorn WEZ	1050	x	x				x
Feinkorn WEZ	950	x	x	x	x	x	x
Interkritische WEZ	850	x	x				x
Subkritische WEZ	800	x	x				x
Subkritische WEZ	750	x	x				x
Subkritische WEZ	700	x	x				x
Subkritische WEZ	600		x				x
Subkritische WEZ	400		x				x

Tabelle 3-15: Spitzentemperatur und Abkühlzeit $t_{8/5}$ bei S 700MC mit 10 mm und 12 mm Blechdicke

Wärmeeinflusszone	Spitzentemperatur [°C]	Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s]		
		3	5	25
Grobkorn WEZ	1300	x	x	x
Grobkorn WEZ	1250	x	x	x
Grobkorn WEZ	1150	x	x	x
Feinkorn WEZ	1050	x	x	x
Feinkorn WEZ	950	x	x	x
Interkritische WEZ	900	x		
Interkritische WEZ	850	x	x	x
Subkritische WEZ	800	x	x	x
Subkritische WEZ	750	x	x	x
Subkritische WEZ	700	x	x	x
Subkritische WEZ	600		x	x
Subkritische WEZ	400		x	x

Tabelle 3-16: Doppelzyklen Spitzentemperatur und Abkühlzeit $t_{8/5}$ bei S 700MC mit 10 mm Blechdicke

WEZ-Zyklus	1. Zyklus		2. Zyklus	
	Spitzentemperatur T_{max} [°C]	Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s]	Spitzentemperatur T_{max} [°C]	Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s]
Grobkorn / Grobkorn	1250	5 bzw. 25	1250	5 bzw. 25
Grobkorn / Feinkorn			950	
Grobkorn / subkritisch			750	
Feinkorn / Grobkorn	950		1250	
Feinkorn / Feinkorn			950	
Feinkorn / subkritisch			750	
subkritisch / Grobkorn	750		1250	
subkritisch / Feinkorn			950	
subkritisch / subkritisch			750	

Die thermischen Zyklen der homogenen WEZ-Simulation wurden auf quaderförmige Proben mit den Abmessungen Blechdicke x 150 x 10 mm appliziert, wobei in der Mitte der Probe ein homogen erwärmter Bereich von 40 mm Länge entstand (Abbildung 3-5).

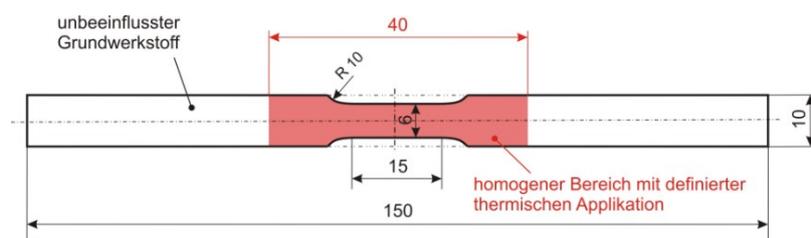


Abbildung 3-5: Zugprobe mit homogenem erweichtem Bereich

3.3.2.2 Lokale Erweichung

Im Gegensatz zur WEZ-Simulation mit dem Ziel der Erzeugung eines größeren Bereichs für die mechanische Charakterisierung mit homogenen Werkstoffeigenschaften wird bei der heterogenen WEZ-Simulation versucht, die Erweichung auf eine definierte Größe zu beschränken (Abbildung 3-6).

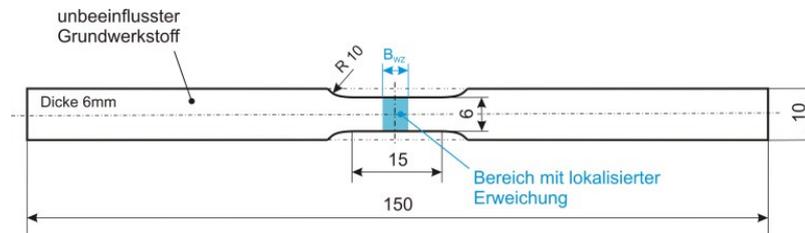


Abbildung 3-6: Zugprobe mit lokal (heterogen) erweichtem Bereich

Durch die vorangegangene Charakterisierung der unterschiedlichen Bereiche der WEZ konnten die Spitzentemperaturen mit besonders ausgeprägten Erweichungen ermittelt werden. Zusätzlich kann mit Hilfe der Abkühlzeit $t_{8/5}$ die Festigkeit in der WZ variiert werden; die Festigkeit steigt mit abnehmender Abkühlzeit $t_{8/5}$. Für die in diesem Kapitel beschriebenen Untersuchungen betrug die Spitzentemperatur in allen Fällen 950 °C, die Abkühlzeit $t_{8/5}$ lag bei 5 s bzw. 25 s. Durch die Problemstellung der Steuerung der Größe der Erweichung wurde in einer vorangegangenen Diplomarbeit (Maurer, 2010) eine gekerbte Probenform (Abbildung 3-7 und Abbildung 3-8) für den WEZ-Simulator entwickelt, mit deren Hilfe es möglich ist, die Breite der lokalen Erweichung zu steuern. Durch die Nutbreite verdichten sich die Stromlinien im reduzierten Kerbquerschnitt. Somit kommt es ausschließlich zu einer lokalisierten Erwärmung und Erweichung in diesem Bereich. Die Größe dieser Erweichung wird durch die Breite der Kerbe bestimmt; dies trifft jedoch nur bis zu einer bestimmten minimalen WZ-Breite ($X_{WZ} \geq 0,5$; WZ-Breite entspricht ungefähr der halben Blechdicke) zu. In Tabelle 3-17 und Tabelle 3-18 werden die ausgeführten Nutbreiten für die unterschiedlichen Blechdicken angeführt. Für die quasi-statische Erprobung wurden Warmbänder mit Blechdicken von 6 und 10 mm verwendet. Außerdem wurden zwei Festigkeitsniveaus in der WZ über die Abkühlzeit $t_{8/5}$ (5 s bzw. 25 s) eingestellt. Die zyklische Prüfung erfolgte ausschließlich an den Proben mit 12 mm Blechdicke; dabei wurde nur ein Temperaturzyklus verwendet (Spitzentemperatur 950 °C, Abkühlzeit $t_{8/5}$ 5s).

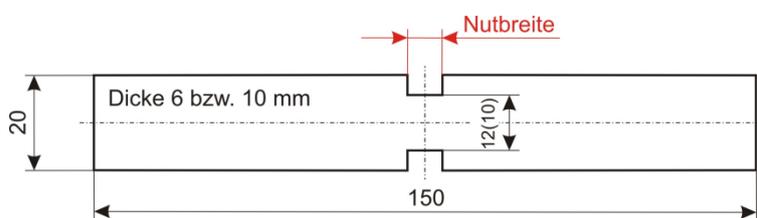


Abbildung 3-7: Gekerbte WEZ-Simulatorprobe für 6 bzw. 10 mm Blechdicke

Tabelle 3-17: Nutbreite der gekerbten WEZ-Simulatorprobe (Dicke 6 und 10 mm)

Nutbreite [mm]	Blechdicke [mm]	
	6	10
0,3	x	
2,0	x	
4,0	x	
6,0	x	x
8,0	x	x
10,0	x	x
15,0	x	x
20,0	x	x

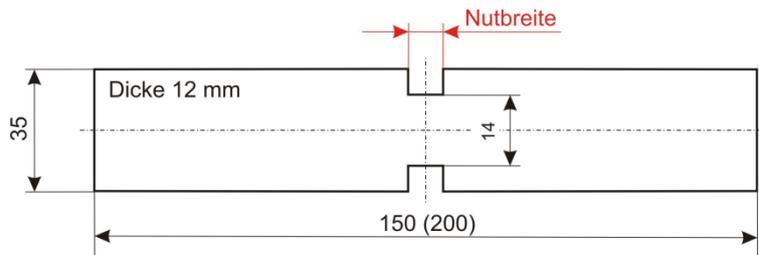


Abbildung 3-8: Gekerbte WEZ-Simulatorprobe für 12 mm Blechdicke

Tabelle 3-18: Nutbreite der gekerbten WEZ-Simulatorprobe (Dicke 12 mm)

Nutbreite [mm]	Schwinguntersuchungen
4,0	x
20,0	x

3.4 Untersuchungsmethoden

Für die Untersuchung der Schweißnähte und der WEZ-Simulatorproben kamen metallographische und zerstörende Untersuchungsmethoden zur Anwendung.

3.4.1 Metallographie und Härteprüfung

Die metallographische Untersuchung wurde für die Bestimmung der auftretenden Gefügebestandteile (Mikroaufnahmen) und für Übersichtsaufnahmen (Makroaufnahmen) durchgeführt. Die Härtemessungen nach ISO 6507-1 (2005) wurden eingesetzt, um einerseits die Größe der lokalen Erweichung, andererseits den mechanischen Kennwert zu bestimmen.

3.4.1.1 Metallographie der Querschliffe

Die Querschliffe der Schweißnähte (Makros) wurden anhand eines Lichtmikroskops untersucht. Für das niedriglegierte Schweißgut fand Nital als Ätzmittel Anwendung. Bei den Schweißnähten, ausgeführt mit dem hochlegierten Schweißzusatz, kam Königswasser zum Einsatz, um einen Ätzangriff zu erzielen. Für die Charakterisierung der Mikrostruktur bei den WEZ-Simulatorproben wurde eine LePera-Ätzung durchgeführt, da mit dieser Art der Niederschlagsätzung eine Bestimmung des Gefüges möglich sein sollte.

3.4.1.2 Härteprüfung: WEZ-Simulation mit homogener Erweichung

Die Härteprüfung erfolgte an den entnommenen Querschliffen in der Mitte der quaderförmigen WEZ-Simulatorprobe. Die Messungen wurden an fünf definierten, über den Querschnitt verteilten Punkten durchgeführt. In Abbildung 3-9 ist die Position der Messpunkte dargestellt; ein Messpunkt befindet sich direkt in der Mitte und die anderen ca. 1 mm von den Rändern entfernt.

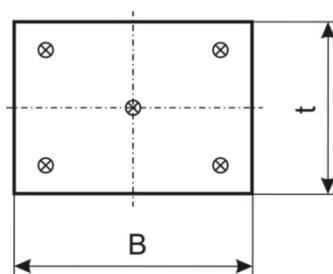


Abbildung 3-9: Härtemessung der WEZ-Simulatorprobe mit homogener Erweichung

3.4.1.3 Härteprüfung: WEZ-Simulation mit lokalisierter Erweichung

Für die Bestimmung der Größe des Härteabfalles und zur Bestimmung der geometrischen Ausbreitung der lokalen Erweichung wurden zwei Härtespuren in Proben in Längsrichtung gemessen, wobei eine im Zentrum der Probe und die andere ca. 2 mm entfernt vom Kerbgrund positioniert war (Abbildung 3-10).

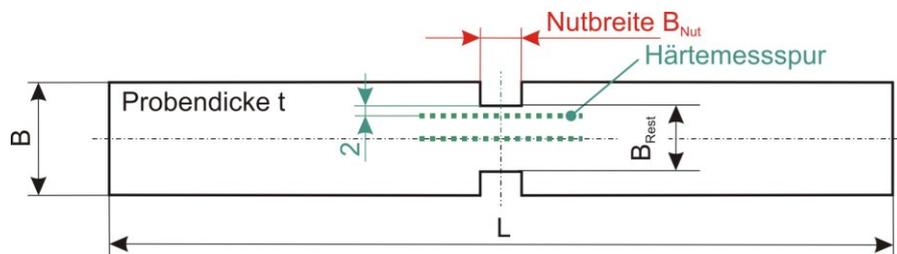


Abbildung 3-10: Härtemessung der WEZ-Simulatorprobe mit lokalisierter Erweichung

3.4.1.4 Härteprüfung Schweißnähte (Spuren und Mappings)

Der Härteverlauf über die einlagige Schweißverbindung wurde mit Hilfe von zwei Härtespuren bestimmt; dabei wurde die Härtespuren nach Abbildung 3-11 ausgeführt. Bei den mehrlagigen Schweißverbindungen wurde zusätzlich ein dritter Härteverlauf in der Mitte des Querschliffes ermittelt. Um die einzelnen Bereiche der WEZ noch besser abgrenzen beziehungsweise auflösen zu können, wurde ein Härtemapping mit einem feinen Raster (Abstand 0,25 mm) über den Querschnitt der Schweißnaht gelegt.

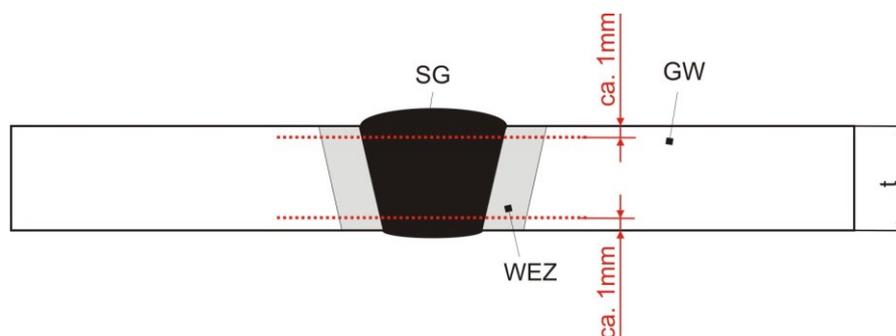


Abbildung 3-11: Position der Härtespuren bei den einlagigen Schweißverbindungen

3.4.2 Quasi-statische Zugprüfung

Die mechanischen Eigenschaften des unbeeinflussten Grundwerkstoffes und der Schweißverbindungen wurden an Normproben laut Norm DIN EN ISO 6892-1 (2009) ermittelt. Für die Ermittlung der Kennwerte der WEZ-Simulatorproben und der Schweißgutproben kamen Sonderzugproben nach Kapitel 3.4.4 zur Anwendung.

Bei der Zugprüfung von Proben mit inhomogenen Materialeigenschaften (Schweißverbindungen) können ausschließlich integrale Kennwerte über die Materialzonen ermittelt werden; somit haben die in Kapitel 5 angeführten Kennwerte (0,2 %-Dehngrenze, Gleichmaßdehnung, Bruchdehnung) lediglich informativen Charakter und sind mit den Kennwerten des homogenen Zugversuches nur bedingt vergleichbar; zum Beispiel führen unterschiedliche Messlängen L_0 zu divergenten Ergebnissen bei diversen mechanischen Kennwerten (0,2%-Dehngrenze, Gleichmaßdehnung, Bruchdehnung).

3.4.3 Prüfanlagen

Für die Prüfung der Normproben und der WEZ-Simulatorproben kam eine Prüfmaschine der Firma *Messphysik Beta 400/150-150* (Maschine B) zur Anwendung. Im Falle einer nicht ausreichenden Prüfkraft wurde auf eine Zugprüfmaschine mit der Bezeichnung *MFL-Prüf & Messsysteme AUPD 100* (Maschine A) zurückgegriffen. Die Schweißgutproben wurden mit einer Anlage der Firma *Zwick* mit der Bezeichnung *Zwick Roell Z020* geprüft.

3.4.4 Sonderprobenformen

Um den Einfluss des Verhältnisses von Probenbreite (Messbreite) zu Probendicke auf Schweißverbindungen darstellen zu können, wurden individuelle Sonderzugproben verwendet. Die geometrischen Abmessungen dieser Probenform sind in Abbildung 3-12 dargestellt, die Variation der Messbreite b und der abhängigen Kopfbreite ist in Tabelle 3-19 angeführt. Die Messlänge L_0 betrug unabhängig von der Probenbreite 50 mm.

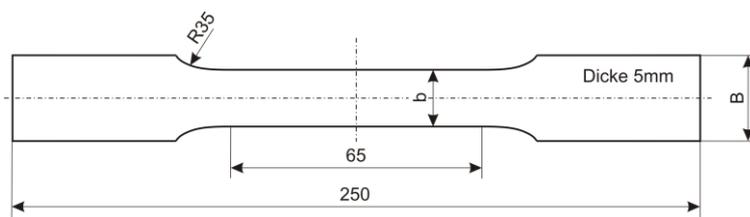


Abbildung 3-12: Sonderprobenform mit variabler Breite

Tabelle 3-19: Sonderzugprobenabmessungen Schweißproben mit variabler Breite

Probenbezeichnung	Kopfbreite B [mm]	Messbreite b [mm]
A	20	6
B	20	12
C	40	30
D	70	50
E	120	100

Wegen der begrenzten Probeneinspannbreite des WEZ-Simulators kamen auch Sonderzugproben zur Anwendung. Die Probenbreite und die Breite des Prüfquerschnittes wurden in Abhängigkeit von der Blechdicke variiert. Die Messlänge L_0 im Prüfbereich lag konstant bei 14 mm. Die unterschiedlichen Abmessungen der Proben sind Abbildung 3-13 und Tabelle 3-20 zu entnehmen.

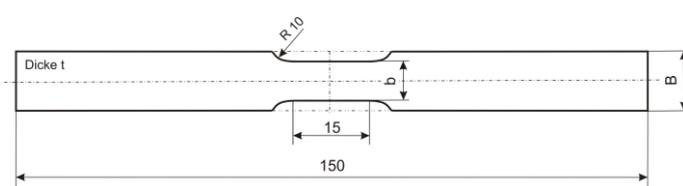


Abbildung 3-13: WEZ-Simulator, Probenform

Tabelle 3-20: Sonderzugprobenabmessungen WEZ-Simulation

Probendicke t [mm]	Kopfbreite B [mm]	Messbreite b [mm]
6	10	6
6	20	10
10	20	10
12	35	12

Schweißgutproben werden verwendet, um die mechanischen Eigenschaften des aufgemischten Schweißgutes zu bestimmen. Dafür werden Mikrozugproben direkt aus dem Schweißgut in Längsrichtung entnommen. Die geometrischen Abmessungen dieser Mikrozugprobe sind Abbildung 3-14 zu entnehmen.

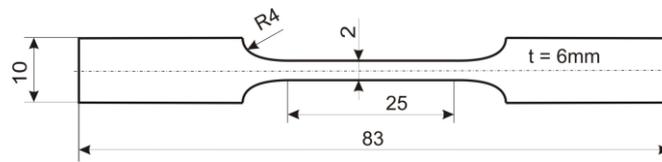


Abbildung 3-14: Schweißgutprobe

3.5 Schwingversuche

Die Schwinguntersuchungen an den lokalisiert erweichten WEZ-Simulatorproben dienen zur Bestimmung der Auswirkung einer örtlich begrenzten Erweichung auf die ertragbare Schwingfestigkeit, ohne die üblichen Beeinflussungen durch Ungängen, welche durch einen Fügeprozess auftreten können.

3.5.1 Prüfanlage und Prüfung

Die Schwingversuche wurden bei der Schweißtechnischen Zentralanstalt (SZA) in Wien mit Hilfe einer Resonanzprüfmaschine der Marke *SincoTec POWER SWING 150 MAG Newline* durchgeführt; die Prüfung und Ausarbeitung erfolgte anhand der Prüfnorm ASTM E739 (2010). Auf Grund des Anwendungsgebiets dieser Stähle im Kranbau wurde eine Prüfung ausschließlich im Zeitfestigkeitsbereich durchgeführt. Die Prüfung erfolgte im Schwell- und Wechselfestigkeitsbereich bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ und $R = -1$ in einem Frequenzbereich zwischen 87-97 Hz, um die Erwärmung bei der Prüfung in Grenzen zu halten.

3.5.2 Probenform

Abbildung 3-15 zeigt die Schwingversuchsprobe mit lokalisierter Erweichung. Die Erweichung befindet sich in der Mitte der Messlänge und hat eine relative Breite von $X_{WZ} = 0,6$ bzw. $X_{WZ} = 1,0$. Die relative Breite bezieht sich bei dieser Probenform nicht wie bei den ebenen Blechen auf die Blechdicke, sondern auf den abgearbeiteten Kerndurchmesser von 11 mm. Die Oberfläche im Bereich der Messlänge und den Kopfradien wurde poliert, um einen einheitlichen Oberflächenzustand zu gewährleisten.

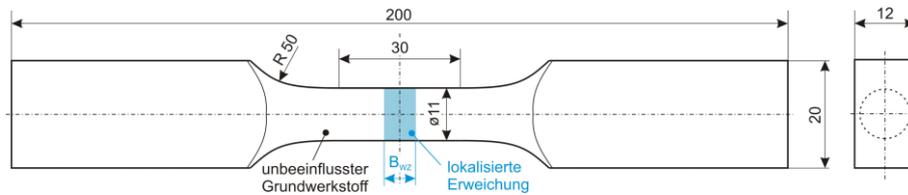


Abbildung 3-15: Schwingversuchsprobe mit lokalisierter Erweichung

Die Schwingversuchsprobe für die homogene Erweichung ist in Abbildung 3-16 dargestellt. Im Gegensatz zur lokalisierten Erweichung reicht hier der erweichte Bereich über die Messlänge hinaus in den Übergang zum Kopfradius hinein. Somit wird die Schwingfestigkeit der homogenen Weichen Zone gemessen, ohne irgendeine Beeinflussung durch härtere Schichten, welche eventuell eine Stützwirkung nach sich ziehen könnten. Ferner wurden Vergleichsproben gefertigt, die den erweichten Proben gleichen. Die Oberflächen der homogen erweichten Probe und der Grundwerkstoffprobe wurden in den prüfungsrelevanten Bereichen ebenfalls poliert.

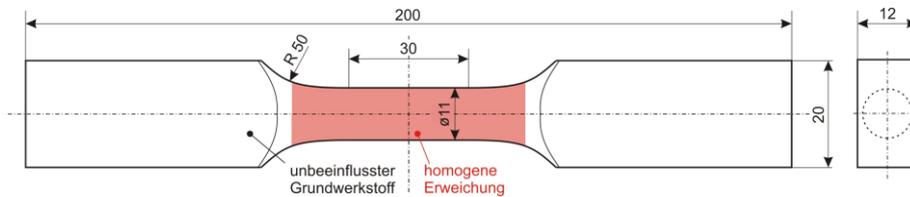


Abbildung 3-16: Schwingversuchsprobe mit homogener Erweichung

4 Numerische Simulation

Mit Hilfe der numerischen Simulation wurden Modelle für Schweißverbindungen mit lokaler Erweichung erstellt und anhand der Ergebnisse aus den realen Schweißversuchen verifiziert. Die numerische Simulation ermöglicht eine einfache Variation der Einflussgrößen und eine detaillierte Analyse der mechanischen Vorgänge in den einzelnen Zonen einer Schweißverbindung. Zusätzlich wurden Modelle erstellt, die der physikalischen WEZ-Simulation mit lokalisierter Erweichung entsprachen; auch hier wurden Ergebnisse der numerischen Simulationen mit den realen physikalischen WEZ-Simulationen verglichen.

4.1 FE-Modelle für quasi-statische Beanspruchung

In den nachfolgenden Unterkapiteln werden die eingesetzten FE-Modelle und die Eingabeparameter für die Nachstellung eines quasi-statischen Zugversuches angeführt. Für die mechanische numerische Simulation wurde die Software ABAQUS 6.12 der Firma *Dessault Systemes Simulia* verwendet; dabei wurden ausschließlich dreidimensionale Modelle der zu untersuchenden Problemstellungen erstellt. Das Werkstoffverhalten der Modelle wurde als elasto-plastisch angenommen und es wurde die implizite Zeitintegration verwendet.

4.1.1 Verifikation mit Realschweißungen

Um das Materialverhalten einer geschweißten einlagigen Verbindung nachstellen zu können, wurde ein vereinfachtes dreidimensionales Modell einer Schweißverbindung in ABAQUS 6.12 modelliert. Dafür wurde die Geometrie (Größe und Lage) von charakteristischen Zonen der WEZ und des Schweißgutes von realen Schweißverbindungen unter Ausnutzung der Symmetrie auf ein FE-Modell übertragen (Abbildung 4-1). Für die Zonen der WEZ und des Schweißgutes wurden im FE-Modell separate Sektionen angelegt. Diese Zonen wurden im Falle der WEZ mit den Materialkennwerten (Kapitel 4.1.6) aus der physikalischen homogenen WEZ-Simulation versehen.

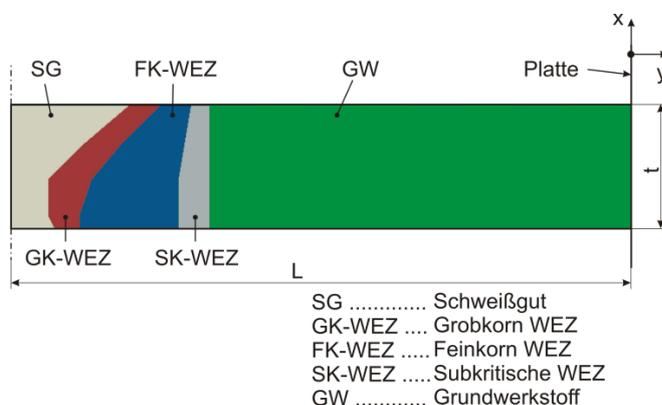


Abbildung 4-1: FE-Modell der charakteristischen Zonen der WEZ (Grundansicht)

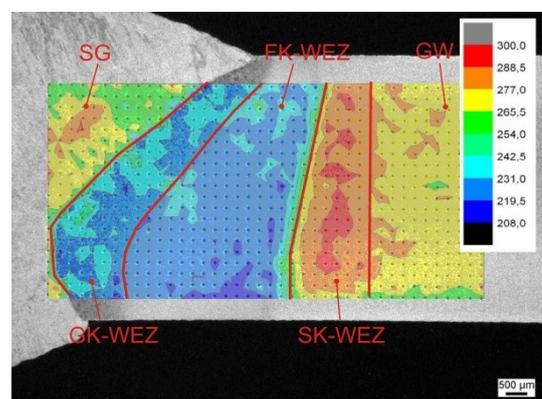


Abbildung 4-2: Charakterisierung der WEZ mit Hilfe eines Härtemappings

Das Fließverhalten des Schweißgutes wurde mit Daten aus den Realschweißungen ergänzt; so konnte das Materialverhalten im quasi-statischen Zugversuch nachgestellt werden. Für die Abschätzung der Größe und der Lage der einzelnen Sektionen wurden Härtemappings und lichtmikroskopisch untersuchte Querschliffe der Realschweißungen herangezogen (Abbildung 4-2). Als Referenz dienten dabei die Schweißungen mit dem Zusatz A und den effektiven Streckenenergien von 0,75 bis 1,65 kJ/mm. Für die charakteristischen Zonen der WEZ wurden die in Tabelle 4-1 ausgewählten Zyklen mit den entsprechenden Materialkennwerten aus der homogenen WEZ-Simulation herangezogen.

Tabelle 4-1: Ausgewählte Zyklen der WEZ-Simulation

Wärmeeinflusszone	Spitztemperatur T_{\max} [°C]	Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s]				
		5	10	15	20	25
Grobkorn WEZ	1300	x	x	x	X	x
Feinkorn WEZ	950	x	x	x	X	x
Subkritische WEZ	750	x				x

In Tabelle 4-2 ist die Verbindung zur entsprechenden effektiven Streckenenergie angegeben, wobei die angestrebten Sollwerte der Streckenenergien der Schweißversuche den IST-Abkühlzeiten $t_{8/5}$ der physikalischen WEZ-Simulation entsprechen sollten. Die mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes für die jeweilige Simulation wurden mit Hilfe von Sonderzugproben längs des Schweißgutes bestimmt.

Tabelle 4-2: Effektive Streckenenergie in Kombination mit dem WEZ-Zyklus

Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s]	5	10	15	20	25
Effektive Streckenenergie [kJ/mm]	0,75	0,98	1,27	1,38	1,65
Schweißungsnr. (Zusatz A)	2	3	4	5	6

Zur Abschätzung des Einflusses der Probenbreite auf die mechanischen Kennwerte wurde diese ebenfalls variiert. Dabei wurde die in Abbildung 4-1 angeführte modellierte Ansicht einer Schweißverbindung laut Tabelle 4-3 in der Tiefe erweitert (Variation der Probenbreite), um so unterschiedliche Probenbreiten darstellen zu können. Die geometrische Form des Modells entspricht dabei einem ebenen Blech mit 6 mm Dicke und einer Länge von 25 mm (nur halbe Länge auf Grund der Ausnutzung der Symmetrie).

Auf Grund der begrenzten Abmessungen des Schweißgutes und der WEZ wurde in diesen Bereichen in x- und y-Richtung ein feinmaschiges Netz (ca. 0,1 mm Schrittweite) verwendet. In Tiefenrichtung wurde im Hinblick auf große Blechbreiten (siehe Tabelle 4-3) auf eine Schrittweite von ca. 1 mm erhöht, um die Rechenzeit der einzelnen Versuche auf einem zweckvollen Niveau zu halten.

Tabelle 4-3: Probenbreite der FE-Modelle

Modell der Schweißverbindung mit folgender effektiven Streckenenergie [kJ/mm]	Probenbreite B [mm]				
	6	12	20	50	100
0,75	x	x	x	x	x
0,98	x	x	x	x	x
1,27	x	x	x	x	x
1,38	x	x	x	x	x
1,65	x	x	x	x	x

Um einen numerischen Zugversuch mit dem FE-Modell durchführen zu können, wurde am Modell eine virtuelle, unendlich steife Platte auf der gegenüberliegenden Seite zur Schweißnaht mit einer

Kontaktbeziehung definiert. Durch eine Verschiebung (bestimmter Offset-Wert) der Platte entlang einer Hauptachse konnte nun ein weggesteuerter Zugversuch simuliert werden. Ferner war es auf Grund der unendlich steifen Platte, die fix mit den Knoten des FE-Gitters auf der Stirnseite verbunden ist, möglich, die Kräfte der einzelnen Knoten ohne großen Aufwand aufzusummieren. Die Kraft auf die Platte und der Weg der Platte entlang der Längsachse wurden im Anschluss in Abhängigkeit über die Zeit aufgezeichnet. Aus diesen gewonnenen Daten konnte durch eine einfache Umrechnung ein ingenieurmäßiges Spannungs-Dehnungsdiagramm erstellt werden.

4.1.2 Matching-Untersuchung

Das Ziel dieser Untersuchung lag darin, eine exakte Spannungs-Dehnungsanalyse bei unterschiedlichen Matching-Verhältnissen durchzuführen. Für die Untersuchung wurde wiederum auf ein einfaches FE-Modell zurückgegriffen, welches aus drei Teilbereichen mit unterschiedlichen Materialeigenschaften (Schweißgut, Weiche Zone und Grundwerkstoff) bestand. Um auch einen möglichen Einfluss der verwendeten Probengeometrie beim Zugversuch zu berücksichtigen, erfolgte zusätzlich eine Modellierung der Kopfgeometrie. Als Eingabedaten für das plastische Materialverhalten wurde auf Daten aus der homogen physikalischen WEZ-Simulation und auf Mikrozugproben zurückgegriffen. Die Fließkurve aus der physikalischen WEZ-Simulation mit einer Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 5 s diente zur Erstellung der relativen WEZ-Festigkeit von $S_{wz} = 0,91$. Das Festigkeitsverhältnis wurde durch die Verwendung unterschiedlicher Schweißgutfließkurven variiert. Die Simulation der Evenmatching-Verbindung wurde mit Hilfe der Fließkurve des Zusatzes A realisiert, für das Overmatching kam die Fließkurve des Zusatzes C zum Einsatz. Um Rechenzeit und Speicherplatz zu sparen, wurde unter Ausnutzung der Symmetrie auf ein Viertelmodell zurückgegriffen, wobei das Netz des FE-Modells wie bei den vorherigen Untersuchungen im Bereich der Schweißnaht verfeinert wurde.

In Abbildung 4-3 ist eine Skizze des FE-Modells mit den verschiedenen Zonen angeführt. Die eingezeichneten Punkte M und R wurden für Verschiebungsmessungen der Netzknoten herangezogen. Anhand dieser Messungen sollte es möglich sein, die Dehnungen der einzelnen Zonen bei einachsiger Beanspruchung quantitativ darzustellen. Die Messung erfolgte sowohl längs als auch in Dickenrichtung der Probe, wobei die Messung in der Mitte (M) und am Rand (R) der Probe durchgeführt wurde. Die Dehnung im Schweißgut ϵ_{SG} in Längsrichtung wurde dabei folgendermaßen berechnet:

$$\epsilon_{SG}(R \text{ bzw. } M) = \frac{u_2(R2 \text{ bzw. } M2)}{B_{SG}/2} \cdot 100 \quad (4-1)$$

Der Ausdruck u_2 beschreibt die Verschiebung des Knotenpunktes des FE-Netzes in Längsrichtung der Probe, und B_{SG} stellt die absolute Breite des Schweißgutes dar. Auf Grund der Ausnutzung der Symmetrie des Modelles wurde die halbe Schweißgutbreite eingesetzt.

Für die Dehnung in der Weichen Zone ϵ_{WZ} in Längsrichtung wurde dabei folgende Funktion definiert (als Basis dafür diente die Breite der Weichen Zone B_{WZ}):

$$\epsilon_{WZ}(R \text{ bzw. } M) = \frac{u_2(R4 \text{ bzw. } M4) - u_2(R2 \text{ bzw. } M2)}{B_{WZ}} \cdot 100 \quad (4-2)$$

Die Gesamtdehnung ε stellt dabei die ingenieurmäßige Dehnung dar, wie sie auch beim Zugversuch ermittelt wird:

$$\varepsilon(R \text{ bzw. } M) = \frac{u_2(R5 \text{ bzw. } M5)}{L_0/2} \cdot 100 \quad (4-3)$$

Die Ermittlung der Gesamtdehnung erfolgte durch die Verschiebung eines Knotenpunktes bei einer definierten Messlänge L_0 ; auch hier wurde auf Grund der Symmetrie die halbe Messlänge L_0 verwendet.

Für die Bestimmung der Dehnungen in Dickenrichtung wurde die Verschiebung u_3 der Messpunkte (R und M) in Richtung der Blechdicke herangezogen. Um die Ergebnisse besser zu veranschaulichen wird die Änderung zur ursprünglichen Blechdicke t durch die Einschnürung angeführt. Die Dickenänderung durch die Einschnürung wurde dabei durch folgende Gleichung ermittelt:

$$t_{(Rx \text{ bzw. } Mx)}(u_3) = \frac{t - 2 \cdot u_3(Rx \text{ bzw. } Mx)}{t} \cdot 100 \quad (4-4)$$

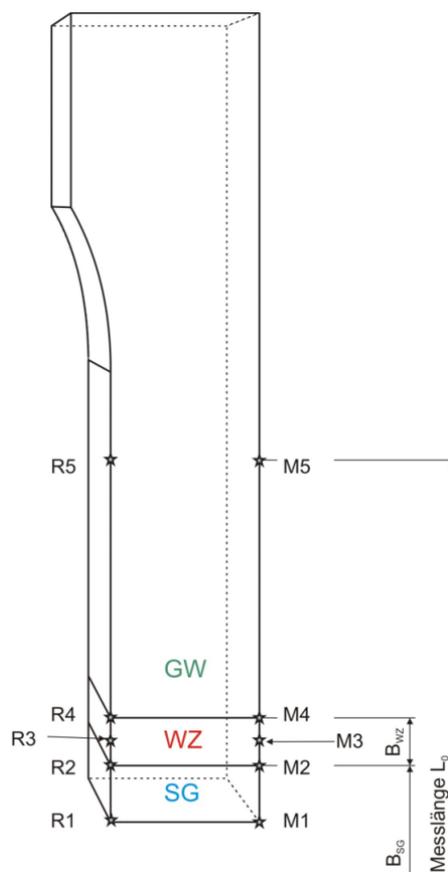


Abbildung 4-3: Skizze der Wegmesspunkte des FEM-Modells

4.1.3 Nahtform-Untersuchung

Bei dieser Untersuchung sollte der Einfluss der Nahtgeometrie auf die Festigkeit der Schweißverbindung untersucht werden; dafür wurde das Modell aus Kapitel 4.1.2 übernommen und im Bereich der Schweißnaht entsprechend modifiziert. Die untersuchten Nahtformen sind in Abbildung 4-4 dargestellt, die modellierten Schweißnähte bestehen wiederum aus den bekannten drei Teilbereichen (Schweißgut, Weiche Zone und Grundwerkstoff). Durch die Variation der Nahtform verändert sich das Volumen (die Größe) des Schweißgutes, jedoch zeigten vorangegangene Untersuchungen, dass dieser Einfluss weitgehend vernachlässigt werden kann. Die Größe (Fläche) der Weichen Zone der einzelnen Modelle wurde zum Vergleich jedoch gleich gehalten, da diese einen signifikanten Einfluss auf die Festigkeit ausübt.

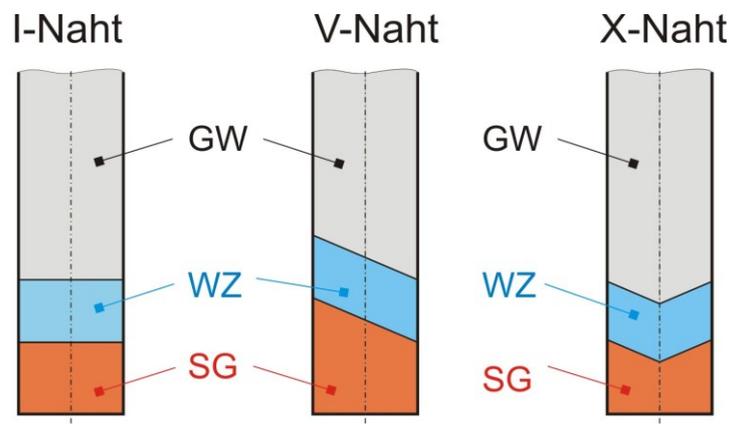


Abbildung 4-4: Darstellung der modellierten Nahtformen

4.1.4 Parameterstudie der Einflussgrößen

Für eine Parameterstudie der Einflussgrößen auf die mechanischen Kennwerte einer Schweißverbindung wurde ein eigenes FE-Modell erstellt. Das Modell besteht aus drei Sektionen, die das Materialverhalten des Schweißgutes, der Weichen Zone und des Grundwerkstoffes wiedergeben (Abbildung 4-5). Anhand dieses FE-Modells können sämtliche Einflussgrößen unabhängig voneinander betrachtet und bewertet werden. Folgende Parameter können mit dem beschriebenen FE-Modell beeinflusst werden:

- Breite der WZ
- Festigkeit der WZ
- Festigkeit des Schweißgutes
- Breite des Schweißgutes
- Schweißgutflankenwinkel α

In realen Schweißversuchen interagieren diese Größen untereinander, was eine getrennte Betrachtung der Einflussgrößen unmöglich macht. Das quaderförmige Modell besitzt eine Gesamtlänge von 50 mm und eine Breite von 20 mm. Es wurde wiederum die Symmetrie entlang der Schweißnaht und

in Tiefenrichtung ausgenutzt, um die Rechenzeit möglichst gering zu halten. Die Ermittlung der Zugversuchskennwerte erfolgte, wie beim Modell der realen Schweißverbindung zuvor, anhand der Kraft- und Wegmessung an der am Kopfe befestigten steifen Platte. Im Bereich der Schweißnaht wurde ein feinmaschiges Netz von 0,1 mm Schrittweite gewählt, in Tiefenrichtung wurde eine größere Netzweite (ca. 2 mm) appliziert, da der Einfluss der Probenbreite bei dieser Parameterstudie nicht berücksichtigt wurde und dieser Wert konstant gehalten werden sollte.

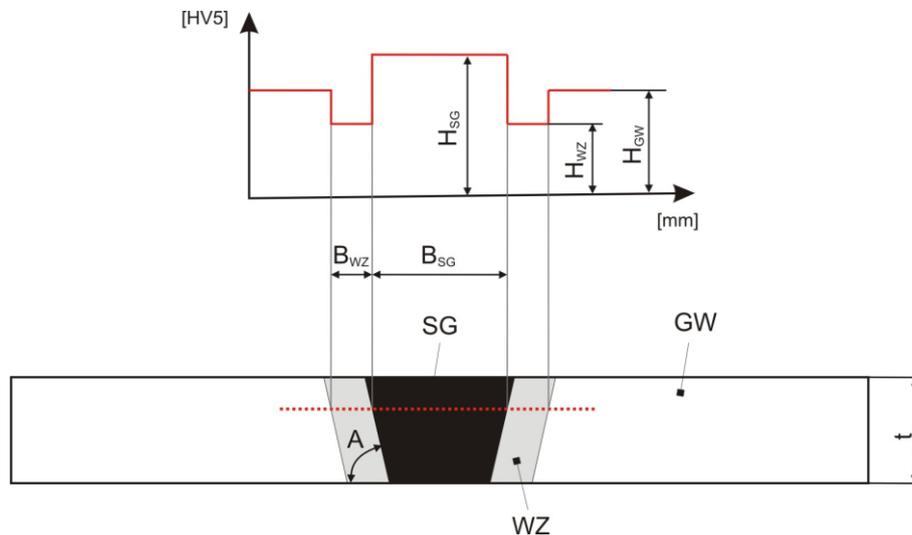


Abbildung 4-5: Schematische Darstellung des FE-Modells zur statistischen Evaluierung der Einflussgrößen

In Tabelle 4-4 sind die untersuchten Kombinationen der Einflussgrößen für die Parameterstudie mit Hilfe des FE-Modells angeführt. Für die Unabhängigkeit von einer bestimmten Geometrie und eines bestimmten Werkstoffes wurden in erster Linie die Relativgrößen verwendet, welche in den folgenden Gleichungen (4-5) bis (4-8) definiert sind.

Relative WZ-Breite X_{WZ} :

$$X_{WZ} = \frac{\text{absolute WZ Breite}}{\text{Blechdicke}} = \frac{B_{WZ}}{t} \quad (4-5)$$

Relative Schweißgutbreite X_{SG} :

$$X_{SG} = \frac{\text{absolute Schweißgutbreite}}{\text{Blechdicke}} = \frac{B_{SG}}{t} \quad (4-6)$$

Relatives Festigkeitsniveau der WZ S_{WZ} :

$$S_{WZ} = \frac{\text{Zugfestigkeit der Erweichung}}{\text{Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes}} = \frac{R_{mWZ}}{R_{mGW}} \quad (4-7)$$

Relatives Festigkeitsniveau des Schweißgutes S_{SG} :

$$S_{SG} = \frac{\text{Zugfestigkeit des Schweißgutes}}{\text{Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes}} = \frac{R_{mSG}}{R_{mGW}} \quad (4-8)$$

Für die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften in der WEZ (S_{WZ}) wurden die Werte aus der physikalischen WEZ-Simulation am Warmband mit 6 mm Blechdicke herangezogen; die Variation der mechanischen Eigenschaften erfolgte anhand unterschiedlicher thermischer Zyklen. Die Materialkennwerte für das Schweißgut wurden mit Hilfe von Sonderzugproben aus dem aufgemischten Schweißgut der Evenmatched-Schweißverbindung mit Zusatz A ($S_{SG} = 1,0$) entnommen. Die Variation der Festigkeitseigenschaften dieser Einflussgröße erfolgte anhand der Multiplikation mit einem Faktor (0,91 bis 1,20).

Tabelle 4-4: Kombinationen der Einflussgrößen für die Parameterstudie

S_{WZ} [-]	S_{SG} [-]	X_{SG} [-]	A [°]	X_{WZ} [-]	
0,81 und 0,91	0,91	0,66	90	0,3 und 1,0	
	0,95		90	0,3 und 1,0	
	1,00		0,66	40	0,3 und 1,0
				55	0,3 und 1,0
				70	0,3 und 1,0
		90		0,1 bis 7,0	
		90		0,3 und 1,0	
		1,66	40	0,3 und 1,0	
			55	0,3 und 1,0	
			70	0,3 und 1,0	
			90	0,3 und 1,0	
			90	0,3 und 1,0	
	1,20	0,66	40	0,3 und 1,0	
			55	0,3 und 1,0	
			70	0,3 und 1,0	
			90	0,3 und 1,0	
			90	0,3 und 1,0	
		1,00	40	0,3 und 1,0	
			55	0,3 und 1,0	
			70	0,3 und 1,0	
90			0,3 und 1,0		
90			0,3 und 1,0		
0,85	1,00	0,66	90	0,4	

4.1.5 WEZ-Simulation mit lokalisierter Erweichung

Um das Verhalten der WEZ-Simulatorprobe mit lokalisierter Erweichung auch numerisch darstellen zu können, wurden FE-Modelle dieser Problemstellung erstellt. Das Hauptaugenmerk bei dieser Untersuchung lag dabei auf der Variation der Größe der WZ, um die Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften zu bestimmen. Die Modelle bestehen im Gegensatz zu den zuvor erstellten Modellen nur aus einem erweichten Bereich und dem Grundwerkstoff oder aus einem erweichten Bereich, einer aufgehärteten subkritischen Zone und dem Grundwerkstoff (Abbildung 4-6 und Abbildung 4-7). Ein Abgleich der Ergebnisse der Modelle mit und ohne die subkritische Aufhärtung sollte zeigen, ob diese geringe Aufhärtung festigkeitswirksam ist oder nicht. Wie zuvor wurde hier ebenfalls die Symmetrie ausgenutzt, und es wurden Viertelmodelle erstellt. Die Werkstoffdaten für die Weiche Zone beziehungsweise für die subkritische Zone wurden wiederum in der physikalischen WEZ-Simulation ermittelt, wobei zur Einstellung der Weichen Zone ein WEZ-Zyklus mit 950 °C Spitzentemperatur und 5 bzw. 25 s Abkühlzeit zur Anwendung kam. Über eine Variation der Abkühlgeschwindigkeiten (Abkühlzeit $t_{8/5}$) konnten so unterschiedlich tiefe Härtesäcke (Festigkeitsniveaus der WEZ) simuliert werden. Zur Erzeugung der subkritischen Zone kam ein WEZ-Zyklus mit 750 °C Spitzentemperatur zur Anwendung. Bei dieser Temperatur stellt sich, wie aus der homogenen WEZ-Simulation

bekannt, eine mäßige Aufhärtung ein, wobei hier die Abkühlgeschwindigkeit keinen Einfluss auf das Festigkeitsniveau zeigt.

Die in Abbildung 4-6 und Abbildung 4-7 dargestellten Modelle wurden zur Simulation der lokalen Erweichung an dem Warmband mit 6 mm Blechdicke verwendet. Auf Grund der begrenzten Messlänge erfolgte die Anpassung der geometrischen Form des FE-Modells an die Form der Sonderzugproben. Somit war es möglich, den Einfluss der Übergangsradien am Kopfanfang zu berücksichtigen. Die Ermittlung der Zugversuchsdaten erfolgte ähnlich wie beim FE-Modell der Schweißverbindung mit Hilfe einer steifen Platte. Dabei wurde die Kraft auf die Knoten am Kopfende aufsummiert, gleichzeitig wurde der zeitliche Kraftverlauf bei Bewegung der Platte aufgezeichnet. Die Wegmessung wiederum erfolgte an einem Knoten mit 7 mm Abstand von der symmetrischen Mitte im Ausgangszustand. Dieser Abstand entsprach dem der Messschneiden des Wegaufnehmers im Ausgangszustand beim realen Zugversuch. Durch die Auslenkung des bestimmten Knotens und der Kraft auf die steife Platte in Abhängigkeit von der Zeit konnte der reale Zugversuch nachgestellt werden. Als Schrittweite für das Netz wurde im Bereich der Messlänge 0,1 mm gewählt, im Bereich des Kopfes der virtuellen Zugprobe wurde die Schrittweite einer linearen Funktion auf 3 mm erhöht.

In Tabelle 4-5 wurden die untersuchten relativen WZ-Breiten der einzelnen FE-Modelle aufgetragen.

Tabelle 4-5: FE-Modelle mit unterschiedlichen Probendicken und den applizierten relativen WZ-Breiten

FE- Modellprobendicke	Relative WZ-Breite X_{wz} [-]										
	0,00	0,10	0,25	0,50	0,75	1,00	1,10	1,25	1,50	1,75	2,00
6 mm	x		x	x	x	x		x	x	x	x
6 mm mit subkritischer Zone	x		x	x	x	x		x	x	x	
10 mm	x	x	x	x	x	x		x			
12 mm	x	x	x	x	x	x	x				

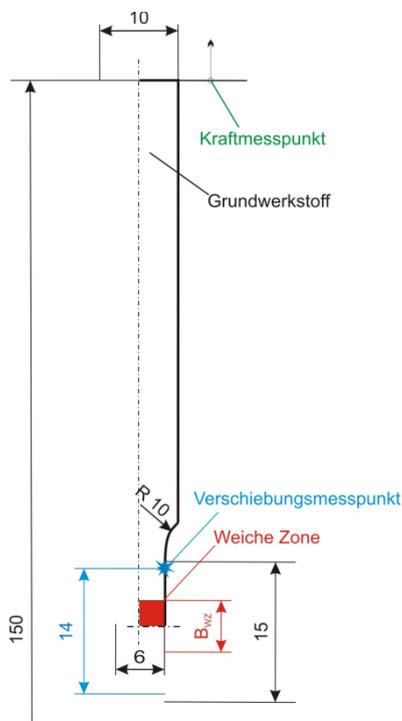


Abbildung 4-6: FE-Modell WEZ-Simulation mit lokalisierter Erweichung

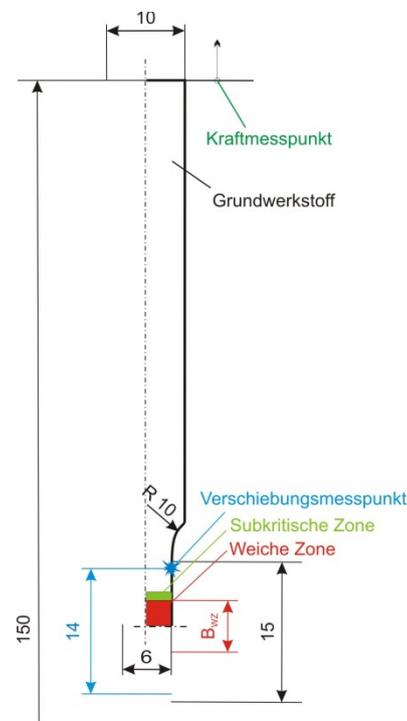


Abbildung 4-7: FE-Modell WEZ-Simulation mit lokalisierter Erweichung und subkritischer Zone

Im Modell für die Simulation mit den Warmbanddicken von 10 und 12 mm wurde auf die subkritische Zone verzichtet; die Probendicke entsprach dabei wie zuvor der Blechdicke des jeweiligen Warmbandes. Die geometrische Form des Zugversuchsmodells entsprach der Sonderzugprobenform für die physikalische WEZ-Simulation mit lokalisierter Erweichung bei 10 und 12 mm Blechdicke. Die Kraft- und Verschiebungsmessung erfolgte wie beim FE-Modell mit 6 mm Blechdicke.

4.1.6 Eingabeparameter für die mechanische FE-Simulation

Für die FE-Simulation wurde ein elasto-plastisches Werkstoffverhalten angenommen. Im Falle des elastischen Materialverhaltens genügt die Angabe des Elastizitätsmodules und der Querkontraktion; hier wurden die für Stahl charakteristischen Werkstoffwerte verwendet (E-Modul: 210.000 MPa, $\nu = 0,3$). Das plastische Werkstoffverhalten wird in der FE-Software mit Hilfe einer Fließkurve beschrieben. Um das plastische Werkstoffverhalten der einzelnen Zonen der WEZ simulieren zu können, wurde auf die Fließkurven der homogenen WEZ-Simulation zurückgegriffen (siehe Kapitel 5.4.3). Das plastische Werkstoffverhalten im aufgemischten Schweißgut wurde mit Hilfe der Sonderzugproben längs der Schweißnaht ermittelt, die daraus gemessenen Fließkurven wurden für die FE-Simulation verwendet (siehe Kapitel 5.1.3).

Bei den gemessenen Fließkurven traten im unbeeinflussten Grundwerkstoff und bei der physikalischen WEZ-Simulation in Abhängigkeit vom aufgetragenen Temperaturzyklus vereinzelt ausgeprägte Streckgrenzen auf. In diesen Fällen musste eine Modifikation der Fließkurve vorgenommen werden, da fallende Spannungen in der Fließkurve bei FE-Programmen im impliziten Rechenmodus zu einem Abbruch führen. Deshalb wurde der Bereich der Lüdersdehnung geglättet und als Fließbeginn die untere Streckgrenze R_{eL} gewählt, womit eine stetig steigende Funktion approximiert wurde, welche eine implizite Simulation ermöglichen sollte. Bei Fließkurven ohne ausgeprägte Streckgrenze wurde die 0,2 %-Dehngrenze als Fließbeginn herangezogen.

Als Ausgangsbasis für die Ermittlung der Fließkurven dienten die Ergebnisse aus dem Zugversuch, jedoch können die Ausgangsdaten für die Fließkurvenberechnung nur bis zur Gleichmaßdehnung bereitgestellt werden. Für Dehnungen über der Gleichmaßdehnung kam die Approximation nach Hollomon zur Anwendung. Die Bestimmung der Hollomon-Parameter erfolgte knapp vor der Gleichmaßdehnung, da die Hollomon-Gleichung erst im Bereich größerer Dehnungen das Fließverhalten mit ausreichender Genauigkeit bestimmt (Münstermann, 2006 S. 82 ff.).

4.2 FE-Modell für zyklische Beanspruchung

Mit einer thermo-mechanischen numerischen Simulation sollte der Prozess der physikalischen WEZ-Simulation numerisch nachgestellt werden, um Faktoren, die einen Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit (zyklische Beanspruchung) ausüben, wie zum Beispiel Eigenspannungen, eindeutig beschreiben zu können. Infolge der Erwärmung im WEZ-Simulator trat in Kombination mit der Phasenumwandlung eine Volumenänderung auf, die durch die lokalen Gegebenheiten (Einspannung etc.) an der Ausdehnung gehindert wird. Durch die Einschränkung der freien Volumenänderung werden lokale Spannungen induziert, die wiederum eine Auswirkung auf die lokale Schädigungsrechnung haben. Für die angesprochene thermo-mechanische Simulation kam das Softwarepaket *Sysweld* zum Einsatz.

Die ausgegebenen Sysweld-Daten wurden als Eingangsdaten für die lokale Schädigungssimulation mit FEMFAT verwendet. Die numerischen Simulationen in diesem Kapitel wurden in Kooperation mit Dr. Michael Stoschka und Dr. Martin Leitner am Institut für allgemeinen Maschinenbau der MU Leoben durchgeführt (Stoschka, et al., 2013).

4.2.1 Schweißstruktursimulation

Das für die thermische Simulation (Schweißsimulation) eingesetzte FE-Modell beruht auf der Probenform, den Randbedingungen und dem Schweißtemperaturzyklus der physikalischen WEZ-Simulation. Mit dem Modell sollten die Eigenspannungen bestimmt werden, welche durch die Dehnungsbehinderung im Modell induziert werden. Darüber hinaus wird auch noch das unterschiedliche mechanische Materialverhalten (Fließbeginn, Verfestigungsverhalten ...) der einzelnen wärmebehandelten Zonen berücksichtigt, welches durch die Umwandlung des Grundwerkstoffes eintritt. Die lastunabhängigen Eigenspannungen dienen wiederum als Eingabedaten für die Lebensdauerabschätzung mit FEMFAT, wo diese in Form des Mittelspannungseinflusses berücksichtigt werden.

In Abbildung 4-8 ist das volle geometrische Modell mit den Kontaktbedingungen für die Schweißsimulation in Sysweld dargestellt; für die Simulation selbst wurde die Symmetrie ausgenutzt und im Hinblick auf die Rechenzeit auf ein Achtelmodell reduziert. Es kam dabei die gleiche Probenform wie bei den gekerbten Schwingversuchsproben beziehungsweise den homogenen erweichten Schwingversuchsproben zur Anwendung. Bei der physikalischen WEZ-Simulation erfolgt die Einspannung anhand von Kupferbacken, die mit Hilfe pneumatischer Zylinder eine kraftschlüssige Verbindung zur Probe herstellen. Für die numerische Simulation wurde aus Gründen der Vereinfachung eine fixe Verbindung zwischen den Kupferbacken und der Probe hergestellt; somit kann von einer schlupffreien Verbindung ausgegangen werden. Der thermische Wärmeübergang von der Probe auf die Einspannbacken wurde im FE-Modell anhand einer thermischen Kontaktbeziehung berücksichtigt.

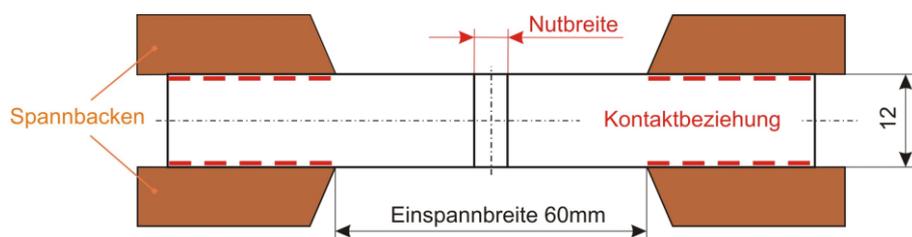


Abbildung 4-8: Modell der Schweißstruktursimulation

Die einem Realschweißzyklus entsprechende Wärmebehandlung erfolgte anhand des vorgegebenen Temperaturverlaufes (Abbildung 4-9) im Zentrum der Probe. Es wurden somit sämtliche Elemente in der Nut und bei der homogenen Probe alle Elemente zwischen der Einspannung mit dem vorgegebenen Temperaturverlauf beaufschlagt.

Diese näherungsweise Modellvorstellung der Temperatureaufbringung entspricht nur bedingt der konduktiven Erwärmung der Probe; auf Grund der hohen Temperaturabführung (großer Tempera-

turgradient) durch die Einspannung und der daraus bedingten geringen geometrischen Ausdehnungen der anschließenden Materialzonen (siehe Abbildung 4-16) ist jedoch von einer brauchbaren Modellvorstellung auszugehen.

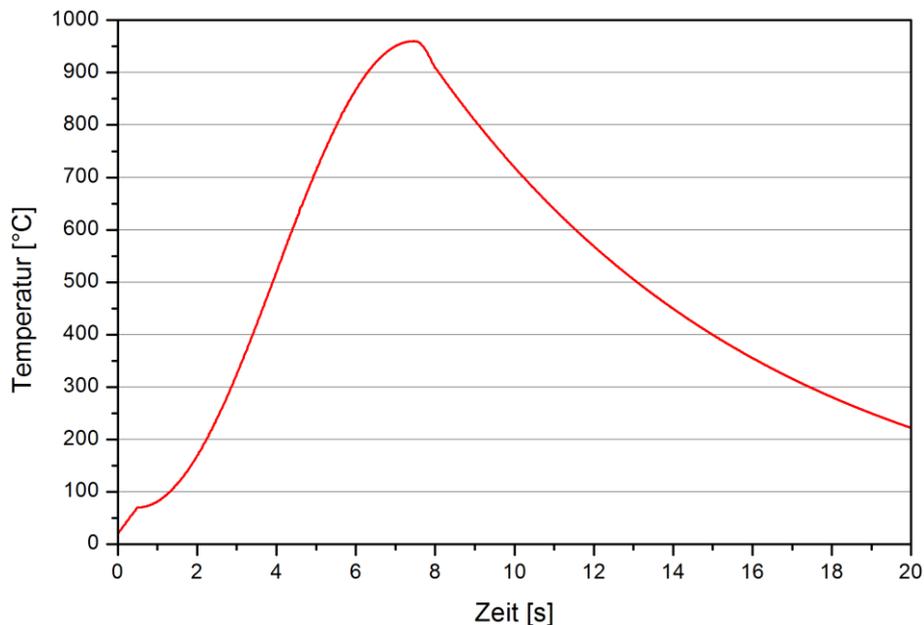


Abbildung 4-9: Temperaturvorgabe für die numerische Simulation

Für die Implementierung der thermomechanischen Phasenumwandlung in Sysweld wurde ein SZTU-Diagramm des verwendeten Grundwerkstoffes bei einer Spitzentemperatur von 1000 °C verwendet. Die Erstellung des SZTU-Diagramm erfolgte durch Krysl (2012) im Rahmen seiner Diplomarbeit (Abbildung 4-10). Für die Implementierung und die anschließende Interpolation des Verfestigungsverhaltens der wärmebehandelten Zonen in Sysweld in Abhängigkeit von Phasenanteilen und Abkühlzeit $t_{8/5}$ wurde auf die Ergebnisse der physikalischen WEZ-Simulation (Kapitel 5.4.2) beziehungsweise auf den unbeeinflussten Grundwerkstoff zurückgegriffen. Die angeführten Daten gelten bei Raumtemperatur. Um die Daten an höhere Temperaturen anzupassen, wurde auf die in Sysweld implementierten Daten zurückgegriffen. Dabei wurden die Fließgrenze und die Verfestigungskurven dahingehend adaptiert, dass sie der Temperaturabhängigkeit des E-Modules entsprachen, also gleicher abfallender Verlauf mit steigender Temperatur. Der E-Modul in Abhängigkeit von der Temperatur und der Phase ist in Abbildung 4-11 angeführt.

Die in Sysweld implementierten thermischen Materialdaten (Abbildung 4-11 bis Abbildung 4-14) wurden an einem Baustahl S 355 ermittelt, können jedoch näherungsweise auf den untersuchten Werkstoff angewendet werden.

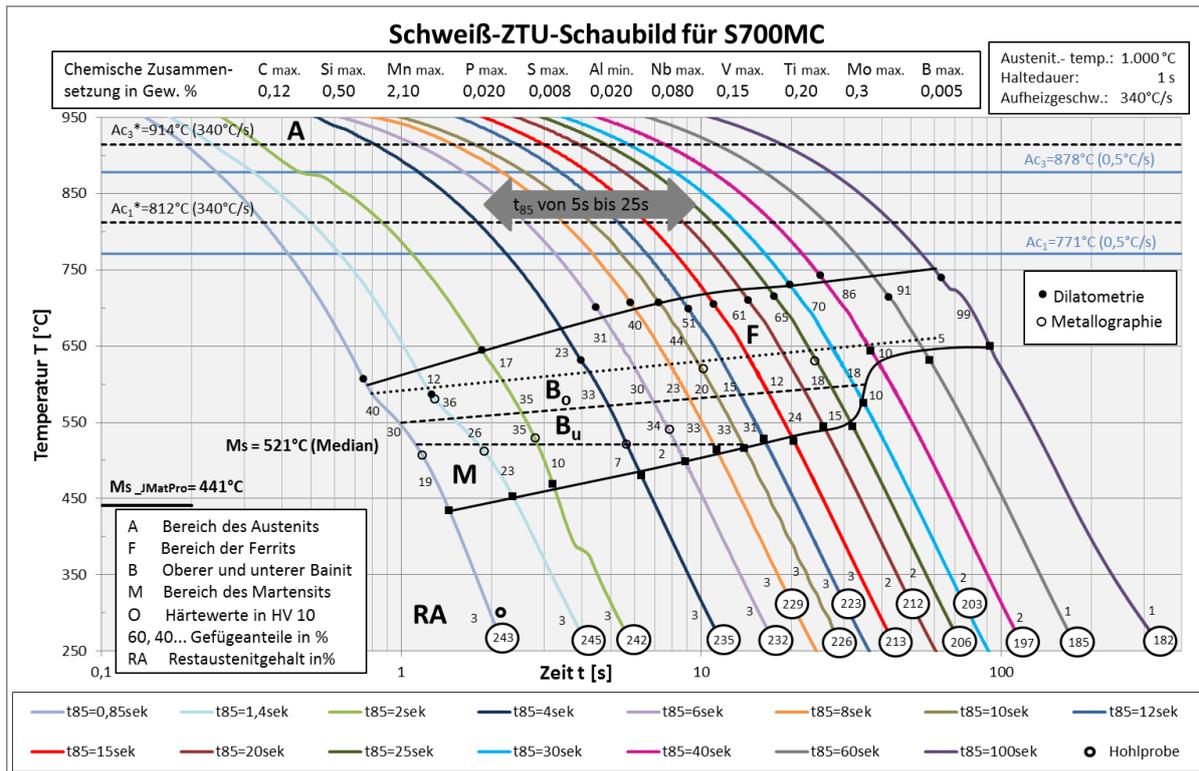


Abbildung 4-10: SZTU-Diagramm S 700MC mit 100 °C Spitzentemperatur (Krysl, 2012)

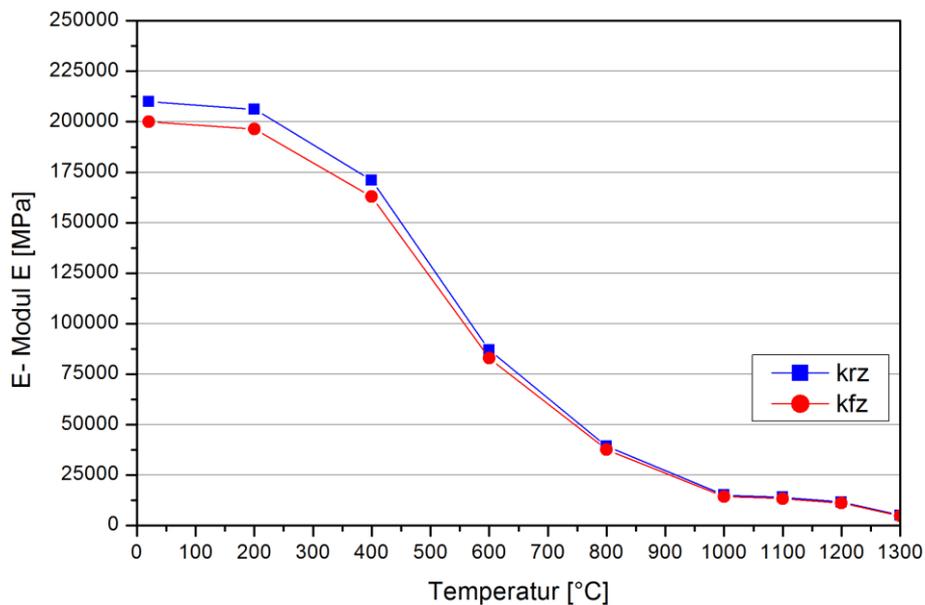


Abbildung 4-11: E-Modul über die Temperatur in Abhängigkeit der Phase

In Abbildung 4-12 und Abbildung 4-13 sind die temperaturabhängigen Materialkennwerte für die Berechnung der Wärmeleitung angeführt. Bei der Dichte wurde der Standardwert für die Raumtemperatur ($\rho = 7850 \text{ kg/m}^3$) angenommen, die Temperaturabhängigkeit ergibt sich dabei über die temperaturabhängige thermische Dehnung (Abbildung 4-14).

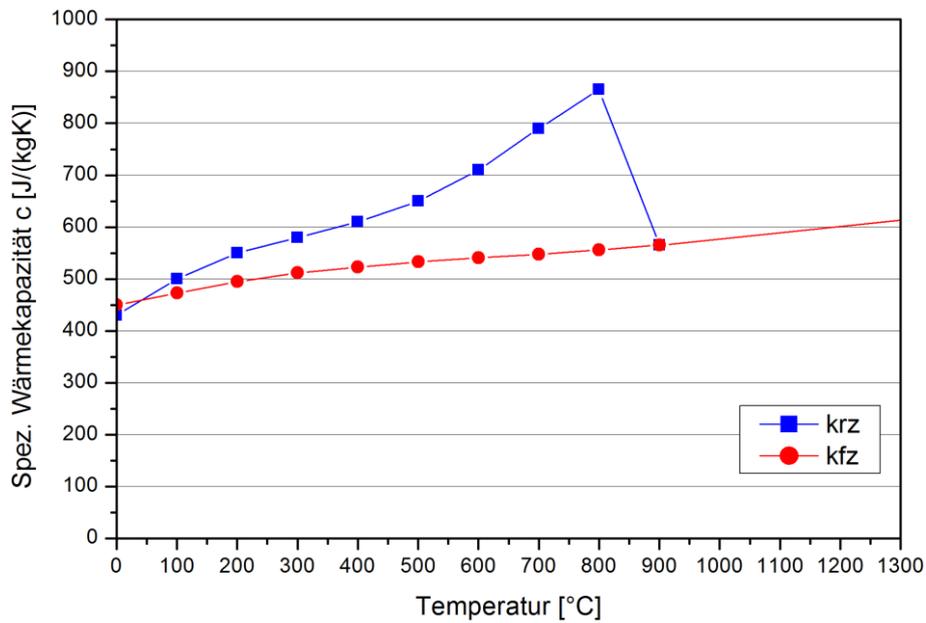


Abbildung 4-12: Spezifische Wärmekapazität über die Temperatur in Abhängigkeit von der Phase

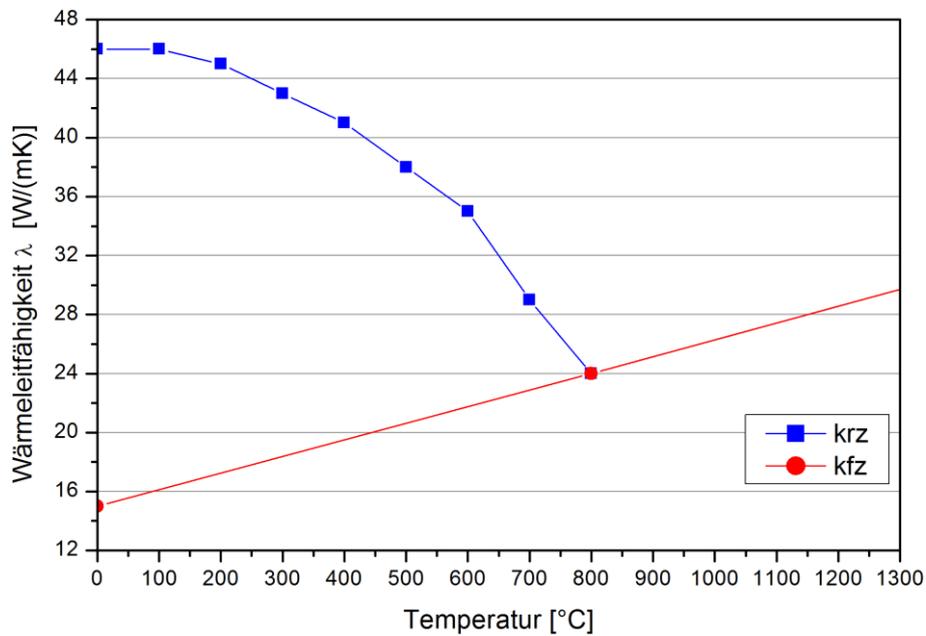


Abbildung 4-13: Wärmeleitfähigkeit über die Temperatur in Abhängigkeit von der Phase

Die thermische Dehnung in Abhängigkeit von der Temperatur und der Phase sind in Abbildung 4-14 dargestellt; die Dehnung infolge der Umwandlung wird dabei durch die Phasenabhängigkeit erfasst.

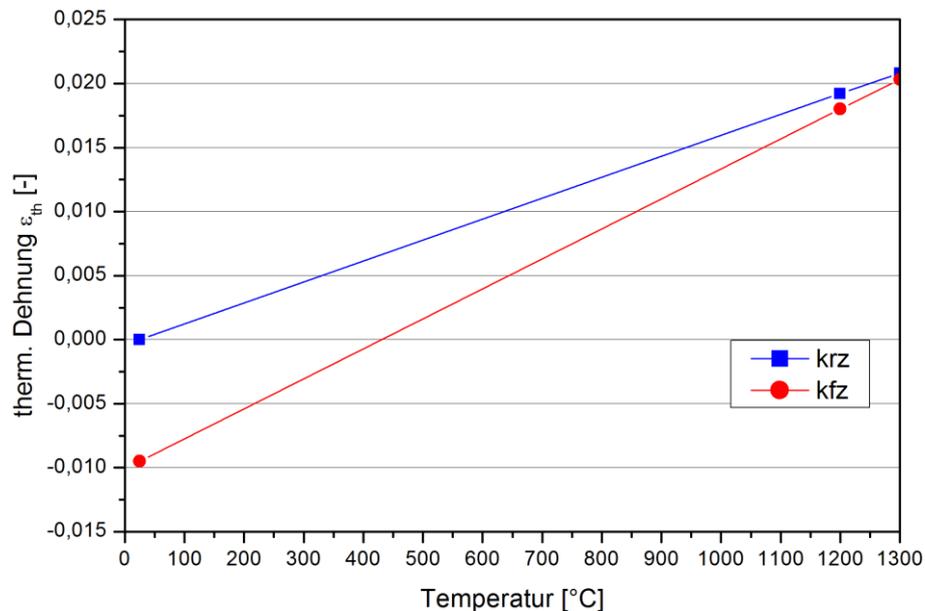


Abbildung 4-14: Thermische Dehnung über die Temperatur in Abhängigkeit von der Phase

Die Eingabedaten für die mechanischen Kennwerte der unterschiedlichen Phasen sind in Tabelle 4-6 angeführt, wobei der Ausdruck „Verfestigung“ die Differenz zwischen der Fließgrenze R_p und der Zugfestigkeit R_m angibt.

Tabelle 4-6: Mechanische Eigenschaften der unterschiedlichen Phasenanteile und des Grundwerkstoffes

Phasen	Fließgrenze R_p [MPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Verfestigung [MPa]	Gleichmaßdehnung A_g [%]
Ferrit-Perlit	480	628	148	10
Bainit	581	932	351	10
Martensit	624	1029	405	10
Grundwerkstoff	778	919	141	8
Austenit	144	236	92	20

4.2.2 Freischneiden der WEZ-Simulatorproben

Das anschließende Freischneiden der genuteten WEZ-Simulatorproben in ABAQUS bewirkte auf Grund der durch die Sysweld-Simulation eingebrachten Eigenspannungen einen Verzug und einen Abbau beziehungsweise eine Umlagerung der örtlichen Mittelspannungen. In Abbildung 4-15 ist die genutete Probe mit der freigeschnittenen Schwingversuchsprobengeometrie dargestellt; für die homogen erweichten Proben erfolgte der Freischnitt aus den quaderförmigen WEZ-Simulatorproben.

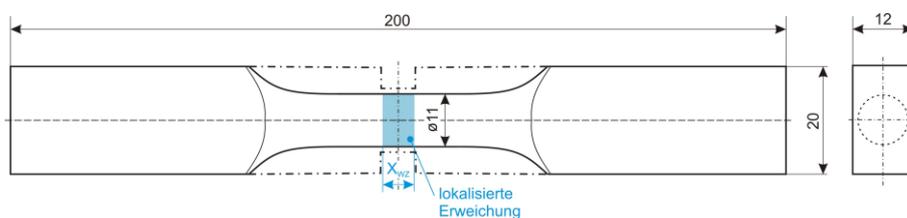


Abbildung 4-15: Freigeschnittene Schwingversuchsprobe

4.2.3 Kombiniertes Verfestigungsverhalten

Im Anschluss an das Freischneiden wurden die Proben mit einem wechselnden Belastungszyklus beaufschlagt, um mit Hilfe des kombinierten Verfestigungsverhaltens ein stabilisiertes Werkstoffverhalten zu erreichen. Dafür wurde eine externe Spannungsamplitude von $\sigma_a = 500$ MPa bei wechselnder Beanspruchung in Kombination mit zehn Lastwechseln aufgebracht. Durch die zyklische Beanspruchung und das kombinierte Verfestigungsverhalten kann es zu einer Verlagerung der Mittelspannungsspitzen in den Schwingversuchsproben kommen. Es wurde bei der Simulation, wie bereits zuvor erwähnt, ein kombiniertes Verfestigungsverhalten angenommen. Als Eingabedaten für das kombinierte Verfestigungsverhalten in ABAQUS kamen Spannungs-Dehnungsverläufe (half cycle of stress-strain data) aus der homogen physikalischen WEZ-Simulation und die Interpolationen aus der Sysweld-Simulation zur Anwendung. Die Ausgabedaten der ABAQUS-Simulation wurden als Eingabedaten für die FEMFAT-Analyse (siehe Kapitel 4.2.4) verwendet.

4.2.4 Lebensdauerabschätzung

Die Lebensdauerabschätzung wurde mit dem Softwarepaket FEMFAT durchgeführt, wobei die Abschätzung der Wechselfestigkeit mit Hilfe des FEMFAT-Materialgenerators in Anlehnung an die FKM-Richtlinie (2012) erfolgte. Als Referenz für die Bestimmung der Wechselfestigkeit in den unterschiedlichen Materialzonen (Grundwerkstoff, erweichte Zone, Übergangszonen von erweichter Zone zum Grundwerkstoff) diente die Fließgrenze. Die daraus generierten mechanischen Kennwerte der einzelnen Zonen sind in Tabelle 4-7 angeführt. In Abbildung 4-16 ist das FEMFAT-Modell mit den unterschiedlichen Materialzonen aus der Sysweld-Simulation dargestellt, die Ausdrücke WEZ 1 und WEZ 2 stehen dabei für die beiden Übergangszonen von der erweichten Zone zum Grundwerkstoff.

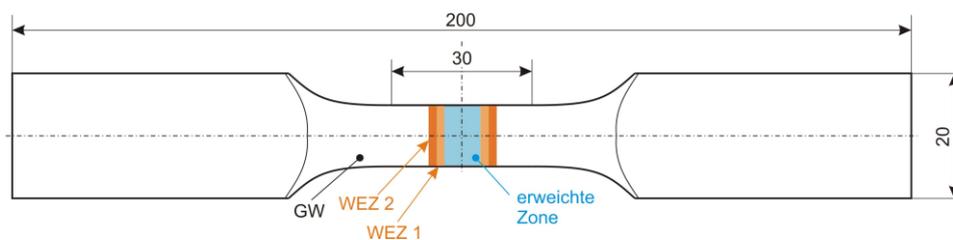


Abbildung 4-16: FEMFAT-Modell mit den unterschiedlichen Materialzonen

Tabelle 4-7: Mechanische Eigenschaften der unterschiedlichen Materialzonen

Materialzonen		Erweichte Zone	WEZ 1	WEZ 2	Grundwerkstoff
homogen	Zugfestigkeit R_m [MPa]	672,4	747,5	831,9	904,0
	Fließgrenze R_p [MPa]	553,0	626,0	708,0	778,0
	Schwellfestigkeit σ_{sch} [MPa]	533,0	579,2	628,6	668,9
	Wechselfestigkeit σ_w [MPa]	302,6	336,4	374,4	406,8
$x_{wz} = 0,6$	Zugfestigkeit R_m [MPa]	673,4	754,7	844,3	904,0
	Fließgrenze R_p [MPa]	554,0	633,0	720,0	778,0
	Schwellfestigkeit σ_{sch} [MPa]	533,7	583,5	635,7	668,9
	Wechselfestigkeit σ_w [MPa]	303,1	339,6	380,0	406,8
$x_{wz} = 1,0$	Zugfestigkeit R_m [MPa]	672,4	752,7	849,4	904,0
	Fließgrenze R_p [MPa]	553,0	631,0	725,0	778,0
	Schwellfestigkeit σ_{sch} [MPa]	533,0	582,3	638,8	668,9
	Wechselfestigkeit σ_w [MPa]	302,6	338,7	382,3	406,8

Neben den unterschiedlichen mechanischen Kennwerten der Materialzonen aus der Sysweld-Simulation wurden die resultierenden Spannungen aus der freigeschnittenen ABAQUS-Simulation in das FEMFAT-Modell übernommen. Dort werden die fertigungsbedingten Spannungen als lastunabhängige örtliche Mittelspannungen übernommen und eine lokale Schädigungsrechnung laut FKM-Richtlinie (2012) durchgeführt. Als Bezugswert für die vergleichende Schädigungsrechnung wurde eine Lastspielzahl von 10^5 Lastwechseln angenommen.

5 Ergebnisse und Diskussion

Die folgenden Kapitel behandeln die Ergebnisse aus den praktischen Schweißversuchen, der physikalischen WEZ-Simulation und der numerischen FE-Simulation.

5.1 Einlagige Schweißversuche

Bei den einlagigen Schweißversuchen wurden die Schweißparameter (Streckenenergie), der Schweißzusatz und die Probenbreite variiert, um deren Auswirkung in Kombination mit einer erweichten WEZ auf die quasi-statische Verbindungsfestigkeit zu ermitteln. Die eingesetzten Schweißparameter wurden im Kapitel 3.2.2 erläutert.

5.1.1 Metallographie und Härte

Die Makroschliffe der Schweißverbindungen mit Zusatz A, mit einer kurzen und einer langen Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 5 s und 25 s (effektive Streckenenergie 0,75 bzw. 1,65 kJ/cm) sind in Abbildung 5-1 und Abbildung 5-2 dargestellt. Aus den Schliffen lässt sich mit steigender effektiver Streckenenergie beziehungsweise Abkühlzeit $t_{8/5}$ deutlich ein Anstieg der WEZ-Breite erkennen. Weitere Makroschliffe mit den unterschiedlichen angestrebten Abkühlzeiten $t_{8/5}$ und verschiedenen Schweißzusätzen sind im Anhang A angeführt (Abbildung A 1 bis Abbildung A 17). Die Streckenenergie beim Schweißprozess bestimmt über den thermischen Wirkungsgrad die Wärmeeinbringung und in weiterer Folge auch die Abkühlzeit $t_{8/5}$.

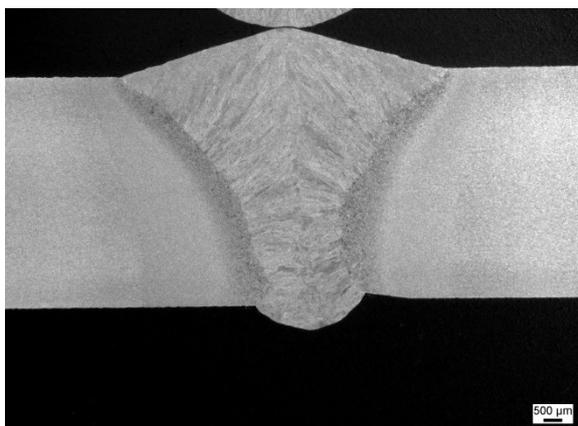


Abbildung 5-1: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,75 kJ/mm

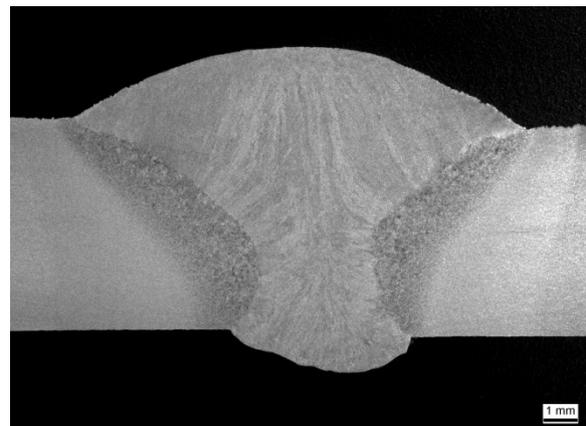


Abbildung 5-2: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm

Abbildung 5-3 zeigt die unterschiedlichen Gefügebereiche (Schweißgut, Grobkornzone, Feinkornzone und Grundwerkstoff) der Schweißverbindung mit Zusatz A und einer effektiven Streckenenergie von 0,75 kJ/mm. Die Gefügedarstellungen mit den anderen Zusatzwerkstoffen und Streckenenergien sind im Anhang A in Abbildung A 18 bis Abbildung A 34 dargestellt.

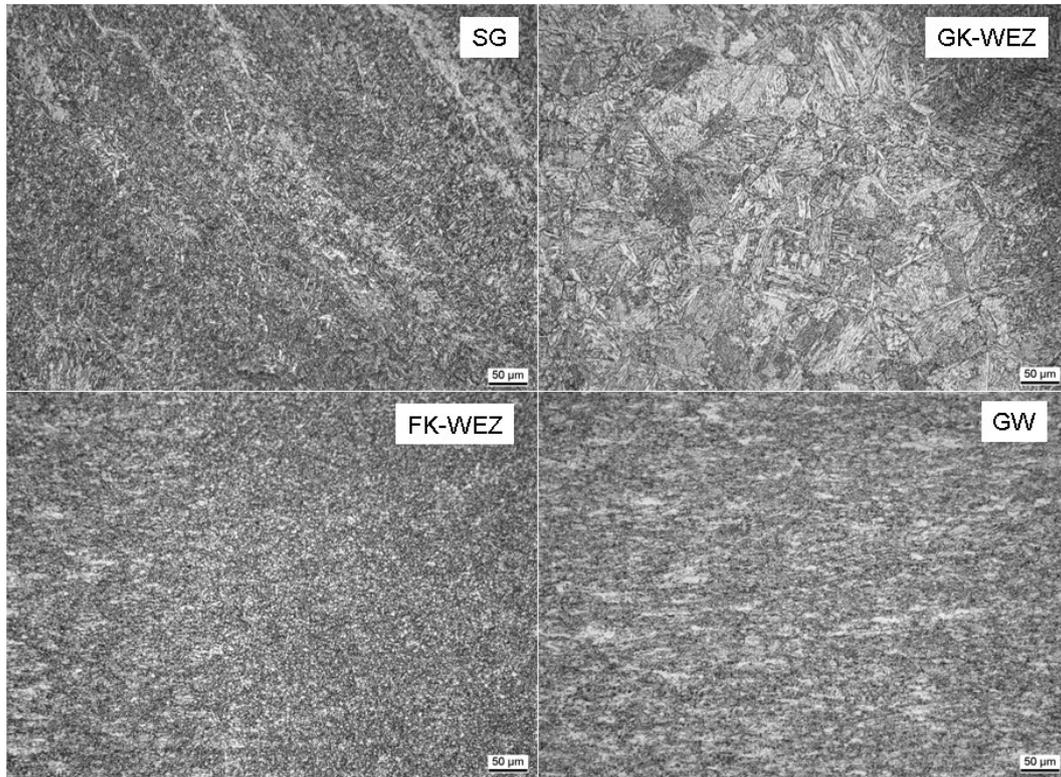


Abbildung 5-3: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,75 kJ/mm

In Abbildung 5-4 bis Abbildung 5-7 sind die Härtespuren über Schweißverbindungen mit gleicher Streckenenergie (0,75 kJ/mm) unter Verwendung unterschiedlicher Zusätze A (Evenmatching) und C (Overmatching) dargestellt. Es zeigte sich, dass die WEZ und somit auch die Weiche Zone an der Unterseite (Wurzel) der Schweißverbindung größer sind als an der Oberseite. Die Größe der Weichen Zone entspricht beim verwendeten Grundwerkstoff laut WEZ-Simulation (Kapitel 5.4) genau der sichtbaren WEZ, da der Werkstoff auf Grund der hohen Anlasstemperatur bei der Herstellung ausschließlich eine Umwandlungserweichung aufweist.

Bei den Schweißverbindungen mit Zusatz A trat in der Wurzel (Abbildung 5-5) eine um ca. 30 HV5 höhere Härte als an der Oberseite (Abbildung 5-4) der Verbindung auf. Dieser Umstand ist auf die Verwendung einer Kupferbadstütze zurückzuführen, die an der Oberseite eine höhere Wärmeleitfähigkeit als die Luft aufweist. Auf Grund dieser schnellen Abkühlung kommt es zu einer Aufhärtung in der Wurzel. Im Gegensatz dazu tritt beim Schweißgut mit Zusatz C eine höhere Härte (ca. 20 HV5) an der Oberseite der Schweißnaht auf. Eine mögliche Erklärung dafür liefern die mit Beraha-I geätzten Schlitze (Abbildung 5-8 und Abbildung 5-9). Wegen der höheren Wärme und der geringeren Abkühlgeschwindigkeit könnte es an der Oberseite zu einer vermehrten Ausscheidung von Chromkarbiden gekommen sein, welche sich härtesteigernd auswirken. Ein Indikator für diese Theorie sind die feinen weißen Bereiche in den mit Beraha-I geätzten Schlitten; sie stellen mögliche vom Ätzmittel unangegriffene Chromkarbide dar. Diese weißen Bereiche treten vermehrt an der Oberseite der mit Zusatz C

geschweißten Verbindung auf, was die zuvor angesprochene Theorie bestätigt. Die Härtespuren der restlichen Schweißverbindungen sind im Anhang unter Abbildung A 35 bis Abbildung A 68 angeführt.

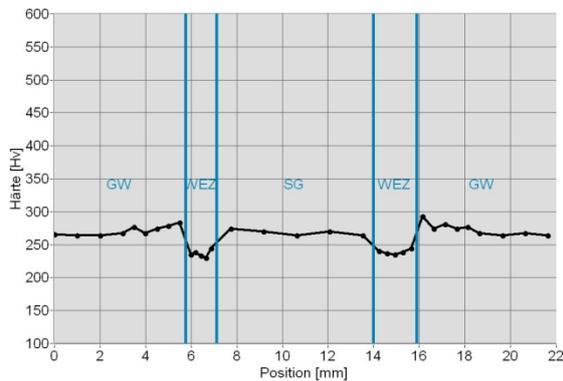


Abbildung 5-4: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenergie 0,75 kJ/mm

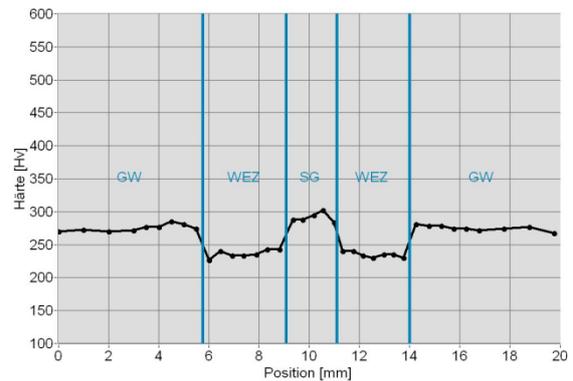


Abbildung 5-5: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenergie 0,75 kJ/mm

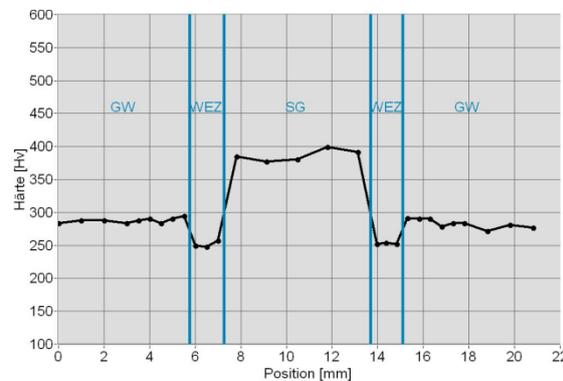


Abbildung 5-6: Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenergie 0,76 kJ/mm

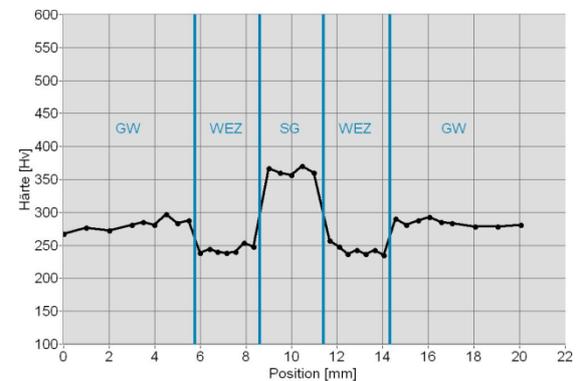


Abbildung 5-7: Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenergie 0,76 kJ/mm

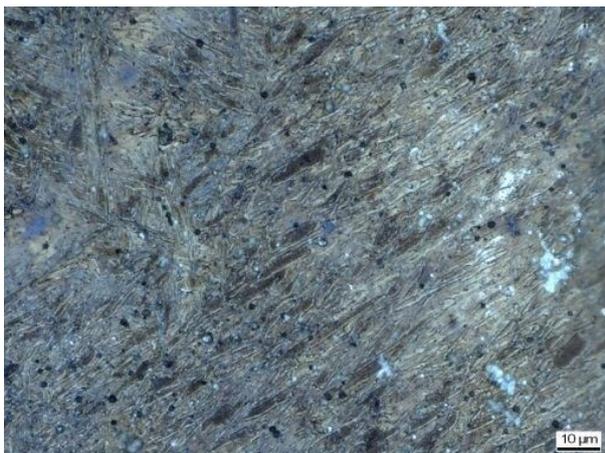


Abbildung 5-8: Metallographie der Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenergie 1,42 kJ/mm, Härte ca. 380 HV5

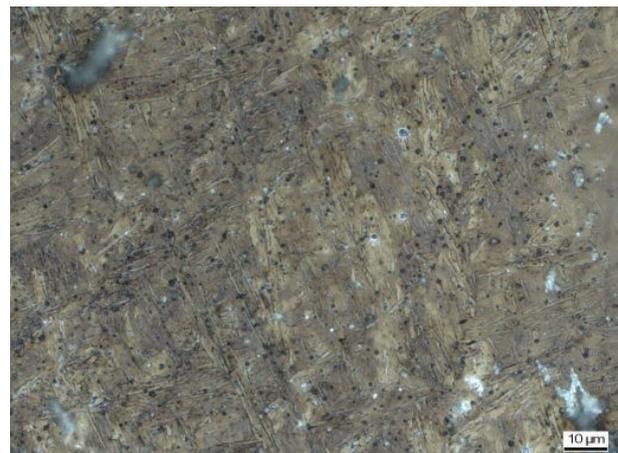


Abbildung 5-9: Metallographie der Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenergie 1,42 kJ/mm, Härte ca. 365 HV5

In Abbildung 5-10 und Abbildung 5-11 sind die Härtemappings der Schweißverbindungen mit Zusatz A mit unterschiedlichen Streckenergien dargestellt. Daraus kann man die bekannte Vergrößerung

der Breite der Weichen Zone mit steigender effektiver Streckenenergie entnehmen. Im Anhang A sind die restlichen Härtemappings mit verschiedenen Streckenenergien aufgelistet (Abbildung A 69 bis Abbildung A 71).

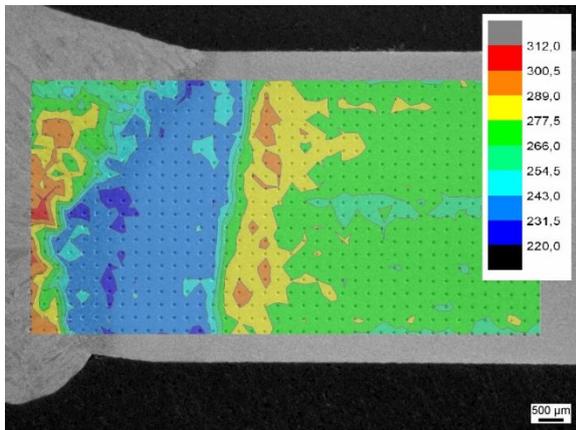


Abbildung 5-10: Härtemapping Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,75 kJ/mm

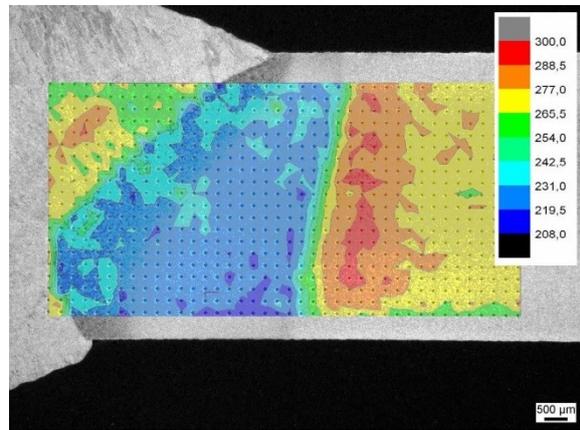


Abbildung 5-11: Härtemapping Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,38 kJ/mm

Die relative WZ-Breite in Abhängigkeit von der effektiven Streckenenergie zeigen Abbildung 5-12 und Abbildung 5-13. Der Darstellung zufolge hat der verwendete Zusatzwerkstoff keinen Einfluss auf die Breite der Weichen Zone. Des Weiteren ist zu erkennen, dass die relative WZ-Breite in der Wurzel größer ist als an der Schweißnahtoberseite. Die in den nächsten Abbildungen angeführten relativen WZ-Breiten wurden aus einem Mittelwert der Einzelwerte der beiden Messspuren gebildet; die Positionen der Messspuren sind in Abbildung 3-11 dargestellt.

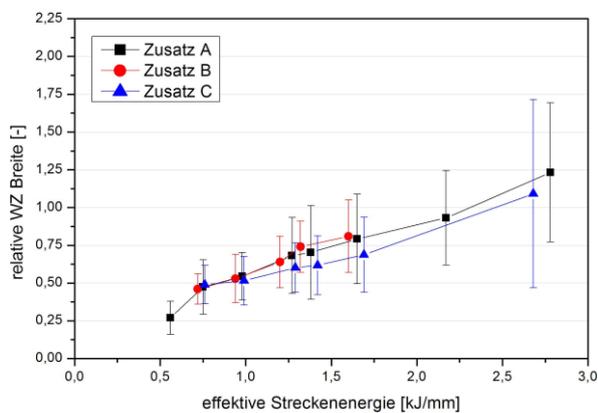


Abbildung 5-12: Relative WZ-Breite über die Streckenenergie (Mittelwert aus oberer und unterer Härtespur)

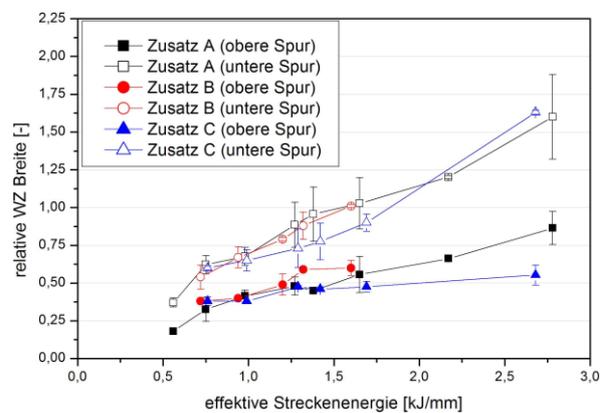


Abbildung 5-13: Relative WZ-Breite über die Streckenenergie (beide Härtespuren getrennt dargestellt)

In Abbildung 5-14 und Abbildung 5-15 ist die gemittelte Härte in der WZ angeführt. Dabei stellte sich heraus, dass die WZ-Härte vom eingesetzten Zusatzwerkstoffwerkstoff unabhängig ist und mit steigender Streckenenergie (höhere Abkühlzeit $t_{8/5}$) fällt. Außerdem weisen die Härtespuren keinen Unterschied zwischen Ober- und Unterseite auf.

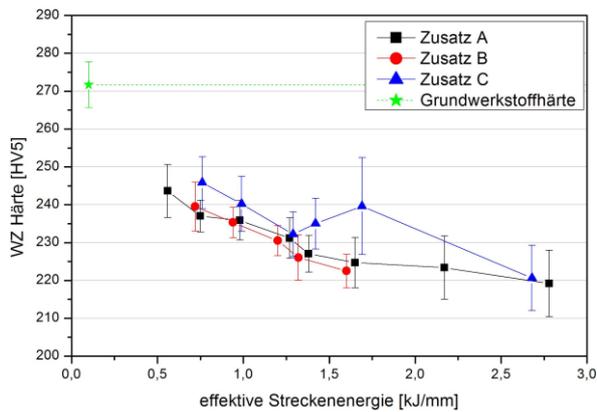


Abbildung 5-14: WZ-Härte über die Streckenenergie (Mittelwert aus oberer und unterer Härtespur)

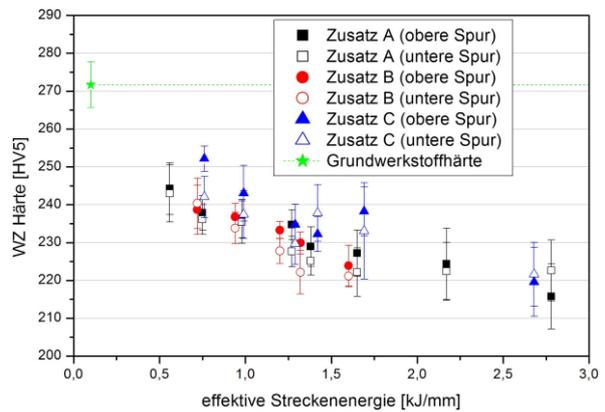


Abbildung 5-15: WZ-Härte über die Streckenenergie (beide Härtespuren getrennt dargestellt)

Die WZ-Härte über die relative WZ-Breite zeigt Abbildung 5-16. Dabei stellt sich ein ähnlicher Verlauf wie bei der WZ-Härte über die Streckenenergie ein. Dies war zu erwarten, da die WZ-Breite in direktem Zusammenhang mit der Wärmeinbringung (Abkühlzeit $t_{8/5}$) steht.

Die Härte für die homogene Erweichung wurde mit Hilfe einer physikalischen WEZ-Simulation ermittelt, wobei sich der erweichte Bereich bei diesen Proben über das gesamte Messvolumen erstreckte. Als Basis für die Darstellung in den nachstehenden Diagrammen wurde die Spitzentemperatur mit der größten Erweichung ($T_{\max} = 950^{\circ}\text{C}$) und einer Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 25 s gewählt. Die WZ-Härte der Schweißverbindung nähert sich mit größerer Streckenenergie (bzw. relativer WZ-Breite) dem Wert der homogenen Erweichung an.

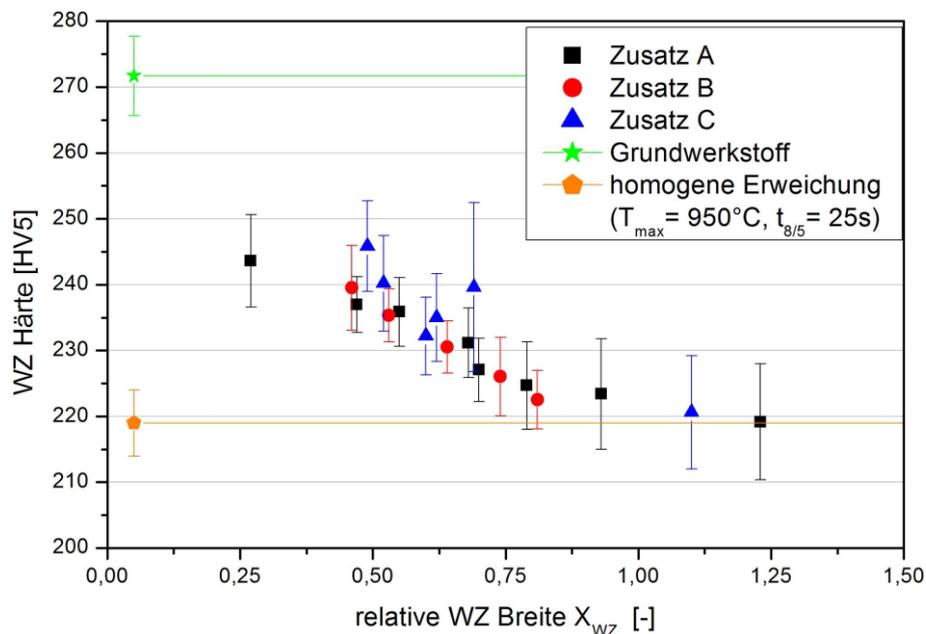


Abbildung 5-16: WZ-Härte über relativer WZ-Breite X_{wz}

Abbildung 5-17 und Abbildung 5-18 demonstrieren die Schweißguthärte über die effektive Streckenenergie. Dabei zeigte sich, dass die beiden niedriglegierten Zusätze A und B die gleiche Härtecharakteristik über die Streckenenergie aufweisen. Der Zusatz A sollte auf Grund des höheren Anteils von festigkeitssteigernden Legierungselementen eine höhere Härte aufweisen; jedoch kommt es, bedingt durch die Aufmischung in der Schweißverbindung zu einer Ablegierung des Schweißzusatzes, was sich in einer reduzierten Härte des Schweißgutes widerspiegelt.

Ferner lässt sich bei den Zusätzen A und B feststellen, dass die Schweißguthärte mit steigender effektiver Streckenenergie zu sinken beginnt. Bei sehr kleinen effektiven Streckenenergien (kurzen Abkühlzeiten $t_{8/5}$) kommt es zu einer Härtesteigerung im Schweißgut, was ein leichtes Overmatching zur Folge hat. Im Gegensatz dazu kommt es bei sehr hohen effektiven Streckenenergien (lange Abkühlzeiten $t_{8/5}$) zu einem Abfall der Härte im Schweißgut unter die Härte des Grundwerkstoffes, was wiederum leichtem Undermatching entspricht. In der Regel und mit Berücksichtigung der Streuung der Härtewerte kann bei den Zusätzen A und B in Kombination mit dem verwendeten Grundwerkstoff und den in der Praxis üblichen Schweißparametern die Verbindung jedoch als Evenmatching angesehen werden.

Der hochlegierte Zusatzwerkstoff C weist hingegen keine signifikante Abhängigkeit der Schweißguthärte von der effektiven Streckenenergie auf. Auf Grund des hohen Legierungsgehaltes mit härtesteigernden Legierungselementen wird mit diesem Zusatz trotz der Aufmischung mit dem Grundwerkstoff ein Overmatching um ca. 100 HV5 erreicht.

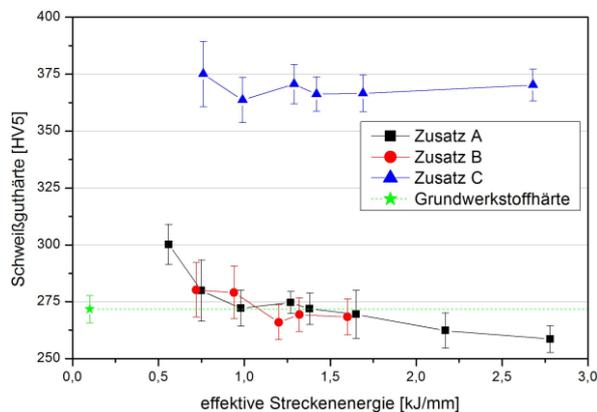


Abbildung 5-17: Schweißguthärte über die Streckenenergie (Mittelwert aus oberer und unterer Härtespur)

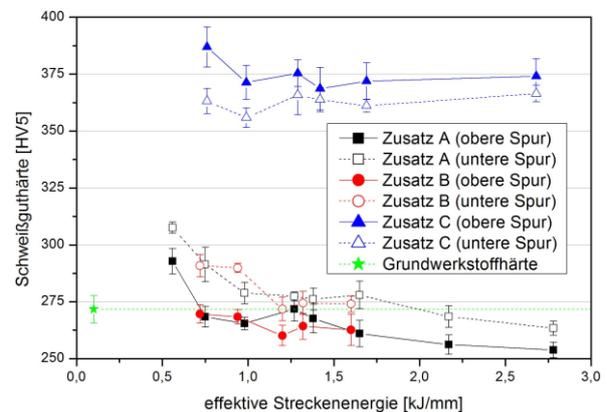


Abbildung 5-18: Schweißguthärte über die Streckenenergie (beide Härtespuren getrennt dargestellt)

In Abbildung 5-19 und Abbildung 5-20 sind die relative Schweißguthärte beziehungsweise die relative WZ-Härte über die Streckenenergie aufgetragen. Als Basis diente dabei die Härte des Grundwerkstoffes. Die Verläufe ähneln auf Grund der konstanten Basis (Grundwerkstoffhärte) denen der Absolutwerte (Abbildung 5-17 und Abbildung 5-18).

Die Schweißguthärte des Zusatzes A und teilweise auch des Zusatzes B entsprechen bei niedrigen effektiven Streckenenergien einer relativen Schweißguthärte von 1,1 und sinken bei hohen Streckenenergien auf 0,95 ab (Werte bezogen auf den unbeeinflussten Grundwerkstoff). Der Zusatz C ist hingegen unabhängig von der effektiven Streckenenergie und weist eine relative Schweißguthärte von 1,35 auf. Die relative WZ-Härte sinkt mit steigender Streckenenergie von 0,9 auf 0,8 ab.

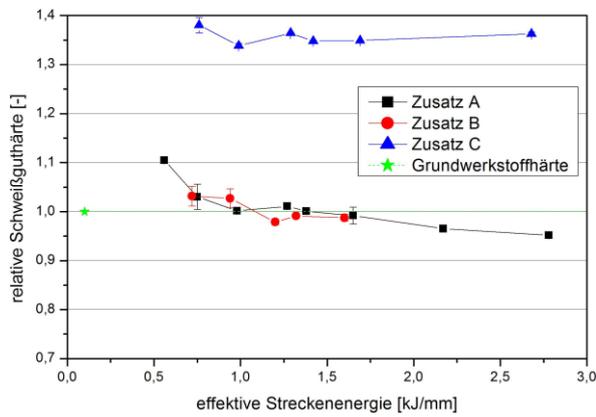


Abbildung 5-19: Relative Schweißguthärte über die Streckenenergie

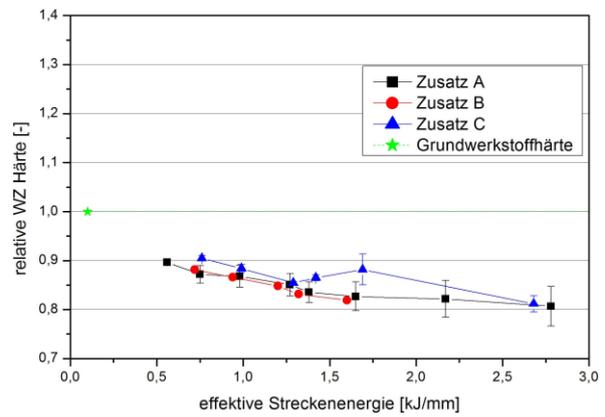


Abbildung 5-20: Relative WZ-Härte über die Streckenenergie

5.1.2 Quasi-statische Zugprüfung quer zur Schweißnaht

Die Beprobung der Schweißverbindungen mit unterschiedlichen Zusatzwerkstoffen, Probenbreiten und Schweißparametern gibt Aufschluss über die integralen mechanischen Kennwerte des Messvolumens (Schweißgut, WEZ und Grundwerkstoff).

In Abbildung 5-21 ist die Zugfestigkeit der Verbindung über die relative WZ-Breite dargestellt, wobei die Zugfestigkeit mit steigender WZ-Breite für alle Schweißversuche abfällt. Die Overmatched-Schweißverbindungen mit Zusatz C weisen im Gegensatz zu den Evenmatched-Schweißverbindungen (Zusatz A, Zusatz B) eine erhöhte Zugfestigkeit bei einer ähnlich breiten WZ auf. Somit erreicht die Overmatched-Schweißverbindung eine dem Grundwerkstoff äquivalente Festigkeit bei größeren relativen WZ-Breiten als die Evenmatched-Verbindungen. Mit Hilfe des Overmatching lässt sich eine dem Grundwerkstoff äquivalente Festigkeit bei einer WZ-Breite von 0,49 realisieren, wohingegen bei Evenmatching nur eine relative WZ-Breite von 0,27 für die gleiche Zugfestigkeit zulässig ist. Ebenso lässt sich feststellen, dass der festigkeitssteigernde Stützeffekt, hervorgerufen durch die härteren Zonen (Grundwerkstoff, Schweißzusatz) der Schweißverbindung, noch bei relativen WZ-Breiten von 1,23 wirksam ist. Dadurch kommt es im Vergleich zur homogenen Erweichung zu einer Erhöhung der Zugfestigkeit um ca. 40 MPa. Zusätzlich ist zu erwähnen, dass der Bruch bis auf die in Abbildung 5-21 bis Abbildung 5-28 eingezeichnete Ausnahme (Bruchlage Grundwerkstoff) immer in der WZ eintrat. Näheres dazu folgt im Kapitel 5.1.2.1.

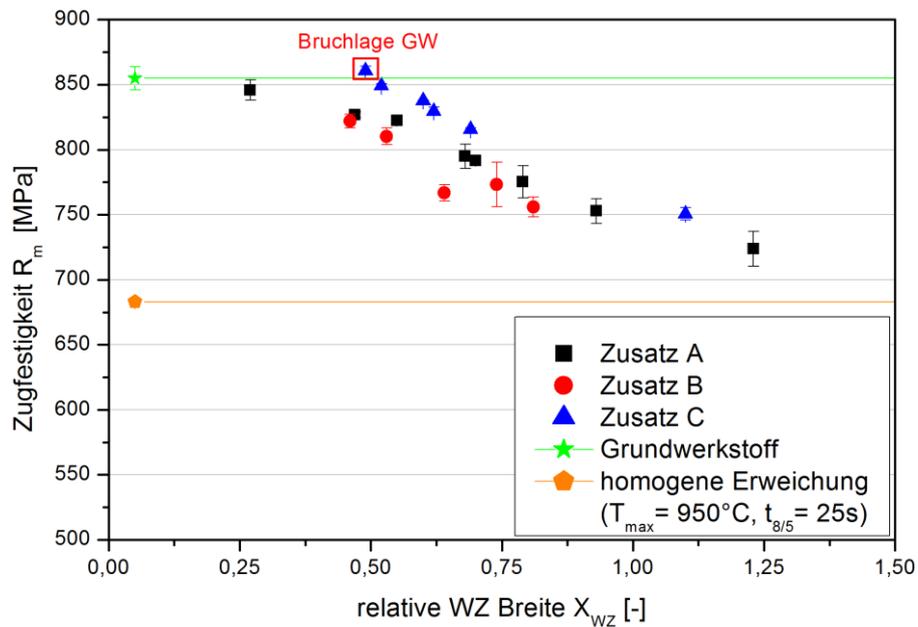


Abbildung 5-21: Zugfestigkeit R_m der Schweißverbindung über relative WZ-Breite X_{WZ} , Probenform C

Die 0,2 %-Dehngrenze der Schweißverbindung über die relative WZ-Breite (Abbildung 5-22) verhält sich ähnlich der Zugfestigkeit (Abbildung 5-21). Auch hier lässt sich bei Overmatching eine erhöhte 0,2 %-Dehngrenze bei ähnlichen WZ-Breiten feststellen; der Abfall der 0,2 %-Dehngrenze mit steigender WZ-Breite ist jedoch stärker ausgeprägt als bei der Zugfestigkeit. Die 0,2 %-Dehngrenze der homogenen Erweichung wird bei den ermittelten WZ-Verhältnissen auf Grund der Stützeffekte ebenfalls nicht erreicht. Bei der Probe mit der größten Erweichung ($X_{WZ} = 1,23$) weist die Verbindung immer noch eine um ca. 40 MPa höhere 0,2 %-Dehngrenze auf als die Probe mit homogener Erweichung.

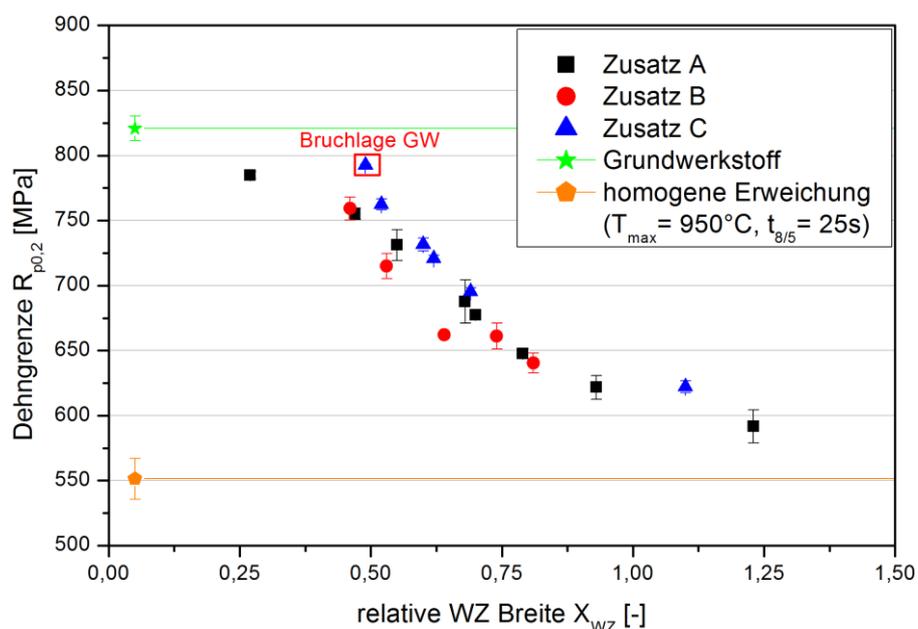


Abbildung 5-22: Dehngrenze $R_{p0.2}$ der Schweißverbindung über relative WZ-Breite X_{WZ} , Probenform C

Abbildung 5-23 zeigt den Verlauf der Gleichmaßdehnung über die relative WZ-Breite. Es ist zu erkennen, dass sich die beiden Evenmatched-Schweißzusätze, wie schon zuvor die Festigkeitskennwerte, annähernd ident verhalten. Der Overmatched-Schweißzusatz zeigt eine erhöhte Gleichmaßdehnung bei wiederum annähernd gleichen relativen WZ-Breiten. Die Gleichmaßdehnung fällt mit steigender relativer WZ-Breite ab, wobei sich anhand des Messpunktes bei $X_{WZ} = 1,23$ errahnen lässt, dass es bei größeren relativen WZ-Breiten wieder zu einem Anstieg der Gleichmaßdehnung kommen wird. Dieses Ergebnis korreliert mit den Ergebnissen von Bakshi und Shron (1962), die in ihren Veröffentlichungen ein ähnliches Verhalten feststellten. Die homogen erweichte Probe weist im Gegensatz zu den geschweißten Verbindungen und dem Grundwerkstoff eine deutlich erhöhte Gleichmaßdehnung auf, was einerseits auf die Kornverfeinerung ($T_{max} = 950^{\circ}C$) im Messvolumen der homogenen Probe, andererseits auf das frühe Einschnüren im erweichten Bereich der Schweißverbindung zurückzuführen ist.

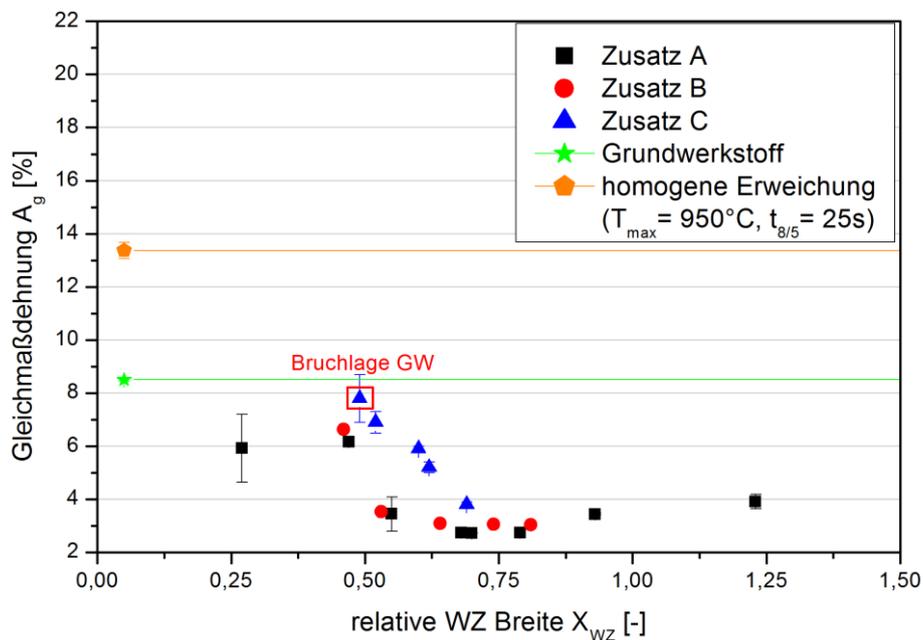


Abbildung 5-23: Gleichmaßdehnung A_g über relative WZ-Breite X_{WZ}

Bei der Bruchdehnung (Abbildung 5-24) zeigt sich ein ähnliches Verhalten wie bei der Gleichmaßdehnung. Die Evenmatched-Schweißzusätze zeigen mit Berücksichtigung der Streubalken ein ähnliches Verhalten. Mit Hilfe von Overmatching lässt sich die Bruchdehnung der Schweißverbindung wiederum verbessern. Bei kleinen relativen WZ-Breiten ($X_{WZ} = 0,49$) der Overmatched-Schweißverbindung verschiebt sich die Brucheinschnürung in den Grundwerkstoff, wodurch die Bruchdehnung des Grundwerkstoffes erreicht wird. Im Falle von großen relativen WZ-Breiten ($X_{WZ} = 1,23$) lässt sich wiederum unter Berücksichtigung des Streubalkens ein Anstieg der Bruchdehnung erkennen, was erneut mit den Erkenntnissen von Bakshi und Shron (1962) und auch von Satoh und Toyoda (1970a) übereinstimmt.

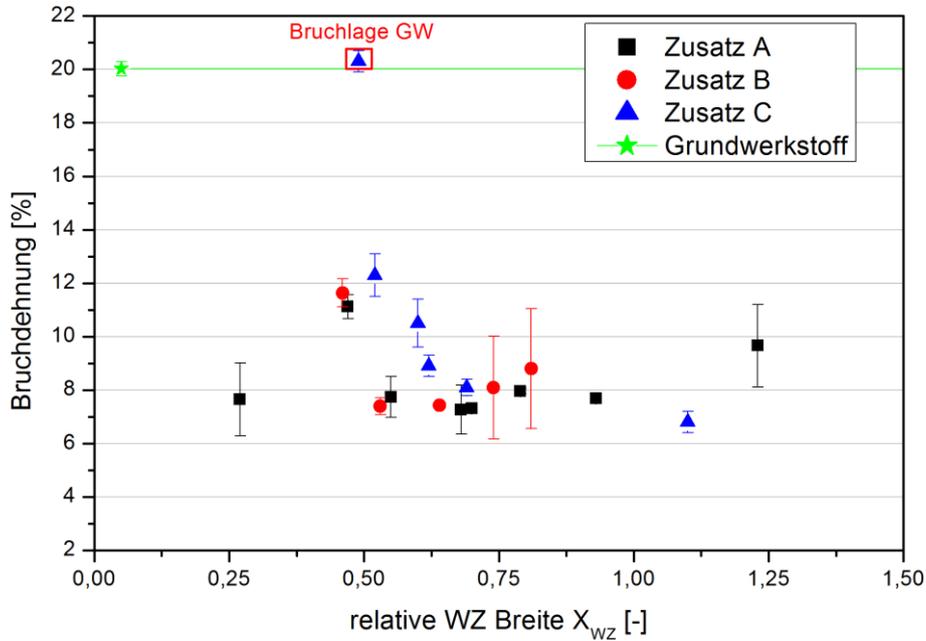


Abbildung 5-24: Bruchdehnung A über relative WZ-Breite X_{WZ}

Um die Darstellung unabhängig vom Grundwerkstoff und den eingesetzten Zusatzwerkstoffen zu machen, wurden in Abbildung 5-25 bis Abbildung 5-28 die Relativwerte der Zugfestigkeit, Dehngrenze, Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung dargestellt. Als Bezugsgröße dienten dabei die Kennwerte des unbeeinflussten Grundwerkstoffes.

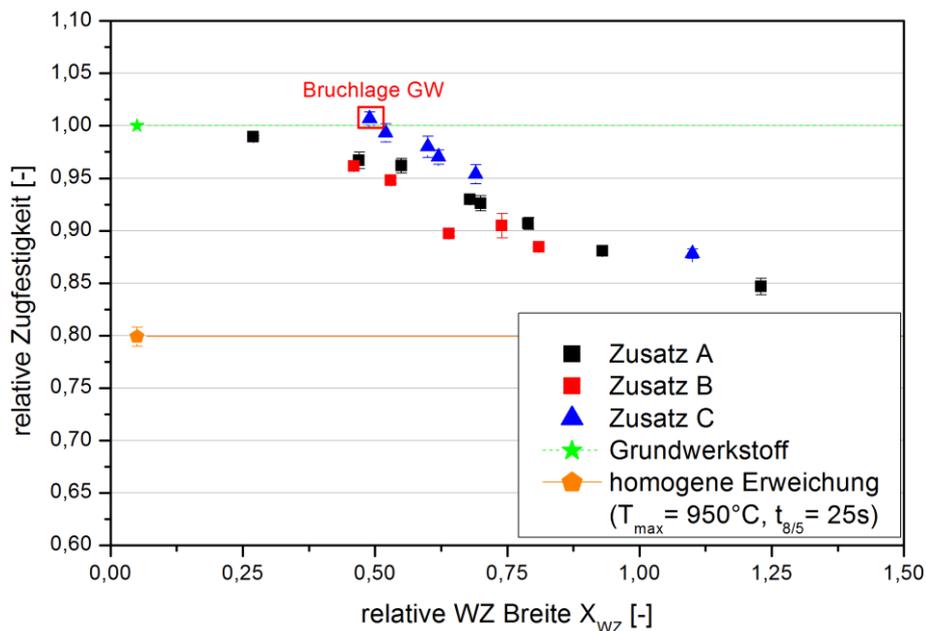
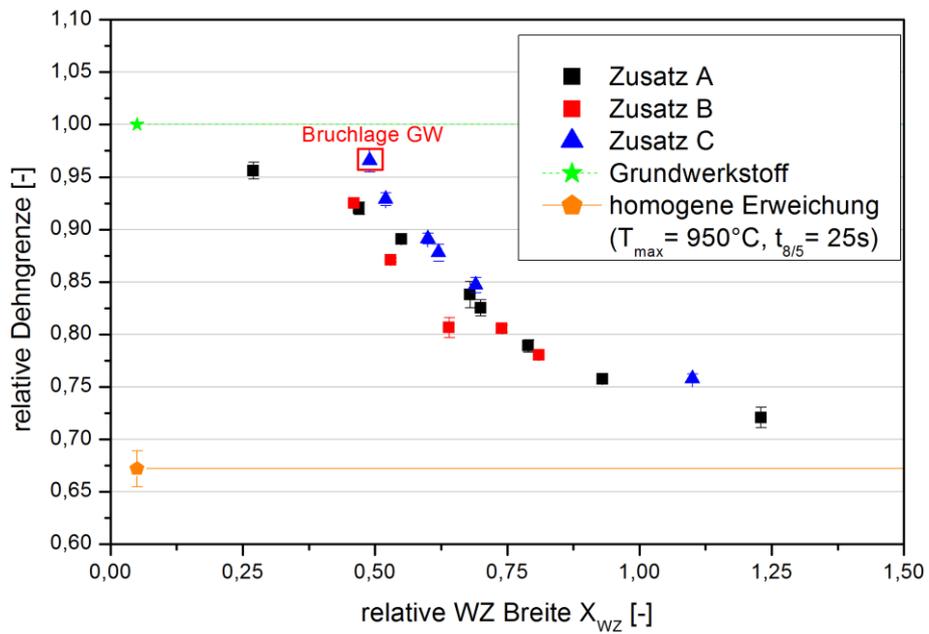
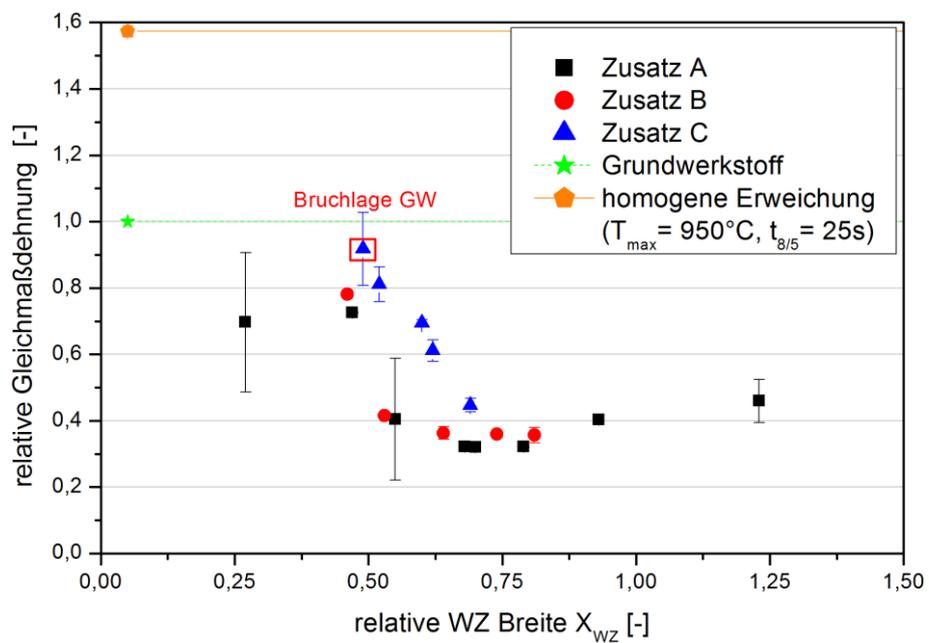


Abbildung 5-25: Relative Zugfestigkeit über relative WZ-Breite X_{WZ}

Abbildung 5-26: Relative Dehngrenze über relative WZ-Breite X_{WZ} Abbildung 5-27: Relative Gleichmaßdehnung über relative WZ-Breite X_{WZ}

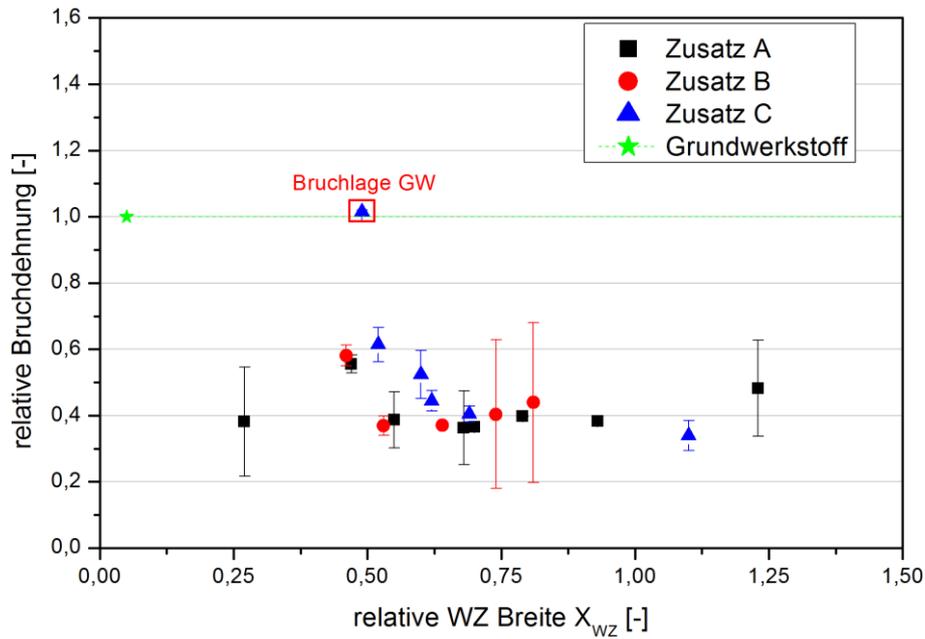


Abbildung 5-28: Relative Bruchdehnung über relative WZ-Breite X_{wz}

Bei den Schweißversuchen mit dem Zusatz A wurde bei der Beprobung neben der relativen WZ-Breite auch die Probengeometrie (Probenbreite) variiert. Dabei zeigte sich das von Satoh und Toyoda (1970a) beschriebene Verhalten. Die Zugfestigkeit steigt mit zunehmender Probenbreite, da die Dehnung in Breitenrichtung bei großen Probenbreiten vernachlässigt werden kann. In Abbildung 5-29 sind diese Versuchsergebnisse in einem dreidimensionalen Graphen zusammengefasst.

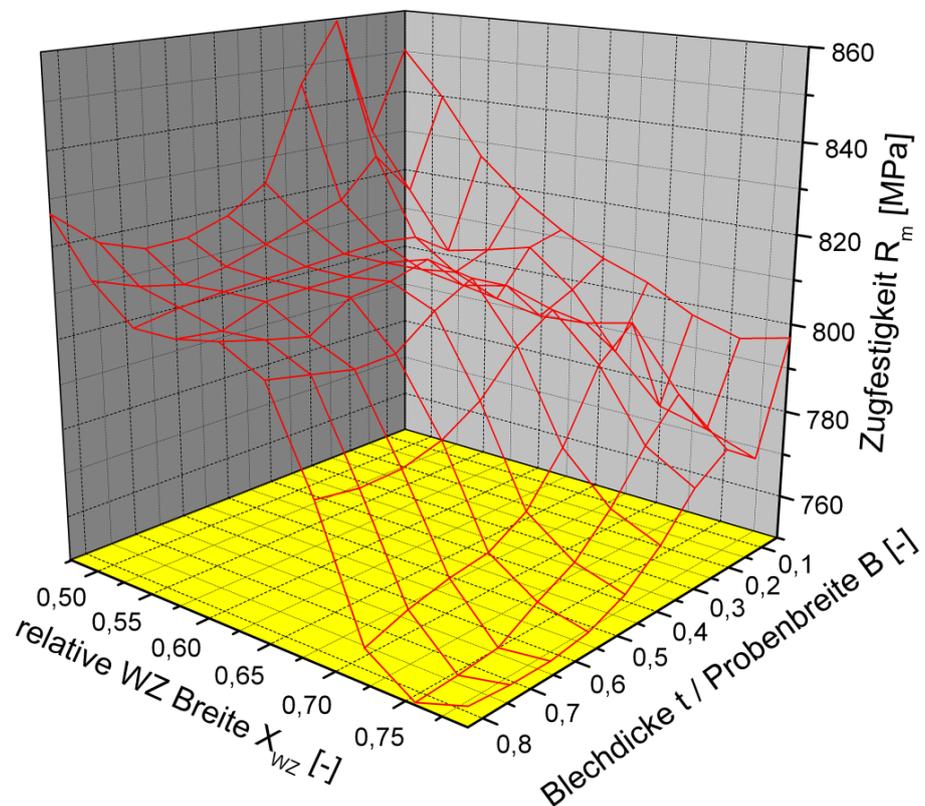


Abbildung 5-29: Zugfestigkeit als Funktion der Probengeometrie und der relativen WZ-Breite

Abbildung 5-30 und Abbildung 5-31 zeigen die Projektionen des dreidimensionalen Graphen (Abbildung 5-29) entlang der Achse für die relative WZ-Breite beziehungsweise der Blechdicke durch die Probenbreite. Die Zugfestigkeit steigt mit sinkenden Verhältnissen von Blechdicke zu Probenbreite. Bei großen Probenbreiten ist eine um ca. 25 MPa erhöhte Zugfestigkeit im Gegensatz zu den annähernd quadratischen Probenquerschnitten festzustellen (Abbildung 5-30). Für die untersuchten relativen WZ-Breiten X_{WZ} stellte sich zwischen maximaler und minimaler WZ-Breite ein Abfall der Zugfestigkeit um ca. 50 MPa ein. Auffallend ist bei der Betrachtung der Abbildung 5-29 das relative Minimum bei einem t/B -Verhältnis von 0,1. Eine Erklärung hierfür ist, dass die Prüfmaschine bei großen Probenbreiten auf Grund der beschränkten Zugkraft gewechselt werden musste. Im Hinblick auf den tolerierten Messfehler der eingesetzten Messmittel könnte so die auftretende Abweichung zustande gekommen sein.

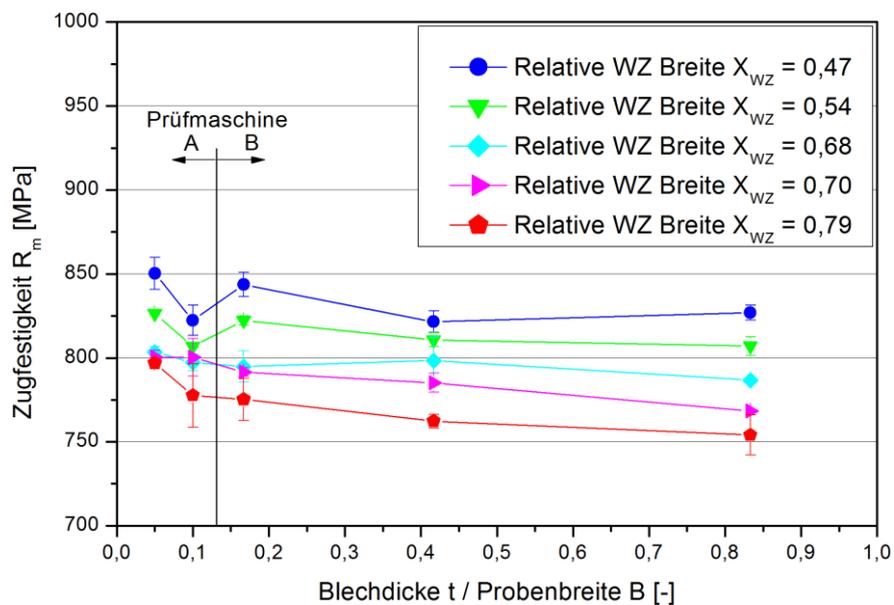


Abbildung 5-30: Zugfestigkeit als Funktion der Probengeometrie

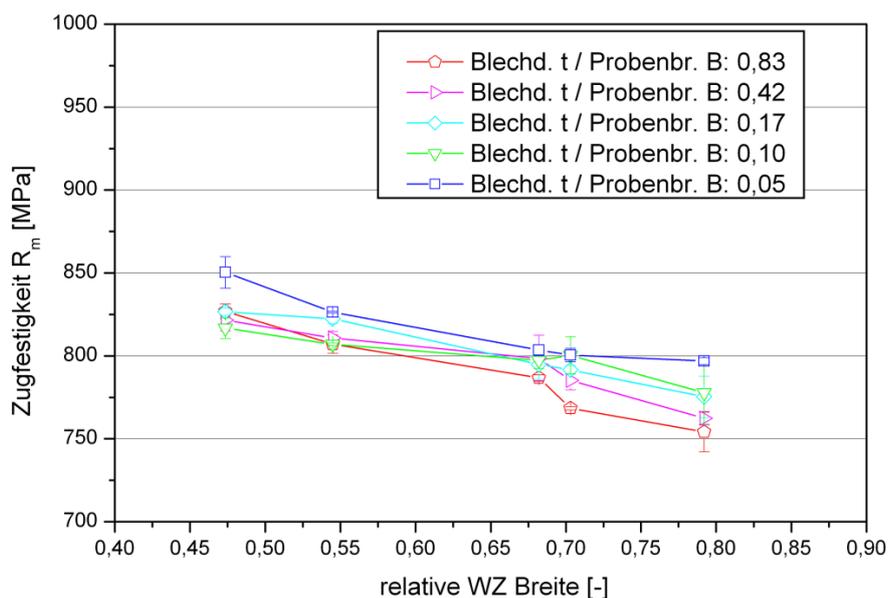


Abbildung 5-31: Zugfestigkeit als Funktion der relativen WZ-Breite

5.1.2.1 Bruchlage

Die Bruchlage beim Zugversuch lag bei fast allen Proben in der WEZ bzw. WZ. Eine Ausnahme stellten die mit dem Overmatched-Schweißzusatz C und der geringsten Streckenenergie (0,76 kJ/mm) Proben geschweißt dar. Bei diesen Proben verschoben sich die Einschnürung und der Bruch in den unbeeinflussten Grundwerkstoff. Dieses Phänomen beschreiben auch Mochizuki et al. (2004) in ihrer analytischen Studie über Deformationen und Festigkeiten von Schweißverbindungen mit erweichter WEZ. Sie stellten anhand einer FE-Analyse fest, dass es bei kleinen relativen WZ-Breiten und bei Overmatching zur Einschnürung und schlussendlich zum Bruch im unbeeinflussten Grundwerkstoff kommen kann.

In Abbildung 5-32 und Abbildung 5-33 sind die Bruchlagen bei Overmatched-Schweißverbindungen dargestellt. Es ist ersichtlich, dass es bei der geringsten Abkühlzeit $t_{8/5}$ zum Bruch im unbeeinflussten Grundwerkstoff kommt, wohingegen bei längerer Abkühlzeit $t_{8/5}$ der Bruch in der WEZ eintritt.

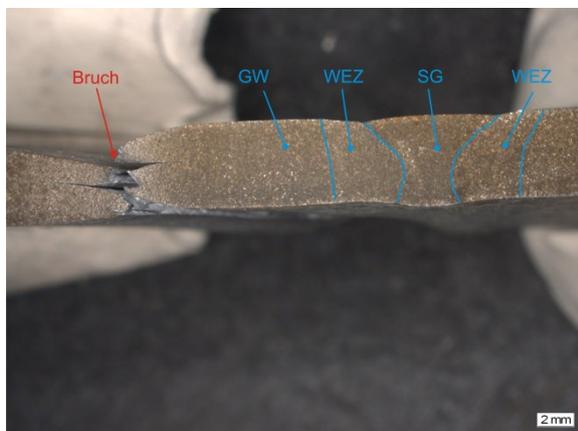


Abbildung 5-32: Bruchlage Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,76 kJ/mm

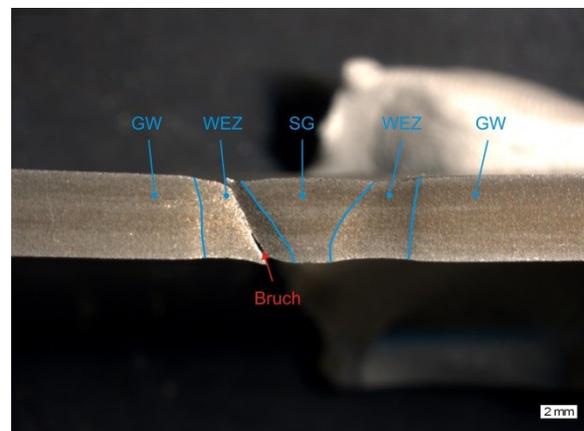


Abbildung 5-33: Bruchlage Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm

5.1.3 Quasi-statische Zugprüfung des Schweißgutes längs der Schweißnaht

Die Zugfestigkeit des aufgemischten Schweißgutes längs der Schweißnaht für die Verbindung mit Zusatz A ist in Abbildung 5-34 dargestellt. Es zeigt sich ein Abfall der Schweißgutfestigkeit mit steigender effektiver Streckenenergie. Auffallend sind die relativ große Streuung der Ergebnisse und der Abfall der Zugfestigkeit bei effektiven Streckenenergien über 0,8 kJ/mm unter die Festigkeit des Grundwerkstoffes. Jedoch kann auch hier im Großen und Ganzen unter Berücksichtigung der Streubalken von einer Evenmatched-Schweißverbindung ausgegangen werden. Die große Streuung bei niedrigen effektiven Streckenenergien liegt wahrscheinlich in der Probenentnahme der Sonderzugproben begründet. Die Streckenenergie wurde bei den durchgeführten Schweißversuchen mit Hilfe der Schweißgeschwindigkeit variiert, der Drahtvorschub blieb konstant. Bei niedrigen effektiven Streckenenergien (hohe Schweißgeschwindigkeit) ist die Schweißgutbreite daher geringer. Somit erhöht sich die Wahrscheinlichkeit, dass Teile des wärmebeeinflussten Grundwerkstoffes vereinzelt im Prüfvolumen der Zugprobe enthalten sind und die Prüfergebnisse beeinflussen.

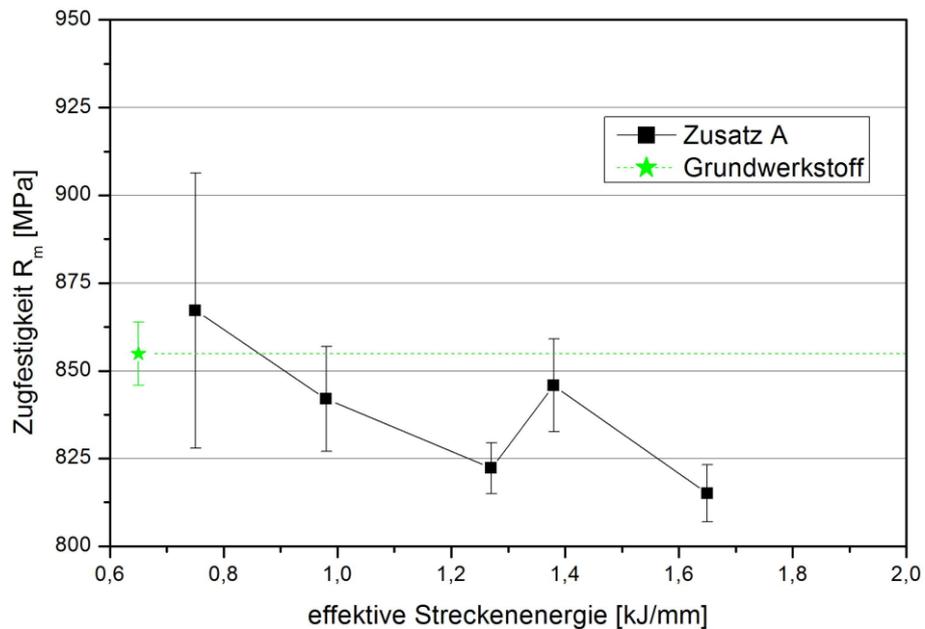


Abbildung 5-34: Zugfestigkeit des aufgemischten Schweißgutes über die effektive Streckenenergie

Die 0,2 %-Dehngrenze des aufgemischten Schweißgutes liegt deutlich unter der des thermomechanisch gewalzten Grundwerkstoffes (Abbildung 5-35). Auch hier wirkt sich eine geringe effektive Streckenenergie positiv auf die Höhe der 0,2 %-Dehngrenze aus.

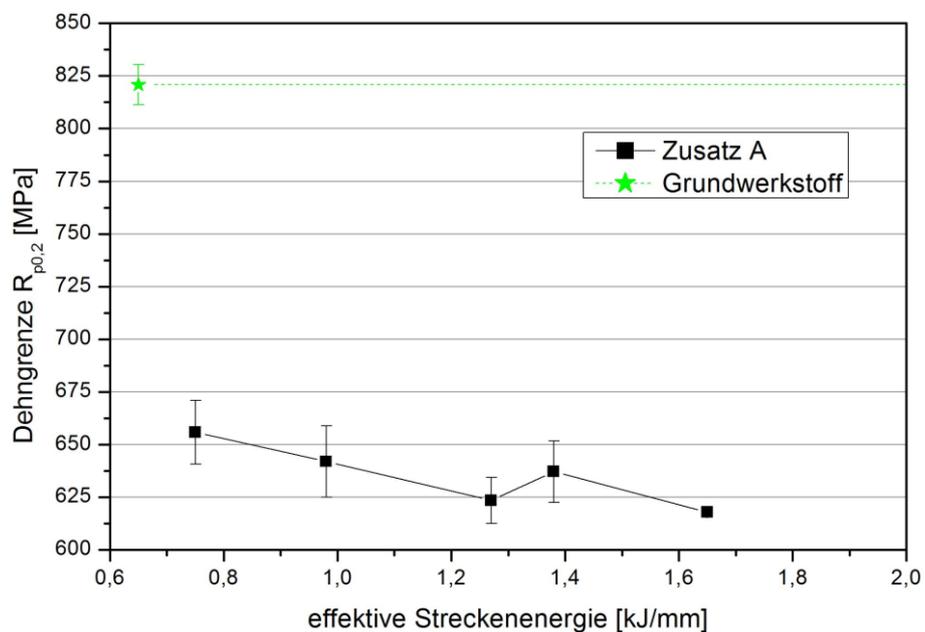


Abbildung 5-35: Dehngrenze des aufgemischten Schweißgutes über die effektive Streckenenergie

In Abbildung 5-36 wird die Gleichmaßdehnung des aufgemischten Schweißgutes in Abhängigkeit von der effektiven Streckenenergie demonstriert. Mit steigender Streckenenergie steigt die Gleichmaßdehnung, es wird jedoch nicht das Niveau des Grundwerkstoffes erreicht.

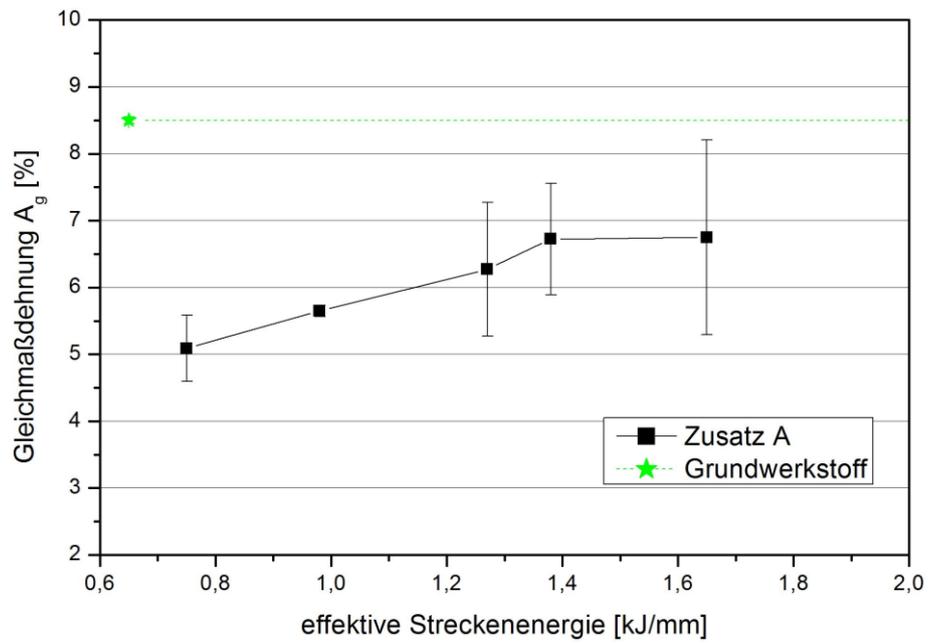


Abbildung 5-36: Gleichmaßdehnung des aufgemischten Schweißgutes über die effektive Streckenenergie

Als Eingangsgrößen für eine FE-Simulation wurden aus den Schweißgutproben längs zur Schweißnaht die Fließkurven bestimmt (Abbildung 5-37).

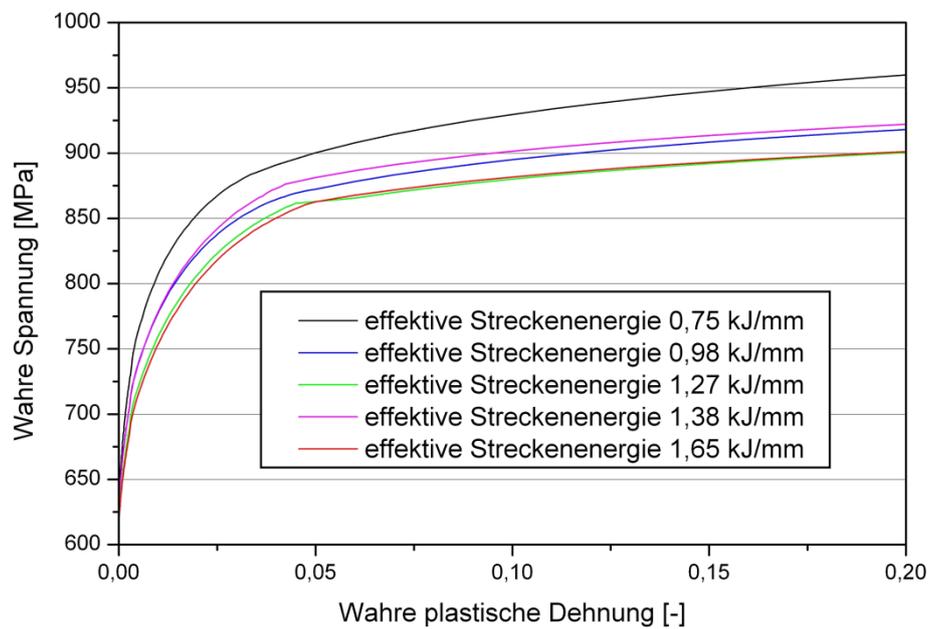


Abbildung 5-37: Fließkurven aus dem Schweißgut (Längsproben) bei unterschiedlichen effektiven Streckenenergien

5.2 Mehrlagige Schweißversuche

Bei den mehrlagigen Schweißversuchen wurden, wie zuvor bei den einlagigen Schweißversuche, die Schweißparameter und der Schweißzusatz variiert. Im Mittelpunkt dieser Untersuchung stand nicht die Ermittlung des Einflusses unterschiedlicher Probenbreiten auf die Verbindungsfestigkeit, sondern die Feststellung der Wirkung der verschiedenen Nahtformen.

5.2.1 Metallographie und Härte

In Abbildung 5-38 bis Abbildung 5-41 werden die Querschliffe der verschiedenen Nahtformen für beide Arten von Schweißzusätzen (Even- und Overmatching) bei ähnlichen effektiven Streckenenergien (ca. 1,39 kJ/mm) dargestellt. Die sichtbare WEZ weist – unabhängig vom Schweißzusatz bei der gleichen Nahtgeometrie – eine ähnlich große Ausbreitung auf. Die anderen Querschliffe für die Streckenenergien von 0,93 bis 2,21 kJ/mm mit unterschiedlichen Nahtformen und Schweißzusätzen sind im Anhang B angeführt (Abbildung B 1 bis Abbildung B 16).

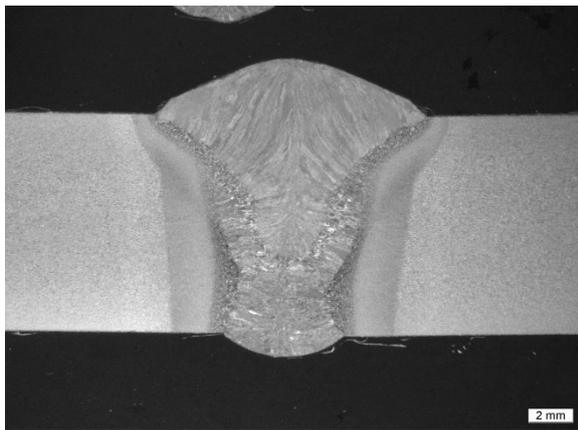


Abbildung 5-38: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm

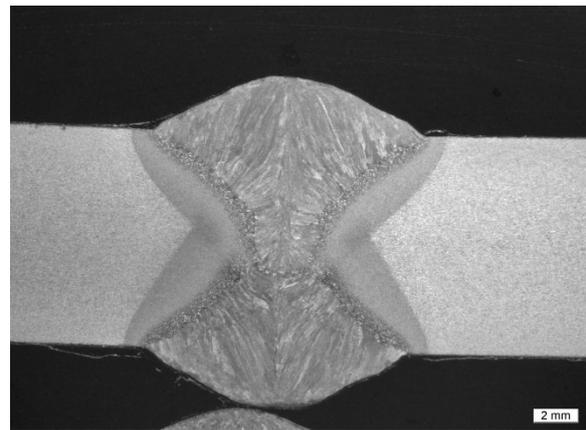


Abbildung 5-39: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,35 kJ/mm

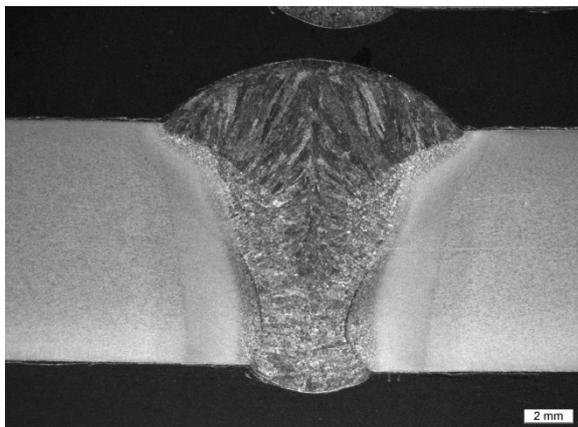


Abbildung 5-40: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm

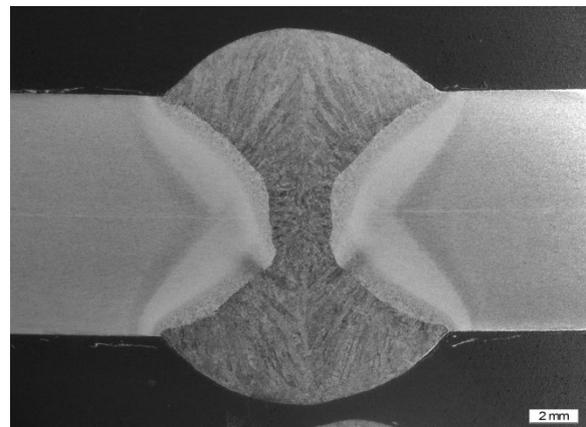


Abbildung 5-41: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,30 kJ/mm

Der Einfluss des Schweißzusatzes auf die Härte des aufgemischten Schweißgutes bei niedrigen Streckenenergien sind in Abbildung 5-42 bis Abbildung 5-47 dargestellt. Wie bei den einlagigen Schweißversuchen konnten trotz der Aufmischung Evenmatched- und Overmatched-Schweißverbindungen ausgeführt werden. Die sichtbare WEZ entspricht in den angeführten Querschliffen der Breite der WZ; somit tritt beim eingesetzten Grundwerkstoff nur eine Umwandlungsweichung auf. Im Bereich der Grobkornzone kommt es bei einem anschließenden Sekundärzyklus im subkritischen Bereich sowohl bei den V- als auch bei den X-Nähten zu einem Anstieg des Härteniveaus (siehe untere Härte-spuren). Die Aufhärtung in diesem Bereich steigt mit der Verlängerung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ an, was auf festigkeitswirksame Ausscheidungen in diesem Temperaturbereich zurückgeführt wird.

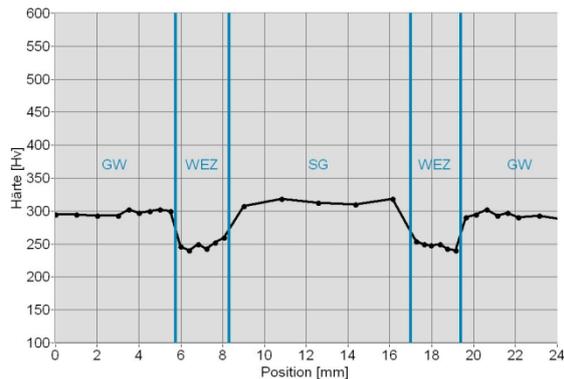


Abbildung 5-42: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm (obere Spur)

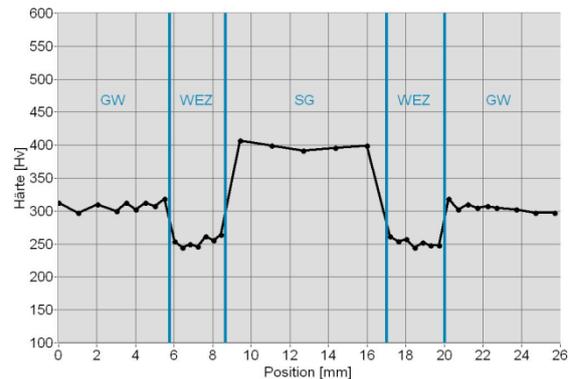


Abbildung 5-43: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm (obere Spur)

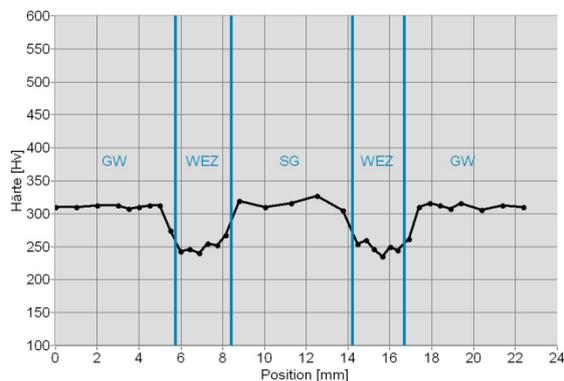


Abbildung 5-44: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm (mittlere Spur)

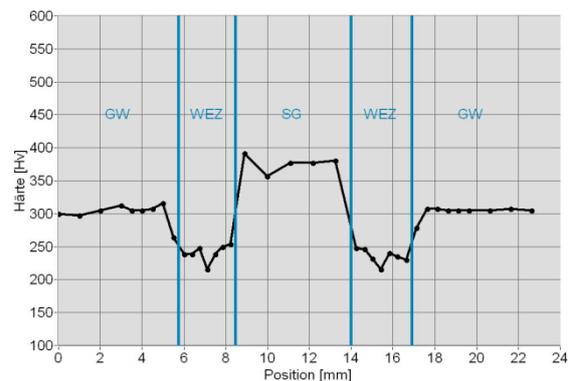


Abbildung 5-45: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm (mittlere Spur)

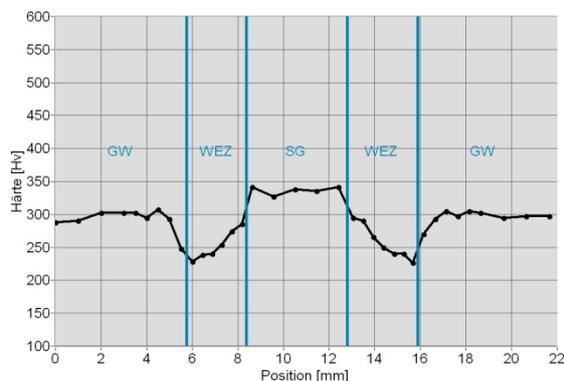


Abbildung 5-46: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm (untere Spur)

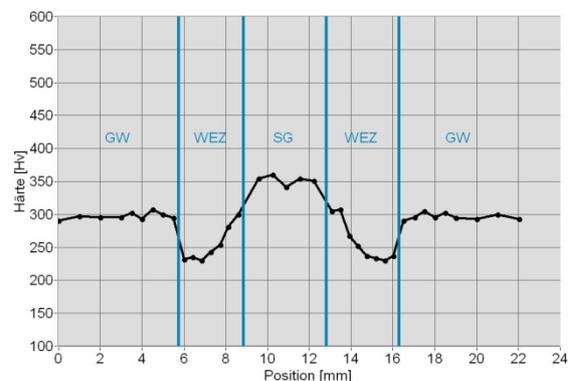


Abbildung 5-47: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm (untere Spur)

Die Härtespuren der restlichen Streckenenergien mit unterschiedlichen Schweißzusätzen und Nahtformen sind im Anhang B in Abbildung B 17 bis Abbildung B 70 angeführt.

In Abbildung 5-48 bis Abbildung 5-51 werden Härtemappings bei unterschiedlichen Nahtformen mit hohen und niedrigen Streckenenergien für Overmatched-Schweißverbindungen mit Schweißzusatz C gezeigt. Eine grobe flächenmäßige Abschätzung zeigte, dass die Größe der Erweichung von der Nahtform unabhängig ist, die Orientierung und die Form der Erweichung sind dies jedoch sehr wohl.



Abbildung 5-48: Härtemapping Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm

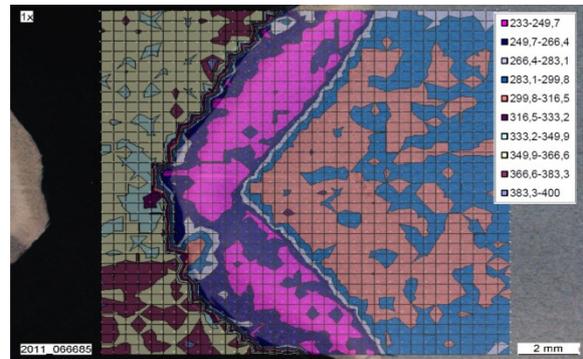


Abbildung 5-49: Härtemapping Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm

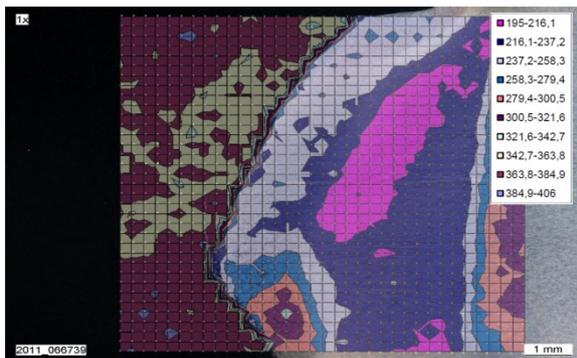


Abbildung 5-50: Härtemapping Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm

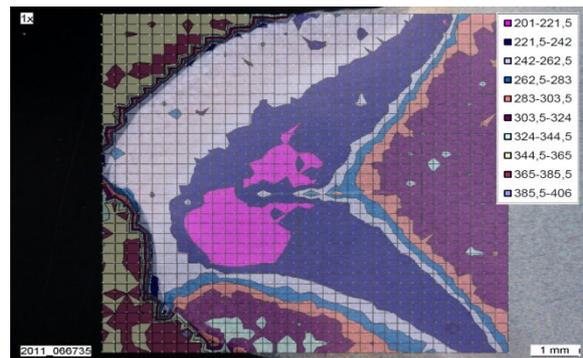


Abbildung 5-51: Härtemapping Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,05 kJ/mm

Abbildung 5-52 zeigt den Einfluss der effektiven Streckenenergie auf die relative WZ-Breite in Form von Mittelwerten, gebildet aus den drei Härtespuren. Wie bereits bekannt, steigt die Breite der Weichen Zone in Abhängigkeit von der Wärmeeinbringung (Streckenenergie bzw. Abkühlzeit $t_{8/5}$). Dieser Umstand kann auf die Wärmeableitung im Blech zurückgeführt werden; im Falle von größeren Blechdicken tritt neben der Wärmeableitung in Breitenrichtung auch eine Ableitung der Wärme in Richtung der Blechdicke auf. Die Wärmeableitung wechselt von zweidimensional auf dreidimensional. Bei den in der vorliegenden Untersuchung eingesetzten Blechdicken und Vorwärmtemperaturen liegt jedoch laut DIN EN 1011-2 (2001) ausschließlich eine zweidimensionale Wärmeableitung vor. Die eingebrachte Wärme beim Schweißprozess wird nur in Richtung der Blechbreite quer zur Schweißnaht abgeführt. Die Wärmeableitung ist somit zweidimensional, jedoch auch von der Blechdicke abhängig, wie es in DIN EN 1011-2 (2001) für die Berechnung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ im zweidimensionalen Fall beschrieben wird. Somit reduzieren sich die Abkühlzeit $t_{8/5}$ beziehungsweise die Ausprägung der WZ-Breite mit steigender Blechdicke. Bei den durchgeführten Schweißversuchen diente die Abkühlzeit $t_{8/5}$ als Regelgröße für die Ausprägung der Erweichung. Die absolute WZ-Breite ist bei gleicher Abkühlzeit $t_{8/5}$ unabhängig von der eingesetzten Blechdicke, durch den Bezug auf die Blechdicke in

Form der relativen WZ-Breite zeigt sich jedoch ein Unterschied. So reduziert sich bei ähnlichen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ (gerechnet) die minimale relative WZ-Breite von $X_{WZ} = 0,30$ (bei der niedrigsten Streckenenergie und einlagiger Ausführung) auf ca. $X_{WZ} = 0,18$ bei mehrlagiger Ausführung (größere Blechdicke). Die Streuung der relativen WZ-Breite erhöht sich mit zunehmender effektiver Streckenenergie bedingt durch die starke Variation der WZ-Breite über die Blechdicke bei hoher Energieeinbringung.

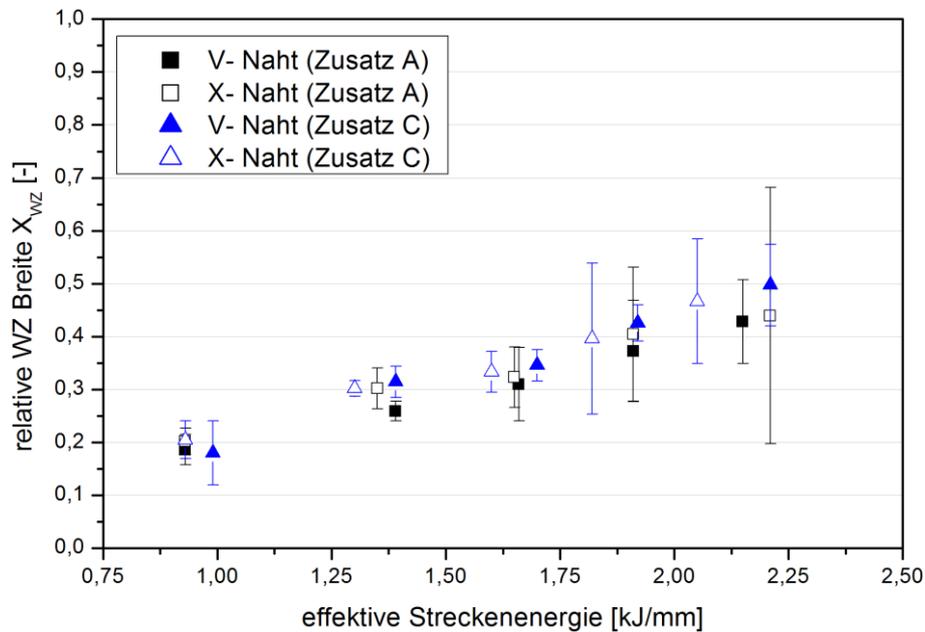


Abbildung 5-52: Relative WZ-Breite über die effektive Streckenenergie

In Abbildung 5-53 und Abbildung 5-54 sind die relativen WZ-Breiten aus den Härtespuren (obere, mittlere und untere) an den Querschliffen der V- und X-Nähte dargestellt. Es zeigt sich das bekannte Bild, dass die relative WZ-Breite mit steigender effektiver Streckenenergie zunimmt. Die Wurzel der V-Naht (bzw. die erste Lage der X-Naht) folgt jedoch nicht diesem Trend; hier kommt es, wie bereits zuvor erwähnt, zu einer Aufhärtung bei hohen effektiven Streckenenergien in der wiedererwärmten WEZ-Grobkornzone der ersten Schweißraupe, womit sich die Breite der WZ in diesen Bereichen reduziert.

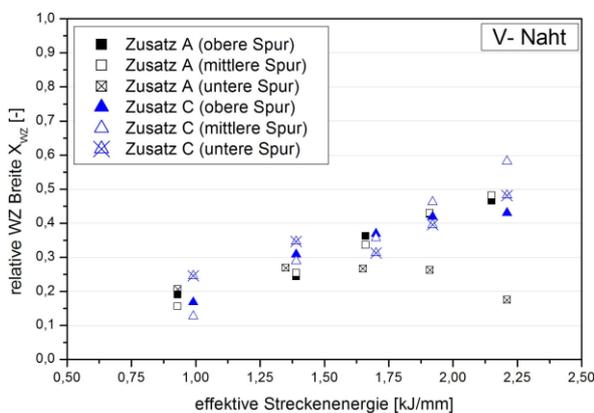


Abbildung 5-53: Relative WZ-Breite der einzelnen Härtespuren über die effektive Streckenenergie (V-Naht)

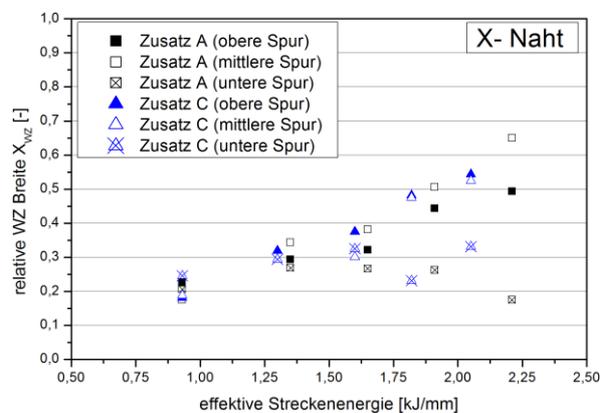


Abbildung 5-54: Relative WZ-Breite der einzelnen Härtespuren über die effektive Streckenenergie (X-Naht)

Die mittlere WZ-Härte über drei Härtespuren in Abhängigkeit von der effektiven Streckenenergie wurde in Abbildung 5-55 dargestellt. Wie zu erwarten war, zeigt sich mit steigender effektiver Streckenenergie ein Härteabfall um ca. 25 HV, unabhängig vom Schweißzusatz.

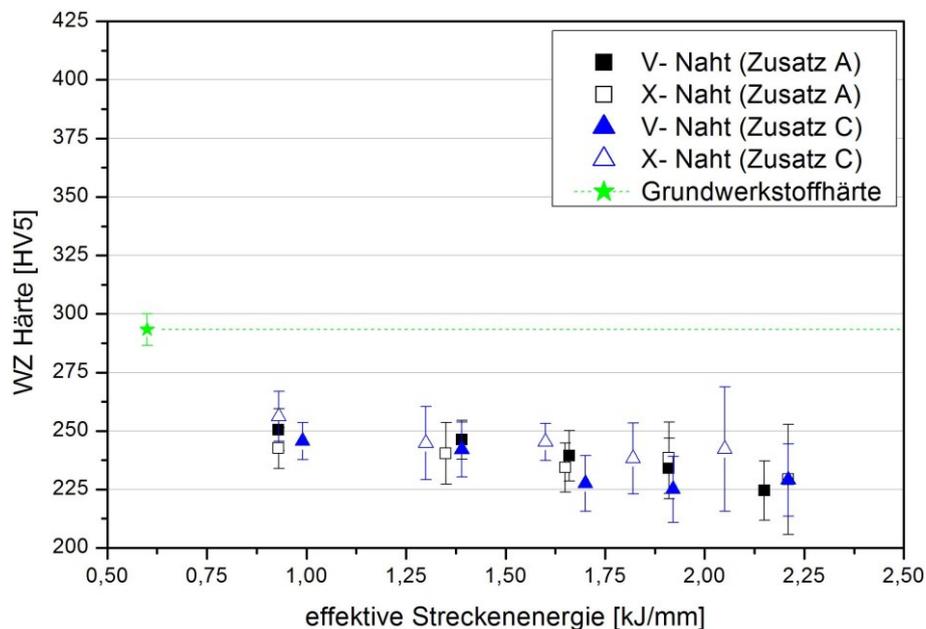


Abbildung 5-55: WZ-Härte über die relative Streckenenergie

In der Auswertung der WZ-Härte über die einzelnen Härtespuren konnte bei den V- und X-Nähten (Abbildung 5-56 und Abbildung 5-57) auf Grund der Streuung kein Unterschied zwischen den unterschiedlichen Härtespuren festgestellt werden. Bei den X-Nähten mit hohen effektiven Streckenenergien lässt sich eine geringfügige Abweichung feststellen.

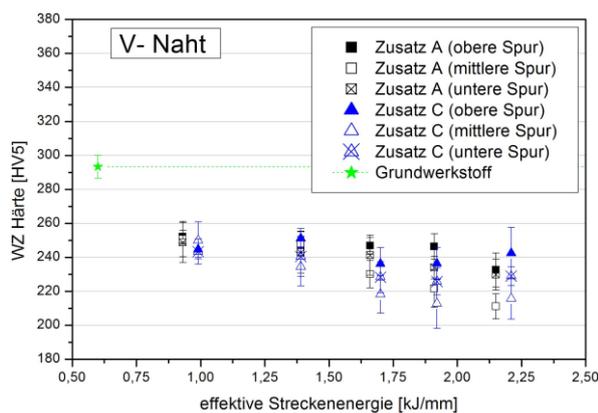


Abbildung 5-56: WZ-Härte der einzelnen Härtespuren über die relative Streckenenergie (V-Naht)

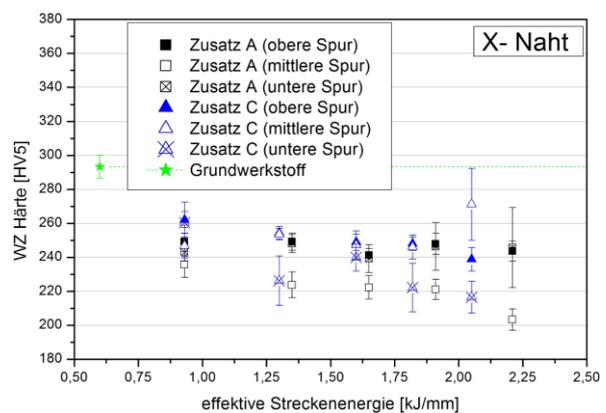
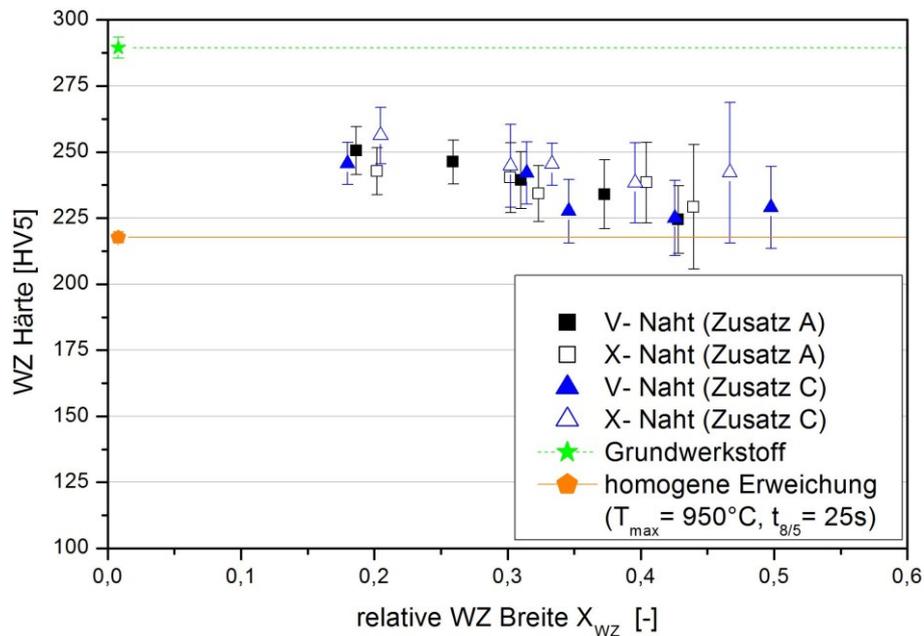


Abbildung 5-57: WZ-Härte der einzelnen Härtespuren über die relative Streckenenergie (X-Naht)

Die Härte in der WEZ und die Breite der WZ hängen direkt proportional mit der Streckenenergie und der Abkühlzeit $t_{8/5}$ zusammen (Abbildung 5-58). Die Härte fällt im ausgewählten Parameterbereich in der Verbindung von ca. 250 HV auf 225 HV ab, die relative WZ-Breite vergrößert sich von $X_{WZ} = 0,18$ auf $X_{WZ} = 0,50$.

Abbildung 5-58: WZ-Härte über relativer WZ-Breite X_{wz}

Die Betrachtung der mittleren Schweißguthärte der drei Härtespuren über die beiden Zusatzwerkstoffe brachte die gleichen Erkenntnisse wie die der einlagigen Schweißversuche (Abbildung 5-59). Der Schweißzusatz A zeigte bei der V-Naht eine Abhängigkeit von der effektiven Streckenenergie. Im Hinblick auf die X-Naht ließ sich dieser Zusammenhang nicht erkennen, jedoch muss hier auf die Streubalken hingewiesen werden, die eine Aussage über einen Einfluss der effektiven Streckenenergie schwierig machen. Der Schweißzusatz C zeigte im Hinblick auf die Streckenenergie keinen Einfluss auf die Schweißguthärte. Der mittlere Abfall über die drei Messspuren von niedrigen zu hohen Streckenenergien betrug beim Zusatz A in der V-Naht ca. 30 HV.

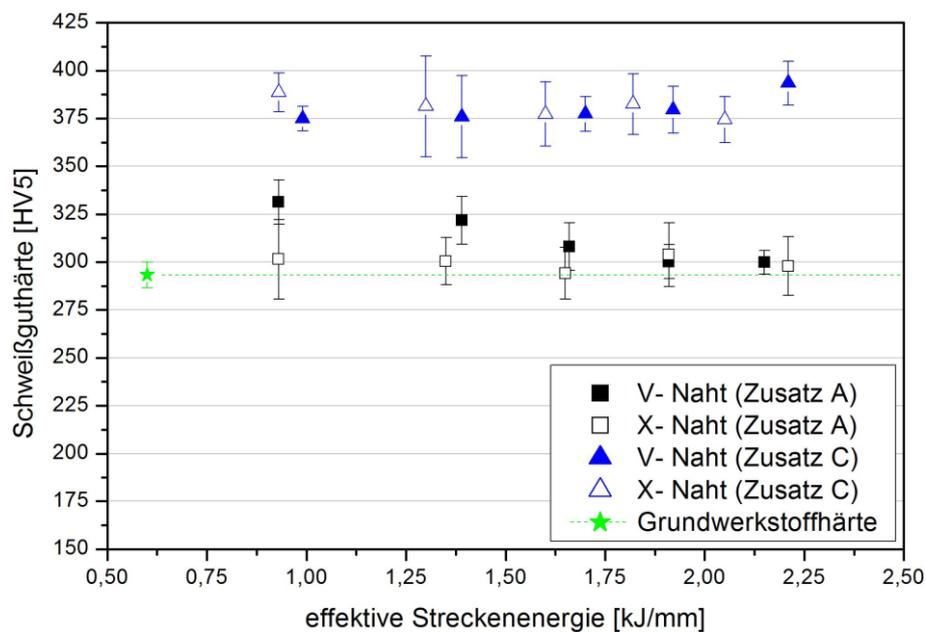


Abbildung 5-59: SG-Härte über die relative Streckenenergie

In Abbildung 5-60 bis Abbildung 5-61 ist die Schweißguthärte über die effektiven Streckenenergien an den Querschliffen der V- und X-Naht bei unterschiedlichen Schweißzusätzen dargestellt. Dabei lässt sich über Härteunterschiede und deren Tendenzen zwischen den Härtespuren keine Aussage treffen. Es lässt sich nur feststellen, dass es bei der Härte im Schweißgut zwischen den beiden Nahtformen keinen Unterschied gibt. Die Schweißguthärte beim Zusatz A schwankt zwischen 300 und 330 HV, im Falle von Zusatz C zwischen 350 und 400 HV.

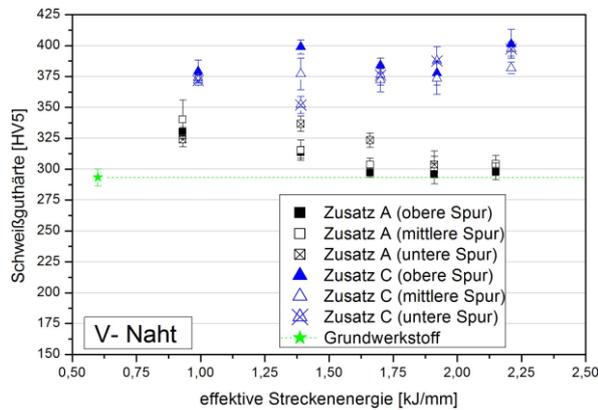


Abbildung 5-60: SG-Härte der einzelnen Härtespuren über die relative Streckenenergie (V-Naht)

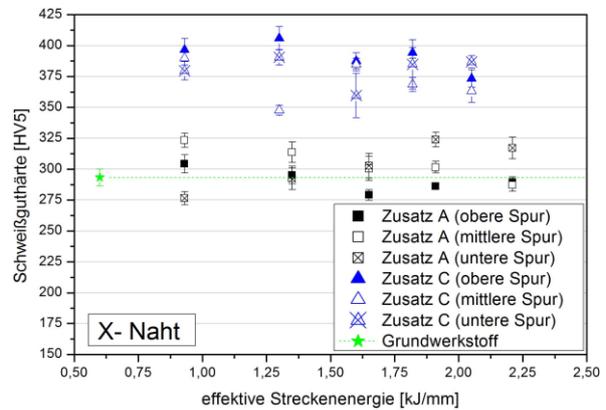


Abbildung 5-61: SG-Härte der einzelnen Härtespuren über die relative Streckenenergie (X-Naht)

Die relative Schweißguthärte und die relative WZ-Härte über die effektive Streckenenergie wurden in Abbildung 5-62 und Abbildung 5-63 dargestellt. Als Basis für die relative Härte diente die Härte des Grundwerkstoffes. Die Verläufe der Relativwerte über die effektive Streckenenergie ähneln dabei denen der Absolutwerte, da die Basis (Grundwerkstoff) einen konstanten Wert besitzt.

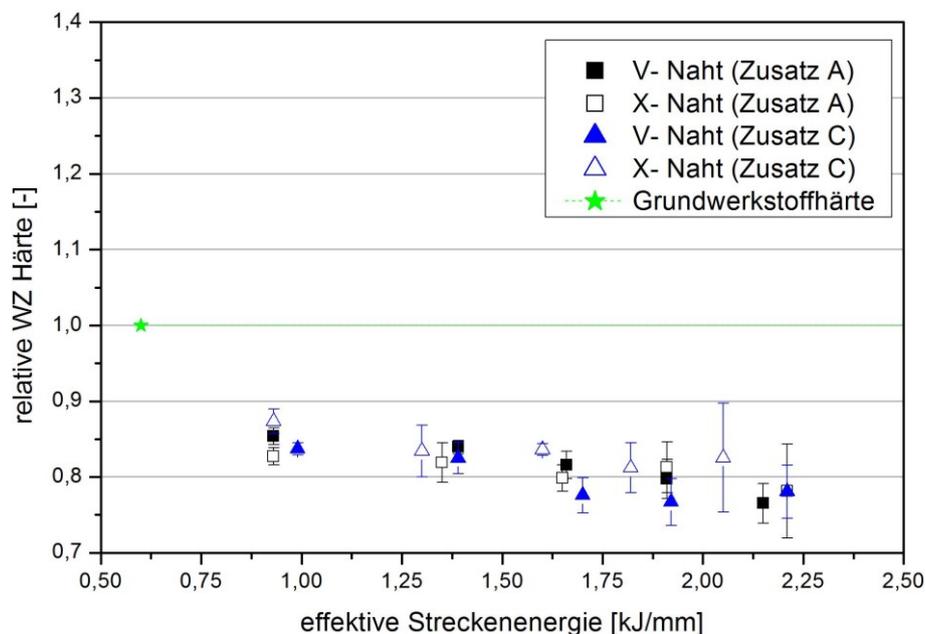


Abbildung 5-62: Relative WZ-Härte über effektive Streckenenergie

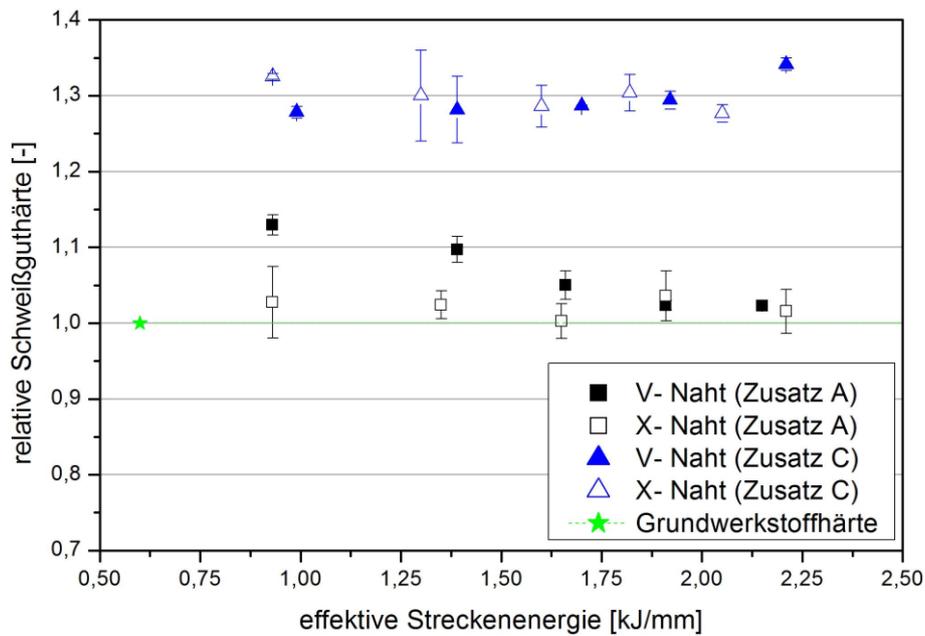
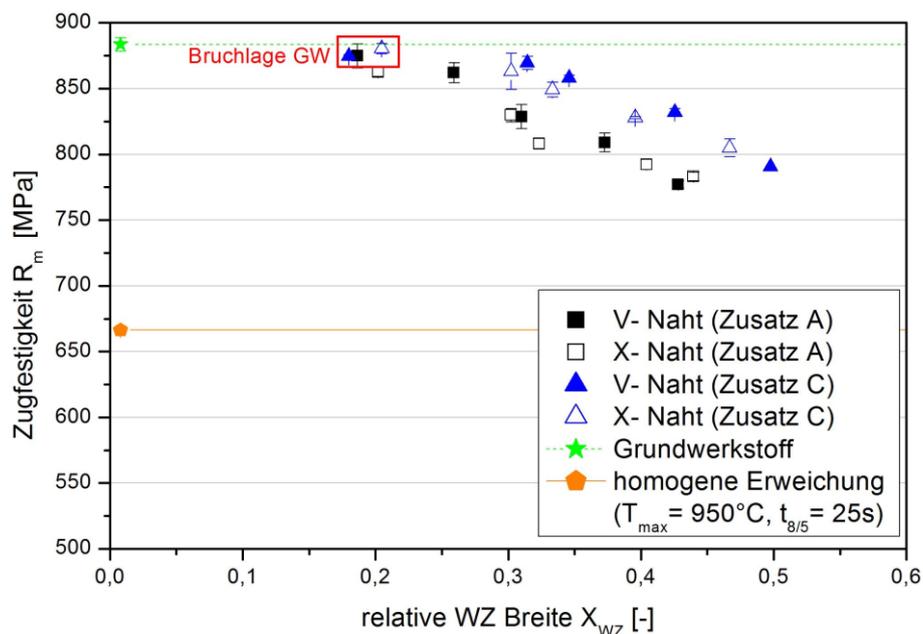


Abbildung 5-63: Relative Schweißguthärte über effektive Streckenenergie

5.2.2 Quasi-statische Zugprüfung quer zur Schweißnaht

Der Abfall der Zugfestigkeit über die relative WZ-Breite wird in Abbildung 5-64 gezeigt; zu erkennen ist die gewohnte Reduktion der Zugfestigkeit in der Verbindung mit steigender WZ-Breite. Wie bereits bei den einlagigen Schweißversuchen besprochen, wirkt sich ein höherfester Zusatzwerkstoff positiv auf die Verbindung mit der WZ aus. Bei niedrigen relativen WZ-Breiten wird die Zugfestigkeit des unbeeinflussten Grundwerkstoffes erreicht.

Abbildung 5-64: Zugfestigkeit R_m über relative WZ-Breite X_{WZ}

Im Falle der höchsten untersuchten Streckenenergien für die jeweiligen Zusatzwerkstoffe wurde die in der Norm für den Grundwerkstoff festgelegte Mindestzugfestigkeit nicht unterschritten. Der maximale Abfall bei Evenmatching beträgt ca. 100 MPa. Zwischen den unterschiedlichen Nahtformen konnte kein signifikanter Unterschied bezüglich der Zugfestigkeit bei ähnlichen WZ-Breiten festgestellt werden. Die niedrige Zugfestigkeit des homogen erweichten Grundwerkstoffes wird bei Weitem nicht erreicht. Das Versagen trat bei den gekennzeichneten Proben im unbeeinflussten Grundwerkstoff ein; die restlichen Proben versagten in der WEZ. Genauer ist unter Kapitel 5.2.2.1 angeführt.

In Abbildung 5-65 ist der Einfluss der relativen WZ-Breite auf die 0,2 %-Dehngrenze dargestellt. Wie die Zugfestigkeit fällt auch die 0,2 %-Dehngrenze in der Verbindung mit der Vergrößerung der relativen WZ-Breite ab. Hier wird jedoch selbst bei geringen relativen WZ-Breiten nicht die 0,2 %-Dehngrenze des Grundwerkstoffes erreicht, womit bereits bei sehr kleinen relativen WZ-Breiten ($X_{WZ} = 0,2$) ein lokales Fließen in der WZ eintritt. Ein Schweißzusatz mit höherer Festigkeit wirkt sich auch hier positiv auf die 0,2 %-Dehngrenze aus, und der Fließbeginn verschiebt sich zu höheren Spannungen. Der Abfall der 0,2 %-Dehngrenze als Funktion der relativen WZ-Breite ist dabei stärker ausgeprägt als bei der Zugfestigkeit. Die 0,2 %-Dehngrenze fällt bei Verwendung eines Evenmatching-Schweißzusatzes um ca. 180 MPa im Vergleich zum Grundwerkstoff ab. Die Nahtform hat ebenfalls keinen Einfluss auf die auftretende 0,2 %-Dehngrenze in der Verbindung, da der Fließbeginn des erweichten Bereichs ausschließlich von dessen Festigkeitsniveau bestimmt wird.

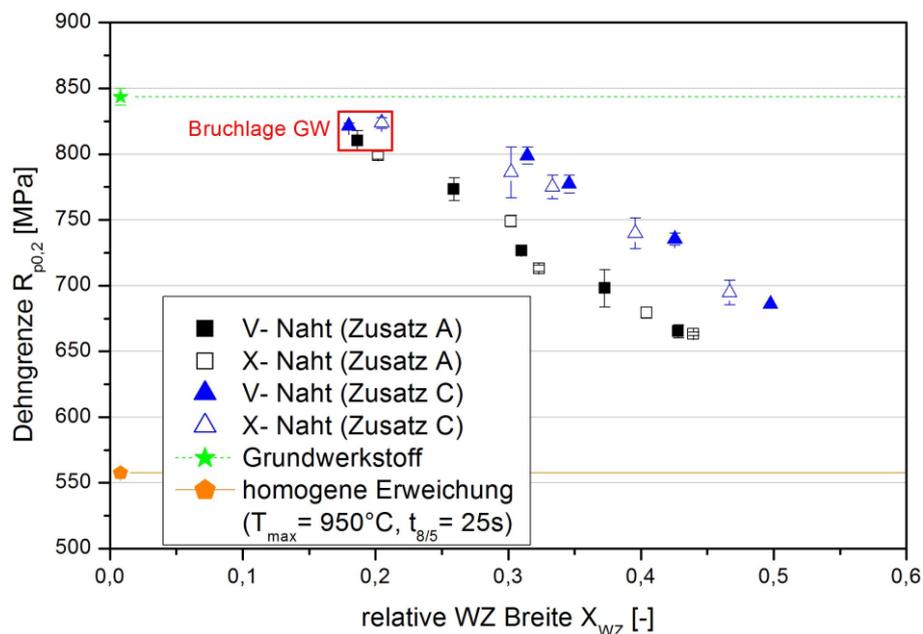


Abbildung 5-65: Dehngrenze $R_{p0,2}$ über relative WZ-Breite X_{WZ}

Die Gleichmaßdehnung fällt mit steigender relativer WZ-Breite kontinuierlich ab (Abbildung 5-66); hier wird die Gleichmaßdehnung des Grundwerkstoffes selbst bei geringen relativen WZ-Breiten nicht erreicht. Die Abweichung zum Kennwert des Grundwerkstoffes beträgt beim geringsten X_{WZ} -Wert ca. 25 %. Auf Grund der geringen relativen WZ-Breiten, bedingt durch die großen Blechdicken, lässt sich auch kein Anstieg durch größere relative WZ-Breiten erkennen. Die einlagigen Schweißungen und die WEZ-Simulation mit lokalisierter Erweichung weisen – wie es auch in diversen Literatur-

stellen benannt wird – auf solch einen Anstieg hin. Unterschiede zwischen der V- und X-Naht sind auch im Hinblick auf die Gleichmaßdehnung nicht zu erkennen. Das Niveau der Gleichmaßdehnung bei homogener Erweichung befindet sich, wie aus den einlagigen Schweißversuchen und der homogenen WEZ-Simulation bekannt, über dem des Grundwerkstoffes beziehungsweise der Verbindung.

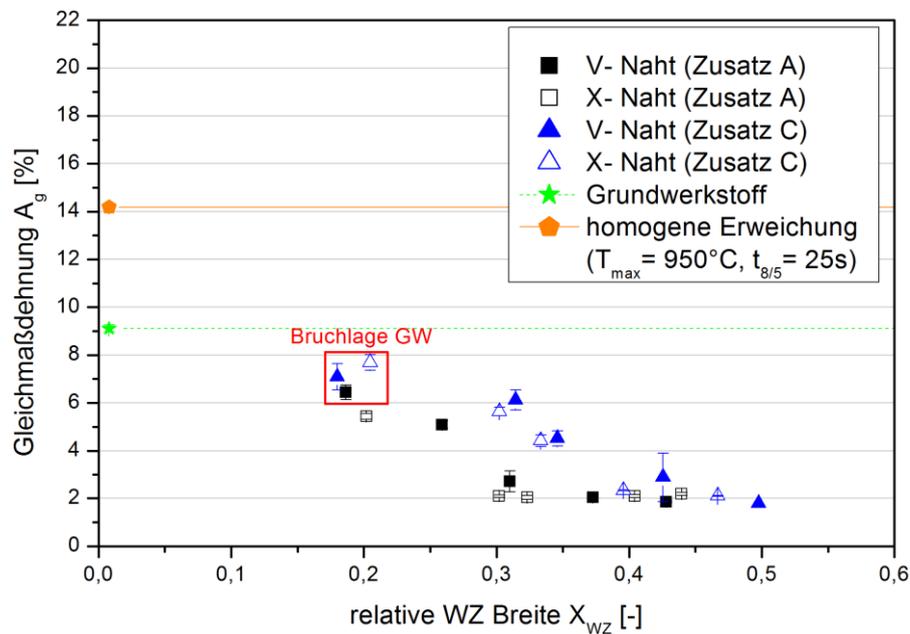


Abbildung 5-66: Gleichmaßdehnung A_g über relative WZ-Breite X_{WZ}

Die Betrachtung der Bruchdehnung (Abbildung 5-67) zeigte, wie bei den anderen Kennwerten des Zugversuches, dass es mit steigender relativer WZ-Breite zu einer Reduktion der Bruchdehnung kommt. Im Bereich geringer relativer WZ-Breiten tritt sowohl bei Overmatching als vereinzelt auch bei Evenmatching die Bruchdehnung im Bereich des Grundwerkstoffes auf. Durch Overmatching erhöht sich das Niveau der Bruchdehnung in der Verbindung, jedoch trifft diese Aussage nur auf relative WZ-Breiten unter $X_{WZ} = 0,4$ zu.

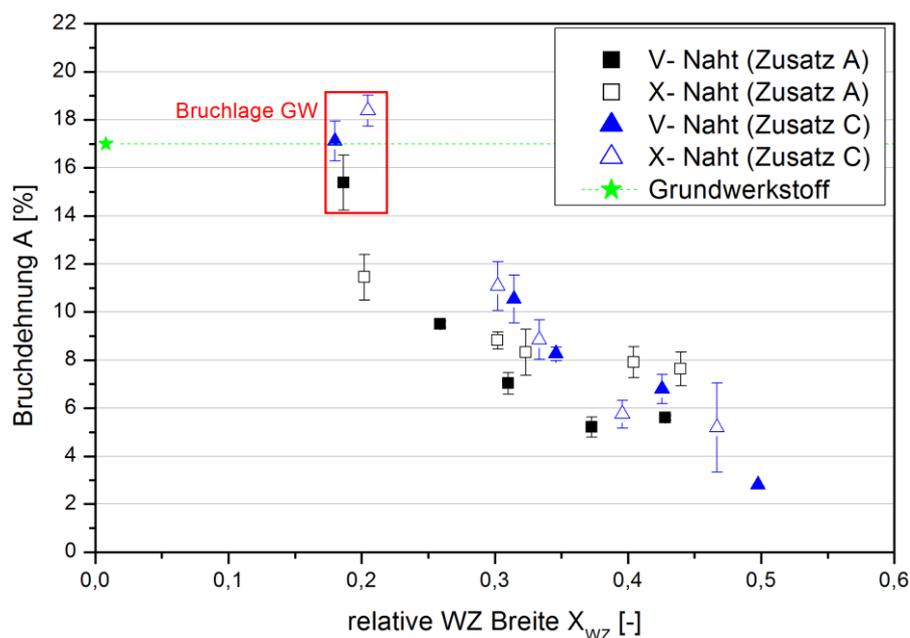


Abbildung 5-67: Bruchdehnung A über relative WZ-Breite X_{WZ}

In Abbildung 5-68 bis Abbildung 5-71 sind die Relativwerte der mechanischen Kennwerte angeführt; als Basis dienten wiederum die der Grundwerkstoffwerte. Die Diagrammverläufe verhalten sich auf Grund der konstanten Basis gleich den Absolutwerten in den zuvor angeführten Graphiken.

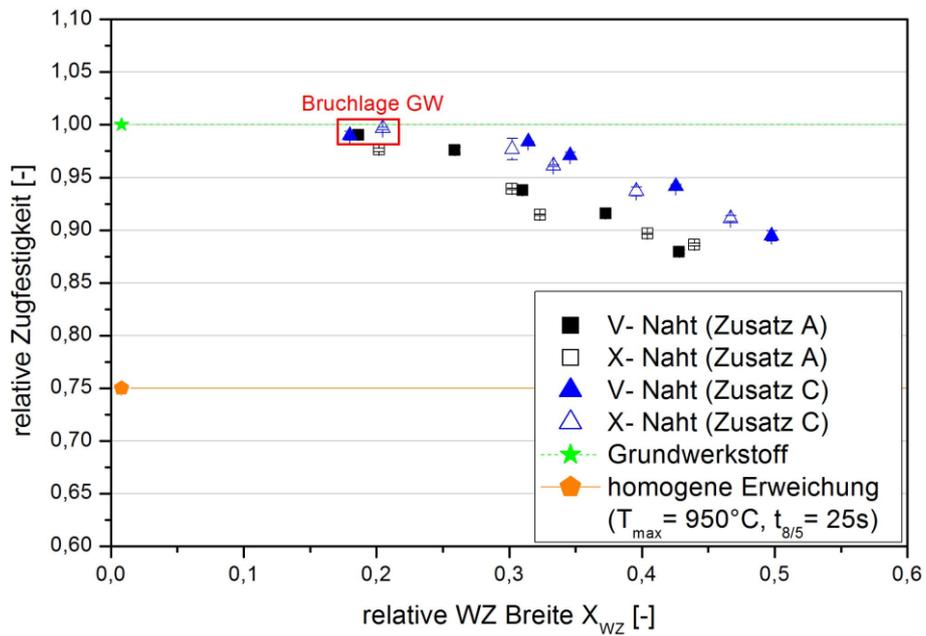


Abbildung 5-68: Relative Zugfestigkeit über relative WZ-Breite X_{WZ}

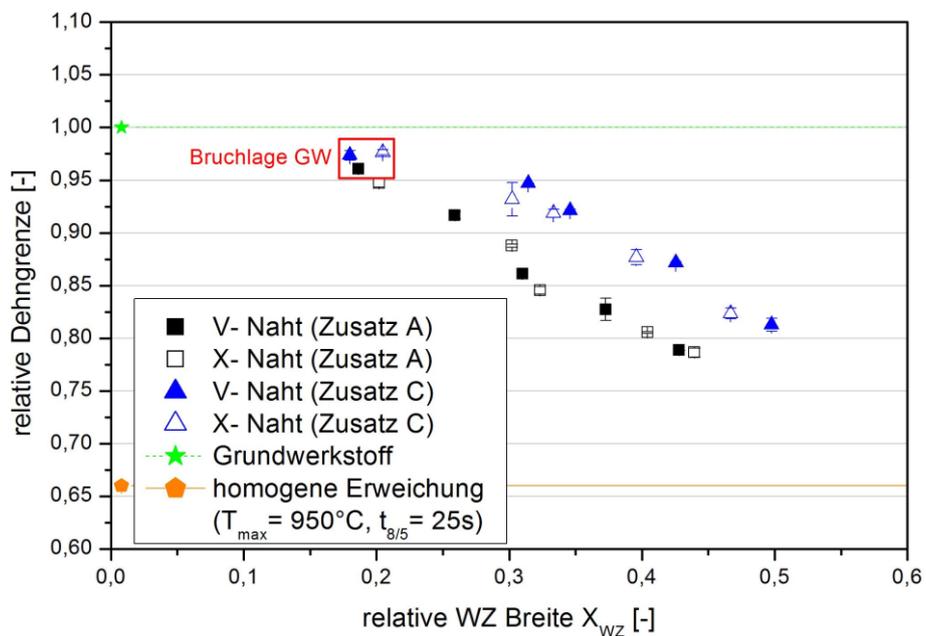
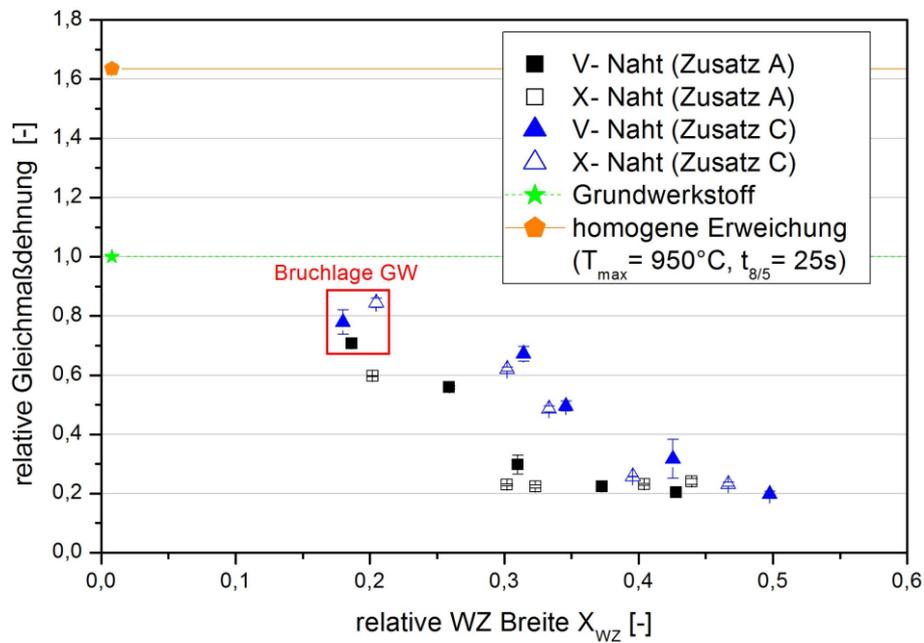
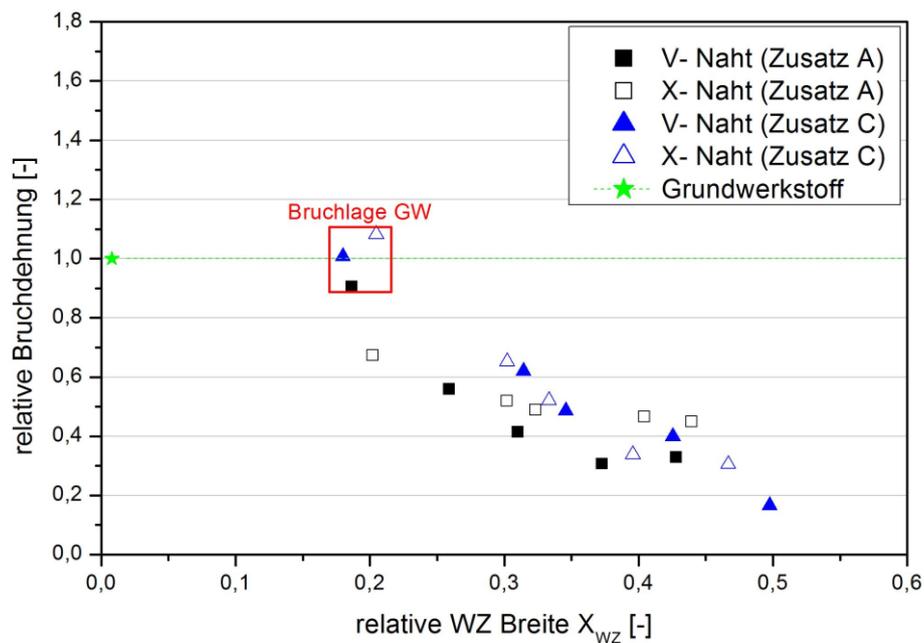


Abbildung 5-69: Relative Dehngrenze über relative WZ-Breite X_{WZ}

Abbildung 5-70: Relative Gleichmaßdehnung über relative WZ-Breite X_{WZ} Abbildung 5-71: Relative Bruchdehnung über relative WZ-Breite X_{WZ}

5.2.2.1 Bruchlage

Die Brüche der Zugproben erfolgten, wie bei den einlagigen Schweißversuchen, überwiegend in der erweichten WEZ. Bei den niedrigsten abgeschweißten Streckenenergien trat unter der Verwendung des Overmatched-Schweißzusatzes sowohl bei der V-Naht als auch bei der X-Naht der Bruch im unbeeinflussten Grundwerkstoff auf. Eine Ausnahme bildete die V-Naht mit dem Evenmatched-

Schweißzusatz und der niedrigsten Streckenenergie; hier trat der Bruch ebenfalls im unbeeinflussten Grundwerkstoff ein. Die Zugfestigkeit in der betreffenden Verbindung ist dabei nur leicht höher als bei der X-Naht, wo der Bruch in der erweichten WEZ eintrat. Die höhere Zugfestigkeit der V-Naht wurde dabei auf eine geringere relative WZ-Breite und auf eine leicht erhöhte Festigkeit im Schweißgut zurückgeführt, obwohl sich diese minimalen Unterschiede bei der Betrachtung der auftretenden Streuung relativieren. In Abbildung 5-72 und Abbildung 5-73 werden eine V- bzw. X-Naht bei hohen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ (25 s) gezeigt; die Bruchlage befindet sich in der WZ, wobei der Bruchausgang wahrscheinlich an der Fusionslinie eintrat.

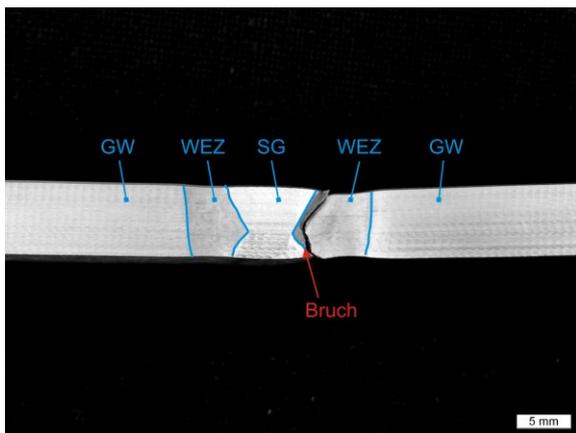


Abbildung 5-72: Bruchlage V-Naht, Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,15 kJ/mm

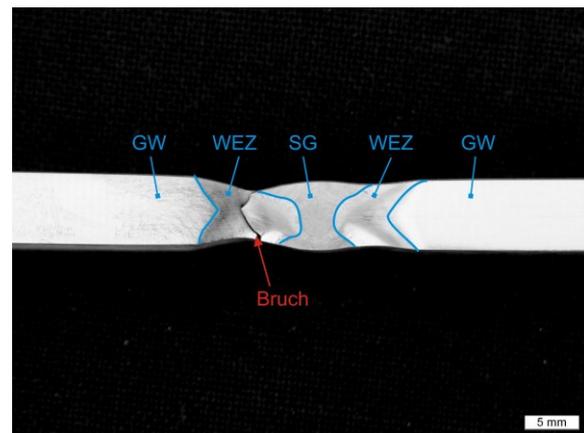


Abbildung 5-73: Bruchlage X-Naht, Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm

5.3 Vergleich zwischen einlagigen und mehrlagigen Schweißverbindungen

Die zusammengefassten Ergebnisse aus den Schweißversuchen (ein- und mehrlagig) werden in Abbildung 5-74 vorgestellt. Für eine bessere Vergleichbarkeit kamen die Relativgrößen zur Anwendung, wobei die jeweilige Grundwerkstofffestigkeit als Basis diente. Der Festigkeitsabfall in Abhängigkeit von der relativen WZ-Breite ist bei den mehrlagigen Schweißverbindungen stärker ausgeprägt (bzw. beginnt bei geringeren relativen WZ-Breiten) als bei den einlagigen Verbindungen. Dieser Unterschied wird mit der geringfügig höheren Erweichung in der WZ begründet, was bedeutet, dass die Festigkeit des Warmbandes mit 10 mm Blechdicke bezogen auf den Grundwerkstoff stärker abfällt als die des Warmbandes mit 6 mm Blechdicke (siehe nachfolgendes Kapitel 5.4). Die laut Norm DIN 10149-2 geforderte Mindestzugfestigkeit, welche eigentlich nur für den unbeeinflussten Grundwerkstoff Gültigkeit besitzt, wurde bis auf eine Ausnahme immer erreicht. Diese Ausnahme stellte eine für die Praxis unüblich hohe Energieeinbringung dar (außerhalb des vorgeschriebenen Verarbeitungsfensters), mit dem Ziel, eine möglichst große Weiche Zone zu generieren.

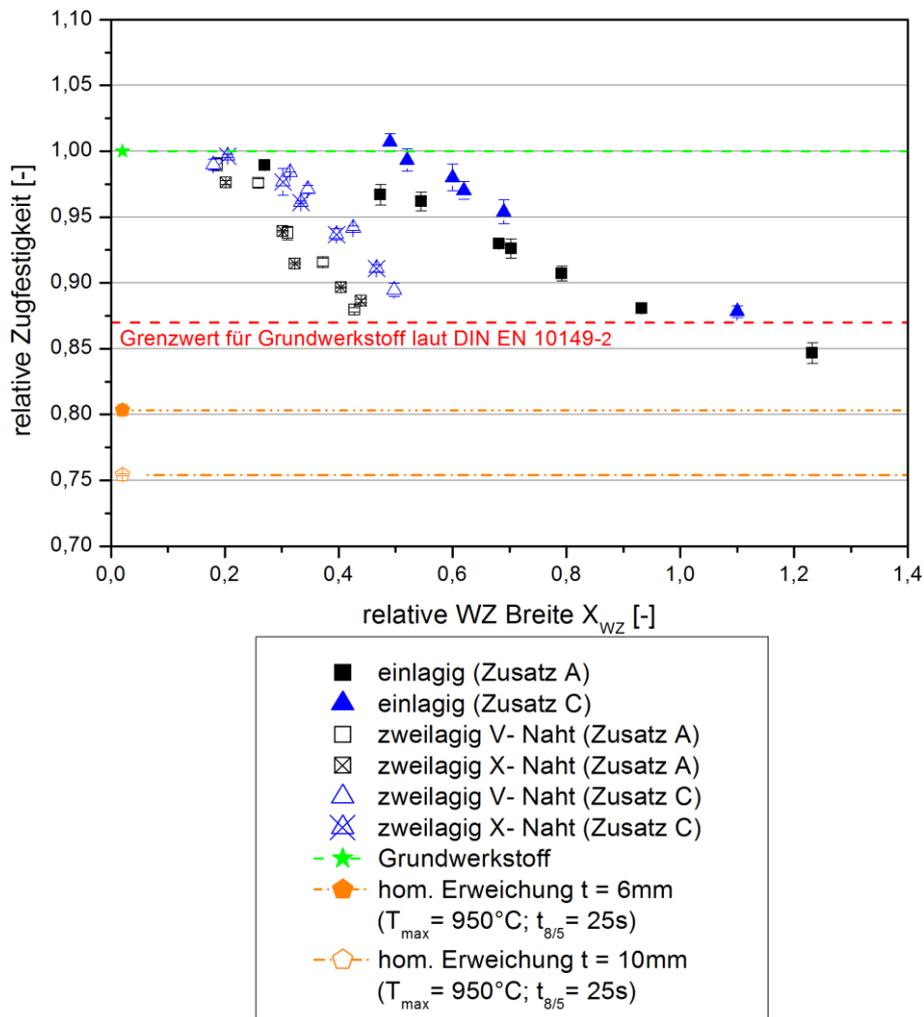


Abbildung 5-74: Relative Zugfestigkeit der Verbindung in Abhängigkeit von der relativen WZ-Breite X_{WZ}

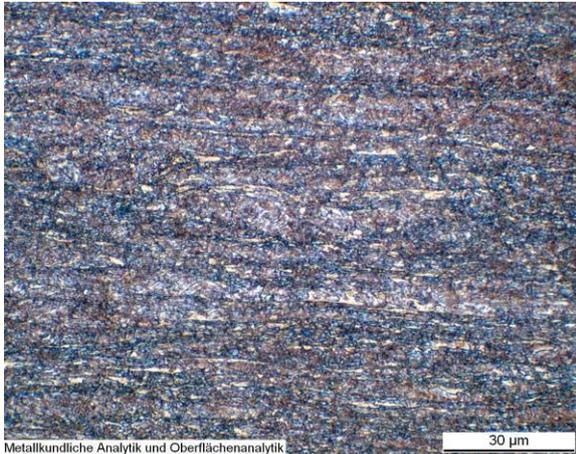
5.4 Homogene physikalische WEZ-Simulation

Mit Hilfe der homogenen physikalischen WEZ-Simulation wurde eine schweißtechnische Charakterisierung der einzelnen Zonen der WEZ bei ein- und mehrfach Zyklen erstellt; gleichzeitig wurden die Eingabedaten für die numerische Simulation erzeugt.

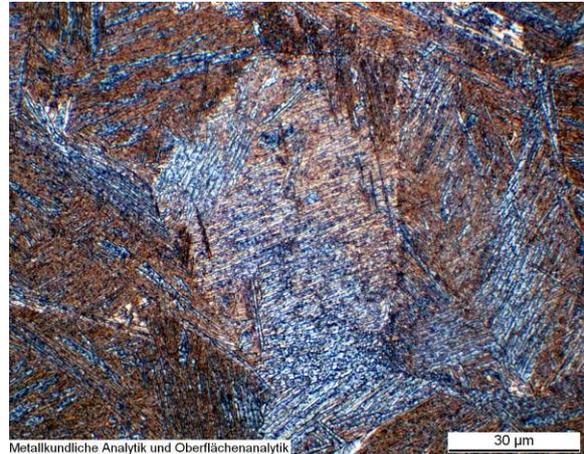
5.4.1 Metallographie und Härte

Die metallographischen Untersuchungen und Härteprüfungen erfolgten ebenfalls an Querschliffen. In Abbildung 5-75 bis Abbildung 5-78 sind der Grundwerkstoff und die charakteristischen Bereiche einer WEZ mit den unterschiedlichen Spitzentemperaturen für 6 mm Blechdicke und kurze Abkühlzeiten $t_{8/5}$ dargestellt. Der Grundwerkstoff weist eine bainitisch-ferritische Grundstruktur mit sehr geringen Anteilen von Martensit auf. In der Grobkornzone (Abbildung 5-76) lässt sich eindeutig die paketartige Struktur des Bainit erkennen, ebenso die Bereiche des angelassenen Martensits. In Abbildung 5-77 ist

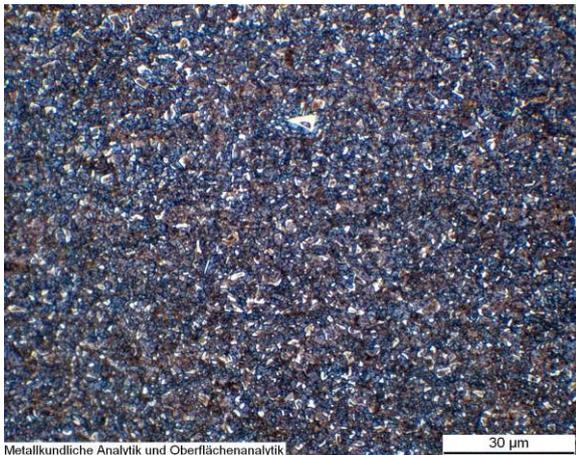
die Feinkornzone angeführt, hier lässt sich auf Grund der geringen Korngröße im Lichtmikroskop keine Abschätzung der Struktur tätigen. Anhand der Farbmusterung ist jedoch auf Ferrit, Bainit und Martensit zu schließen. Der subkritische Bereich (Abbildung 5-78) weist hingegen eine ähnliche Mikrostruktur wie der Grundwerkstoff auf. Wegen der geringeren Flächenanteile der hellen Bereiche kann eine höhere Anlasstemperatur angenommen werden.



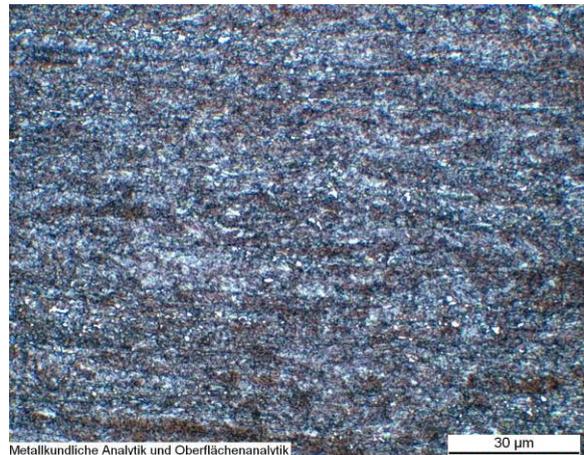
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung 5-75: Grundwerkstoff (S 700MC, Blechdicke 6 mm)



Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung 5-76: WEZ-Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1362,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 4,6 \text{ s}$



Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung 5-77: WEZ-Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 983,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5,9 \text{ s}$



Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung 5-78: WEZ-Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 753,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,3 \text{ s}$

In Abbildung 5-79 bis Abbildung 5-81 sind charakteristische Zonen einer physikalischen WEZ-Simulation mit Doppelzyklen angeführt. Als Primärzyklus wurde jeweils ein Grobkornzyklus ($T_{\max} = \text{ca. } 1300 \text{ °C}$) auf die Probe appliziert, anschließend wurde als Sekundärzyklus ein weiterer Grobkornzyklus, ein Feinkornzyklus oder ein subkritischer Zyklus aufgebracht. Die visuelle Begutachtung zeigte, dass hinsichtlich der Gefügestruktur der Sekundärzyklus bei Vollaustenitisierung (Temperaturen über A_3) entscheidend ist (Abbildung 5-79 und Abbildung 5-80). Bei Aufbringung eines subkritischen Zyklus als Sekundärzyklus bleiben hingegen Teile der Primärstruktur erhalten, es zeigen sich lediglich angelassene Bereiche im Gefügeschliff (Abbildung 5-81).



Abbildung 5-79: WEZ-Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1366,5 \text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 5,2 \text{ s}$, $T_{\max}(2) = 1380,0 \text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 5,1 \text{ s}$



Abbildung 5-80: WEZ-Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1284,5 \text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 5,4 \text{ s}$, $T_{\max}(2) = 982,1 \text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 6,0 \text{ s}$



Abbildung 5-81: WEZ-Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1238,2 \text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 5,1 \text{ s}$, $T_{\max}(2) = 720,6 \text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 5,0 \text{ s}$

In Abbildung 5-82 bis Abbildung 5-84 sind die Härte in Abhängigkeit von der Spitztemperatur T_{\max} und der Abkühlzeit $t_{8/5}$ für die unterschiedlichen Blechdicken dargestellt. Es zeigte sich, dass es im unteren Temperaturbereich (bis 600 °C) bei der Härte keine Abweichungen zum Grundwerkstoff gibt. Ab 700 °C kommt es bei den Warmbändern mit 6 und 12 mm Blechdicke zu einer Aufhärtung im subkritischen Bereich; dieser Anstieg der Härte ist auf Ausscheidungen in diesem Temperaturbereich zurückzuführen. Daraus lässt sich ableiten, dass in diesem Fall noch ein gewisses Restausscheidungs-potenzial im Grundwerkstoff bei diesen Blechdicken vorhanden war. Beim Warmband mit 10 mm Blechdicke (Abbildung 5-83) zeigte sich kein so stark ausgeprägter Härteanstieg in der subkritischen Zone, was vermutlich an einer höheren Anlassstemperatur im Herstellungsprozess lag (erhöhte Grundwerkstoffhärte). Alle untersuchten Warmbanddicken weisen ab der A_{c1} -Temperatur eine Erweichung auf, womit es bei diesen Werkstoffen zu einer reinen Umwandlungserweichung in der sichtbaren WEZ kommt. Die fehlende Anlasserweichung kann auf die Anlassbehandlung bei der Herstellung zurückgeführt werden. Die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ zeigen im Temperaturbereich der interkritischen Zone keinen Einfluss auf die Härte. Der Härteabfall in der Feinkornzone weist hingegen eine Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ auf, wobei er bei einer Verlängerung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ stärker ausfällt. In der Grobkornzone kommt es zu einem Härteanstieg in Abhängigkeit von der Abkühlzeit

$t_{8/5}$, wobei er um einiges markanter ausfällt als in der Feinkornzone. Eine mögliche Erklärung hierfür geben Honeycombe und Bhadeshia (1995 S. 161 ff.) in ihrem Werk *Steels-Microstructure and properties*. Die wichtigsten Variablen, welche die Härte beeinflussen, sind die Korngröße und die chemische Zusammensetzung. Die Härte steigt mit der Vergrößerung der Austenitkörner. Somit stehen weniger Bereiche zur Keimbildung für den Ferrit und den Perlit zur Verfügung; als Resultat wird diese Umwandlung verlangsamt und die Härte steigt an. Ebenfalls reduzieren die meisten metallischen Legierungselemente diese Umwandlungsreaktion. Durch die Vergrößerung der Austenitkörner ist jedoch die Umwandlungsgeschwindigkeit reduziert (geringere kritische Abkühlgeschwindigkeit). In Kombination mit der vorgegebenen beschränkten Abkühlgeschwindigkeit führt dies im ZTU-Diagramm zu einer Verschiebung der Umwandlungskurven nach rechts. Als Resultat treten bei kurzen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ starke Aufhärtungen in der Grobkornzone auf, die sogar die Härte des Grundwerkstoffes übertreffen können.

Vergleicht man diese Erkenntnis bezüglich der Aufhärtung in der Grobkornzone bei der physikalischen WEZ-Simulation mit den Realschweißungen, dann fällt auf, dass es bei den Realschweißungen zu keiner beziehungsweise kaum einer Aufhärtung in der Grobkornzone kommt. Eine mögliche Erklärung dafür liegt in der reduzierten Korngröße in der Grobkornzone bei Realschweißungen und der damit verbundenen reduzierten Aufhärtungsneigung. Durch den hohen Temperaturgradienten in der WEZ bei Realschweißung kommt es nach Shi et al. (2004 S. 379-388) zu einer Stützwirkung (Thermal pinning), welche das Kornwachstum und die Korngrenzenwanderung in der Nähe der Fusionslinie behindert.

Im Anhang C in Abbildung C 1 bis Abbildung C 117 sind weitere metallographische Aufnahmen von den Schlifften mit unterschiedlichen Blechdicken, Spitzentemperaturen und Abkühlzeiten $t_{8/5}$ angeführt. Außerdem sind in den nachfolgenden Diagrammen für eine übersichtlichere Darstellung die Messpunkte entlang der Abszisse leicht verschoben, um eine Überschneidung zu vermeiden. Die Spitzentemperaturen waren für alle Abkühlzeiten gleich (siehe Tabelle 3-14 und Tabelle 3-15).

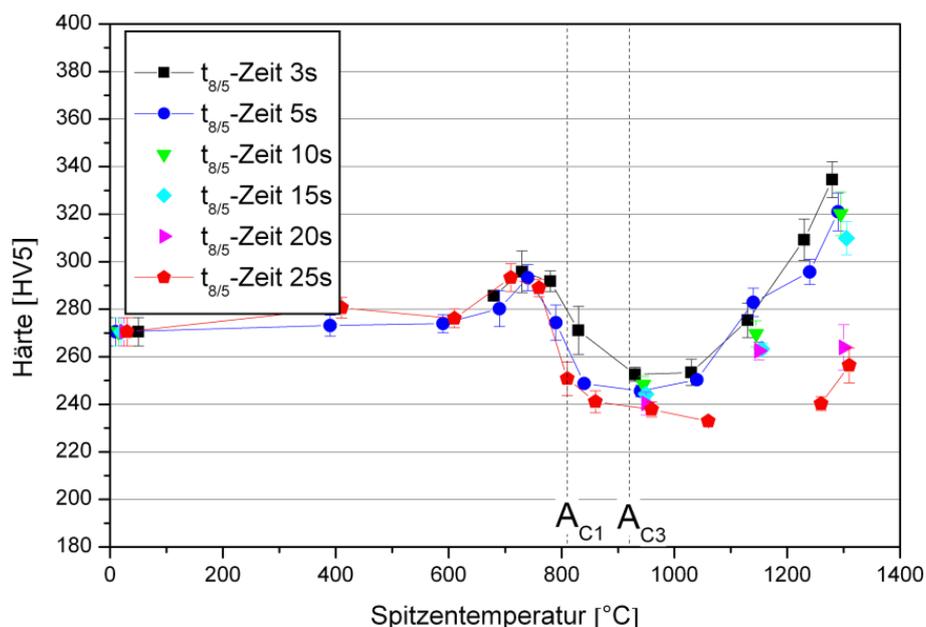


Abbildung 5-82: Härte über Spitzentemperatur (S 700MC, Blechdicke 6 mm)

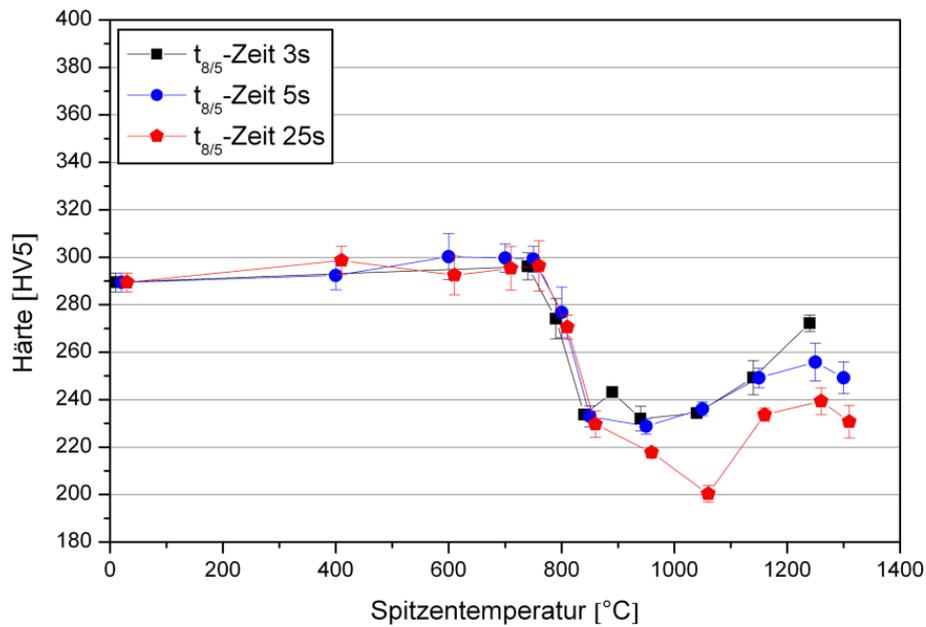


Abbildung 5-83: Härte über Spitztemperatur (S 700MC, Blechdicke 10 mm)

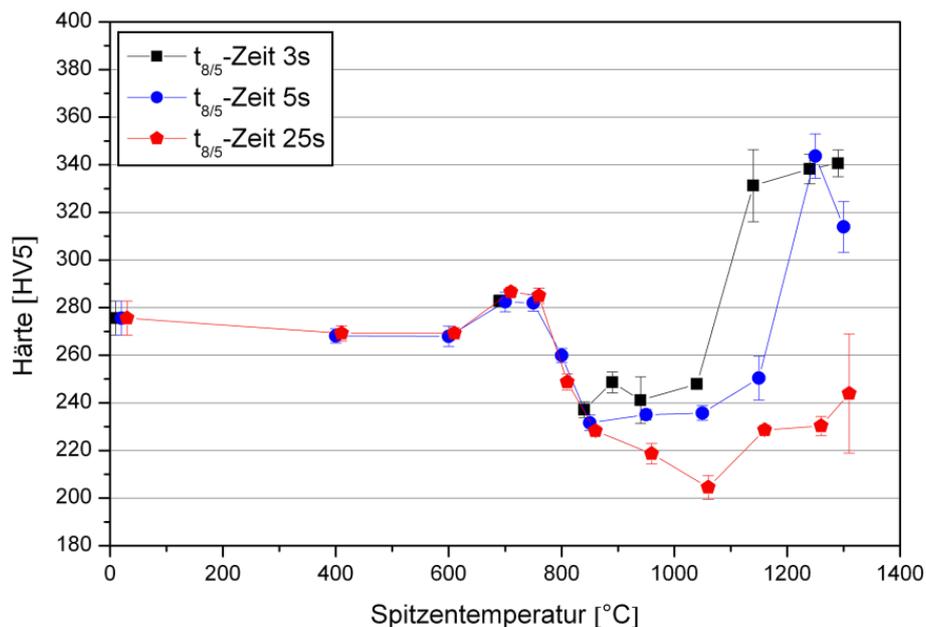


Abbildung 5-84: Härte über Spitztemperatur (S 700MC, Blechdicke 12 mm)

In Abbildung 5-85 sind die Härteverläufe über die Spitztemperatur der Warmbänder mit unterschiedlichen Blechdicken für eine Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 5 s gegenübergestellt. Dabei zeigte sich, dass das Warmband mit Blechdicke 10 mm eine höhere Härte aufweist als die anderen Warmbänder. Ferner zeigte sich, wie bereits erwähnt, kaum eine Aufhärtung im subkritischen Bereich und es kommt auch nicht zu einer so starken Aufhärtung in der Grobkornzone wie bei den anderen Warmbändern. Die höhere Härte im Grundwerkstoff bei einer Blechdicke von 10 mm und das Fehlen der Aufhärtung im subkritischen Bereich deuten auf eine höhere Anlasstemperatur im Herstellungsprozess als bei den anderen Bändern hin.

Die relative Erweichung in Abhängigkeit von der Spitztemperatur für eine Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 5 s ist in Abbildung 5-86 aufgetragen; dabei diente die jeweilige Grundwerkstoffhärte als Referenzgröße. Es zeigte sich, dass das Warmband mit 10 mm Blechdicke den größten Härteabfall im Vergleich zur Grundwerkstoffhärte aufweist.

Der größere Härteabfall könnte durch die höhere Anlasstemperatur im Herstellungsprozess bedingt sein. So kann es zu einer vermehrten Kohlenstoffausscheidung in Form von Karbiden gekommen sein. Auf Grund dieser Karbide verarmt die Matrix an Kohlenstoff, was sich in einer geringeren Härte bei Temperaturen über 800 C und der etwas geringeren Aufhärtung in der Grobkornzone beim Warmband mit 10 mm Blechdicke bemerkbar macht.

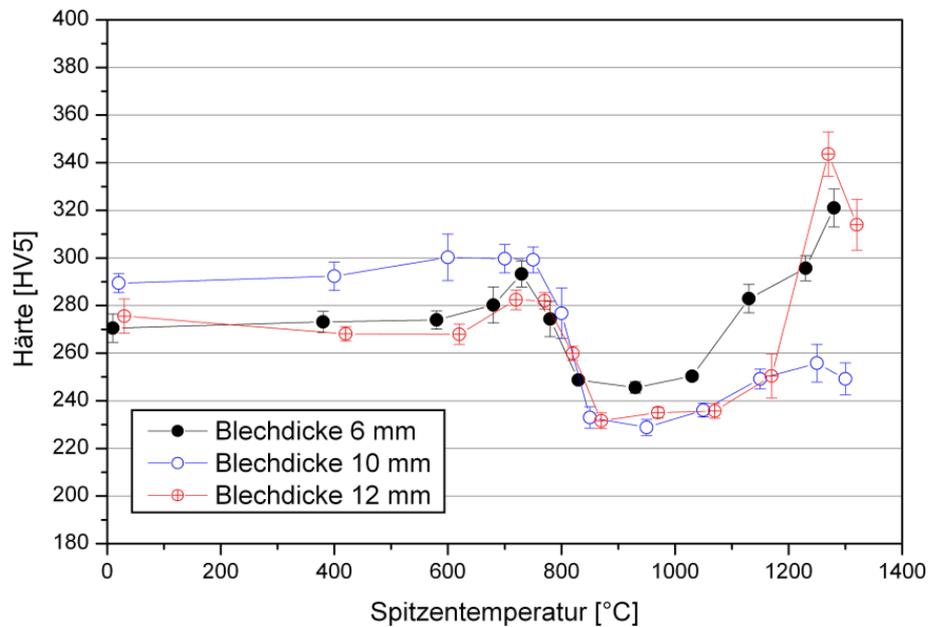


Abbildung 5-85: Härte über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s (S 700MC)

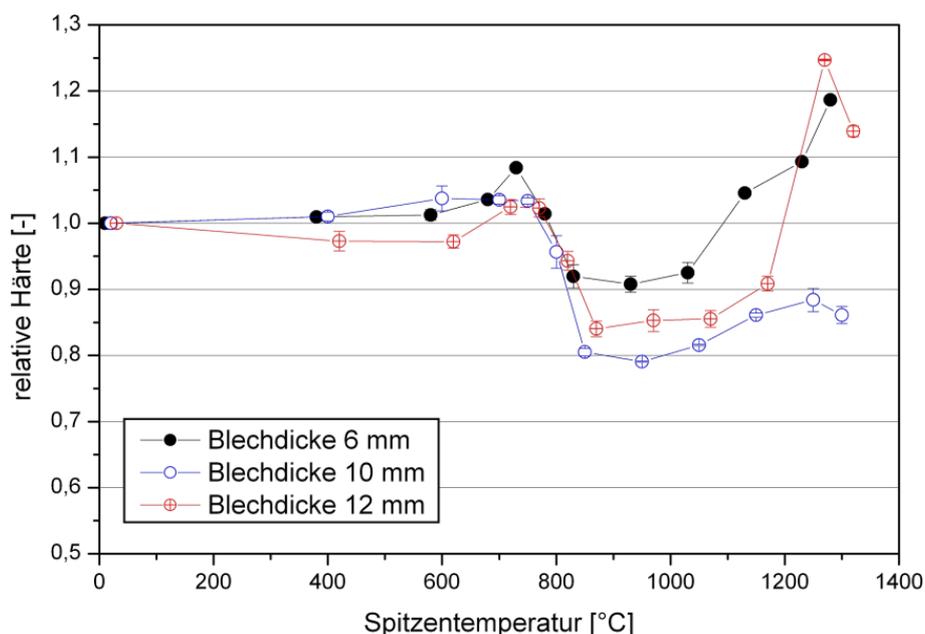


Abbildung 5-86: Relative Härte über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s (S 700MC)

Die Härte in Abhängigkeit von der Spitztemperatur und der Abkühlzeit $t_{8/5}$ bei den Doppelzyklen ist in Abbildung 5-87 und Abbildung 5-88 dargestellt. Hier ist festzustellen, dass bei kürzeren Abkühlzeiten $t_{8/5}$ das Härteniveau bei Erwärmung über die A_{c1} -Temperatur im Sekundärzyklus höher ist.

In Tabelle 5-1 wurden die Ergebnisse aus Abbildung 5-87 und Abbildung 5-88 tabellarisch zusammengefasst und die Veränderung der Härte durch einen sekundären Temperaturzyklus im Vergleich zum Einfachzyklus graphisch dargestellt.

Tabelle 5-1: Veränderung der Härte durch eine sekundäre Erwärmung in Abhängigkeit von der Spitztemperatur und der Abkühlzeit $t_{8/5}$

1. Temperaturzyklus	Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s]	2. Temperaturzyklus		
		Subkritische Zone (750°C)	Feinkornzone (950°C)	Grobkornzone(1250°C)
Subkritische Zone (750°C)	5	→	↓↓	↓
	25	→	↓↓	↓↓
Feinkornzone (950°C)	5	↑	↓	↑↑
	25	→	↓	↑
Grobkornzone (1250°C)	5	↑↑	↓	↑↑
	25	↑↑	↓	→

↑↑ Starker Anstieg
 ↑ Leichter Anstieg
 → Keine Veränderung
 ↓ Leichter Abfall
 ↓↓ Starker Abfall

Die Härtewerte der Einfachzyklen sind in Abbildung 5-87 und Abbildung 5-88 als Referenzwerte angeführt, um die Auswirkung einer nachfolgenden Wärmebehandlung darstellen zu können. Ein subkritischer Einfachzyklus bewirkt beim untersuchten Material, unabhängig von der Abkühlzeit $t_{8/5}$, eine im Vergleich zum Grundwerkstoff minimale Aufhärtung (ca. 3 %). Die Aufbringung eines sekundären subkritischen Zyklus bewirkt keine Änderung in der Härte. Durch eine sekundäre Erwärmung auf das Temperaturniveau der Feinkornzone (950°C) tritt ein Abfall der Härte auf, welche in Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ in etwa der Größe des Einfachzyklus im Temperaturbereich der Feinkornzone liegt. Ein anschließender Grobkornzyklus mit kurzer Abkühlzeit $t_{8/5}$ (5 s) erhöht das Härteniveau auf etwa die Grundwerkstoffhärte, wohingegen bei langen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ die Härte leicht über dem Niveau des einfachen Feinkornzyklus liegt.

Der Einfachzyklus mit einer Spitztemperatur im Bereich der Feinkornzone führt in Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ zum größtmöglichen Härteabfall in der WEZ (ca. 21 %) im Vergleich zur Grundwerkstoffhärte. Ein darauffolgender subkritischer Temperaturzyklus führt bei kurzen und langen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ zu einem geringen Anstieg der Härte, während ein folgender sekundärer Feinkornzyklus einen weiteren leichten Abfall der Härte unabhängig von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ bewirkt. Durch die anschließende Erwärmung in den Bereich der Grobkornbildung kommt es wiederum zu einer Aufhärtung, die mit sinkender Abkühlzeit $t_{8/5}$ stärker ausgeprägt (in etwa Grundwerkstoffhärte) ist gegenüber langen Abkühlzeiten $t_{8/5}$.

Die Grobkornbildung nach einem Einfachzyklus beim Warmband mit einer Blechdicke von 10 mm führt zu einem Abfall der Härte gegenüber dem unbeeinflussten Grundwerkstoff. Diesem Abfall kann

durch einen subkritischen Sekundärtemperaturzyklus entgegengewirkt werden; hier wird bei langen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ (25 s) die Härte des unbeeinflussten Grundwerkstoffes erreicht. Bei kurzen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ (5 s) wird die Härte des Grundwerkstoffes teilweise deutlich überschritten (ca. 20 %). Infolge eines sekundären Feinkornzyklus kommt es zu einem weiteren leichten Härteabfall, wobei in diesem Zusammenhang keine Abhängigkeit von der Spitzentemperatur gegeben ist. Eine abermalige Erwärmung im Bereich der Grobkornbildung führt bei kurzen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ zu einer Aufhärtung über die Härte des unbeeinflussten Grundwerkstoffes hinaus, wohingegen bei langen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ mit keiner Veränderung im Vergleich zum Einfachzyklus zu rechnen ist.

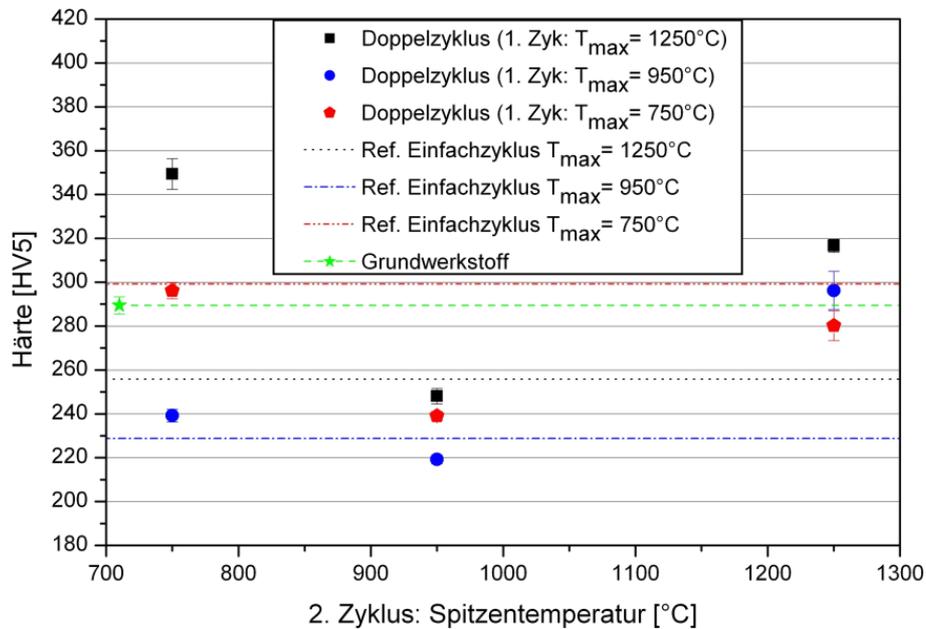


Abbildung 5-87: Doppelzyklen: Härte über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von 5 s (S 700MC, Blechdicke 10 mm)

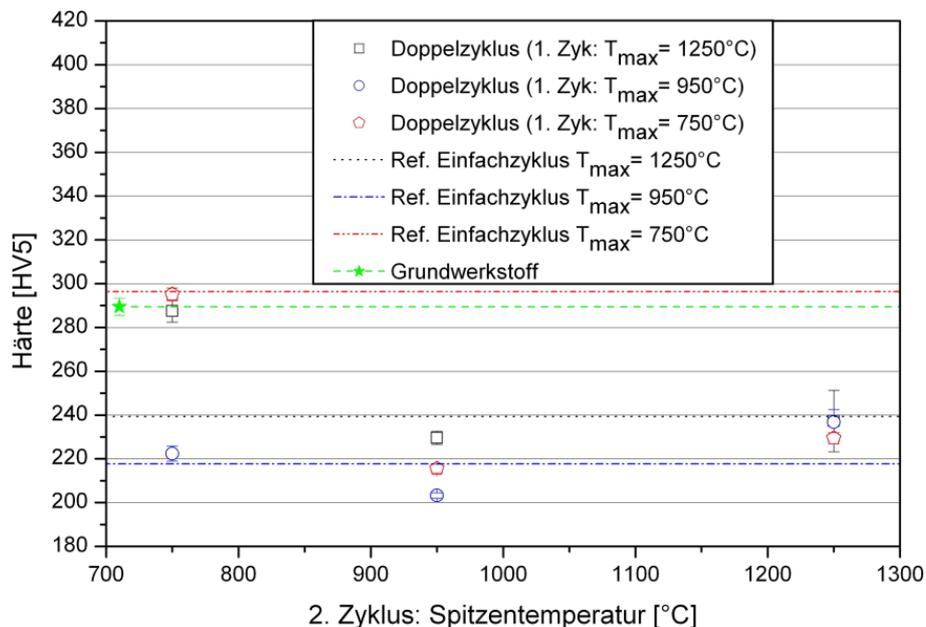


Abbildung 5-88: Doppelzyklen: Härte über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von 25 s (S 700MC, Blechdicke 10 mm)

Weitere Härteverläufe in Abhängigkeit von der Spitztemperatur und der Abkühlzeit $t_{8/5}$ werden im Anhang C in Abbildung C 118 bis Abbildung C 121 gezeigt.

5.4.2 Quasi-statische Zugprüfung

In Abbildung 5-89 bis Abbildung 5-91 sind die Zugfestigkeitswerte aus der thermischen WEZ-Simulation für die Warmbänder mit 6, 10 und 12 mm Blechdicke über die Spitztemperatur aufgetragen. Es zeigte sich ein äquivalentes Verhalten zur Härte über der Spitztemperatur.

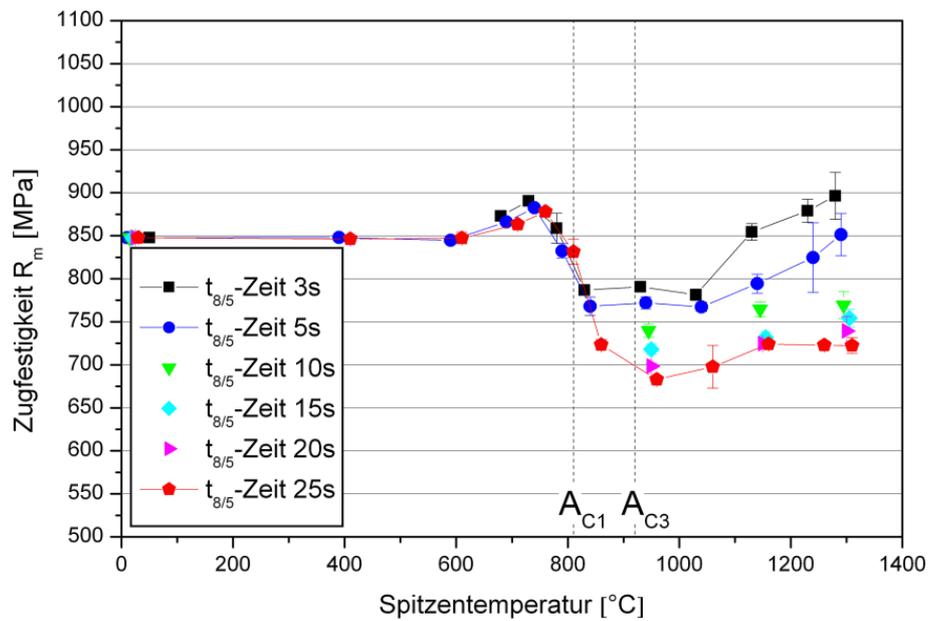


Abbildung 5-89: Zugfestigkeit über Spitztemperatur (S 700MC, Blechdicke 6 mm)

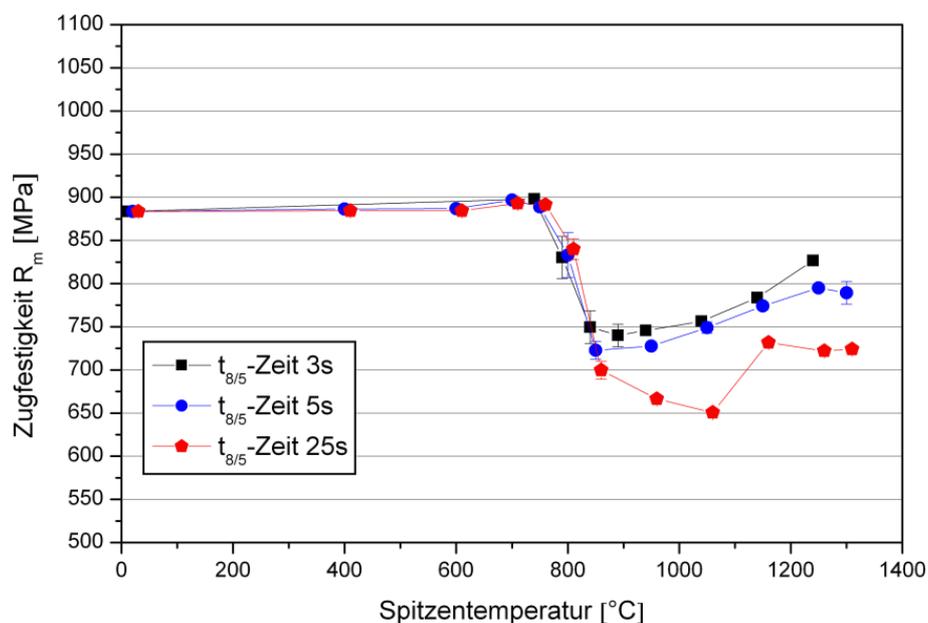


Abbildung 5-90: Zugfestigkeit über Spitztemperatur (S 700MC, Blechdicke 10 mm)

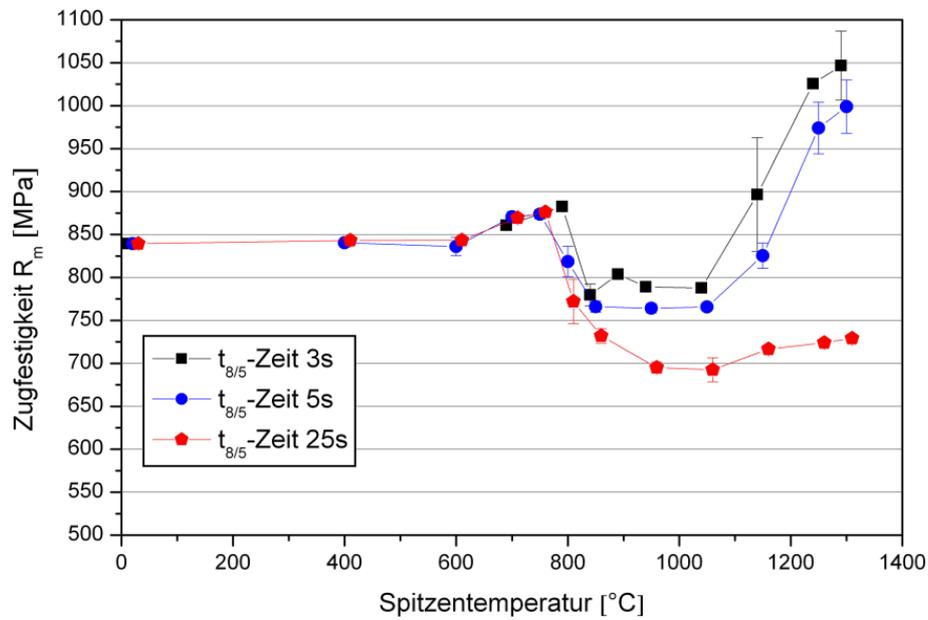


Abbildung 5-91: Zugfestigkeit über Spitztemperatur (S 700MC, Blechdicke 12 mm)

Im Vergleich der blechdickenabhängigen Zugfestigkeitswerte über die Spitztemperatur (Abbildung 5-92 und Abbildung 5-93) kam es zu einem ähnlichen Verhalten wie bei den Härteverläufen über die Spitztemperatur (Abbildung 5-85 und Abbildung 5-86).

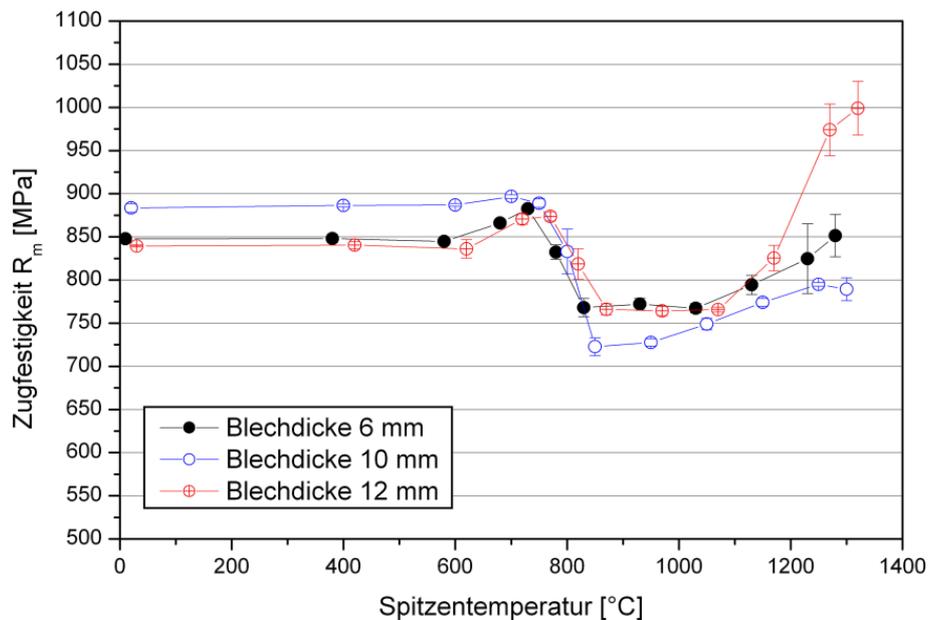


Abbildung 5-92: Zugfestigkeit über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s (S 700MC)

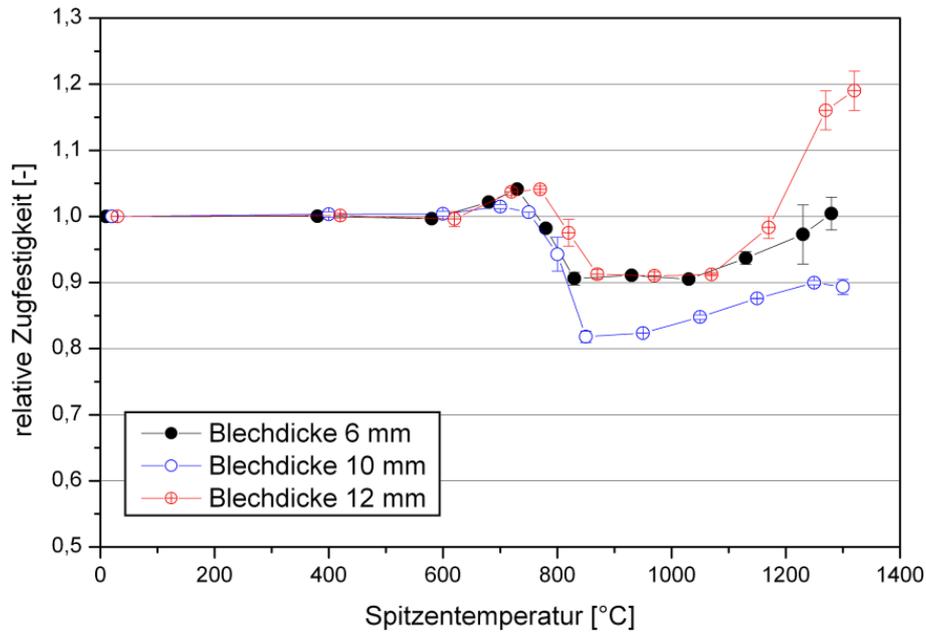


Abbildung 5-93: Relative Zugfestigkeit über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s (S 700MC)

Die Abbildung 5-94 bis Abbildung 5-96 zeigen den Einfluss der Spitztemperatur und der Abkühlzeit $t_{8/5}$ auf die 0,2 %-Dehngrenze. Im subkritischen Bereich kommt es knapp vor A_{c1} zu einem Anstieg der Dehngrenze, bei A_{c1} beginnt, unabhängig von der Abkühlzeit $t_{8/5}$, der Abfall der 0,2 %-Dehngrenze. Bei der Grobkornzone ist bei kurzen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ wieder ein Anstieg zu verzeichnen, jedoch wird das Niveau des Grundwerkstoffes nicht überschritten. Eine Ausnahme ist das Warmband mit einer Blechdicke von 12 mm, bei dem es zu einer geringfügigen Überschreitung des Grundwerkstoffwertes kommt.

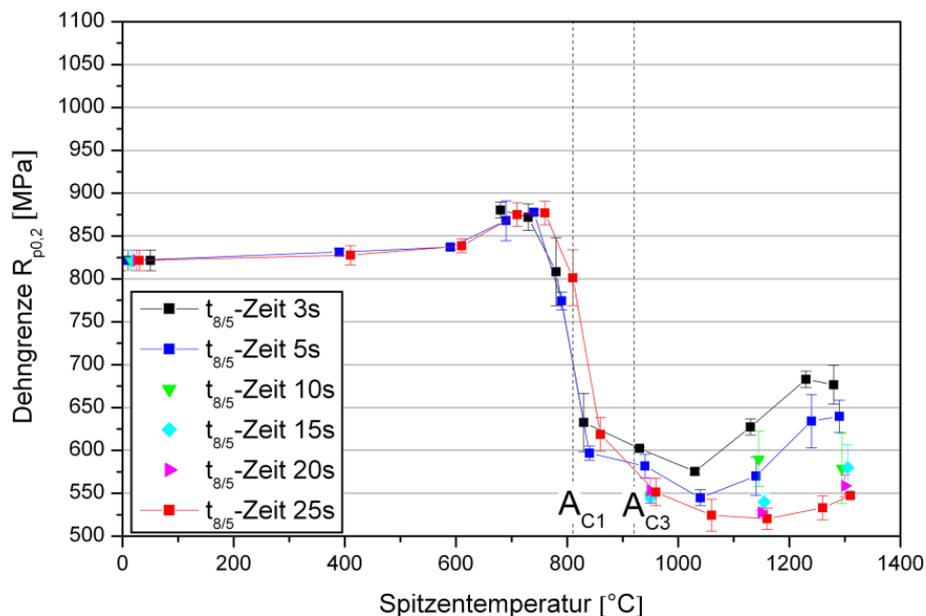


Abbildung 5-94: 0,2 %-Dehngrenze über Spitztemperatur (S 700MC, Blechdicke 6 mm)

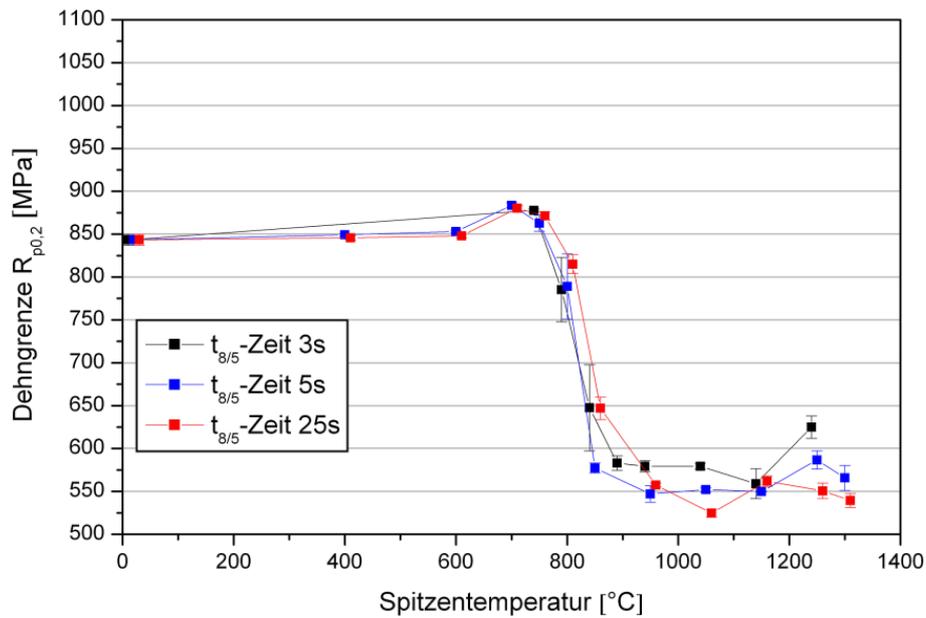


Abbildung 5-95: 0,2 %-Dehngrenze über Spitztemperatur (S 700MC, Blechdicke 10 mm)

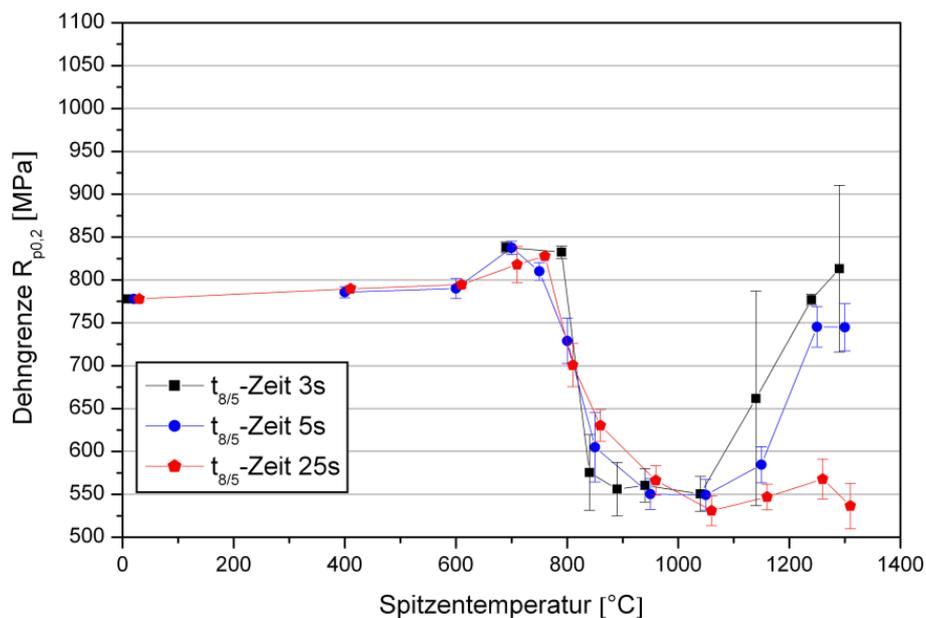


Abbildung 5-96: 0,2 %-Dehngrenze über Spitztemperatur (S 700MC, Blechdicke 12 mm)

Der Vergleich der Warmbänder mit unterschiedlichen Blechdicken (Abbildung 5-97 und Abbildung 5-98) zeigte, dass der Abfall der 0,2 %-Dehngrenze bei sämtlichen Blechdicken sowohl absolut als auch relativ als gleichwertig zu betrachten ist. Das Warmband mit der Blechdicke 12 mm weist im unbeeinflussten Grundwerkstoff und bis zum interkritischen Bereich die geringste 0,2 %-Dehngrenze auf; in der Grobkornzone kommt es hier jedoch zum größten Anstieg bei einer Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 5 s.

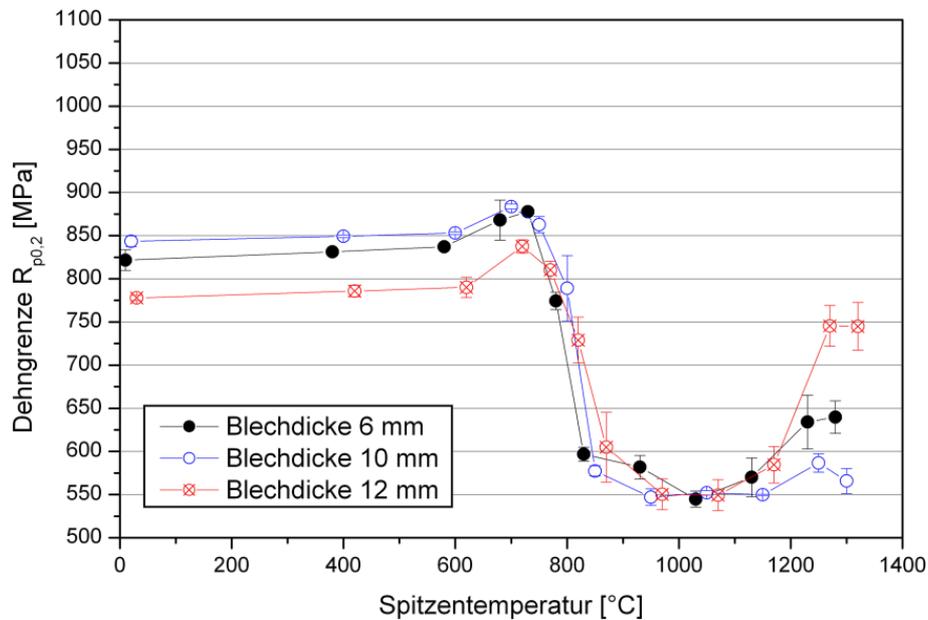


Abbildung 5-97: Dehngrenze über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s (S 700MC)

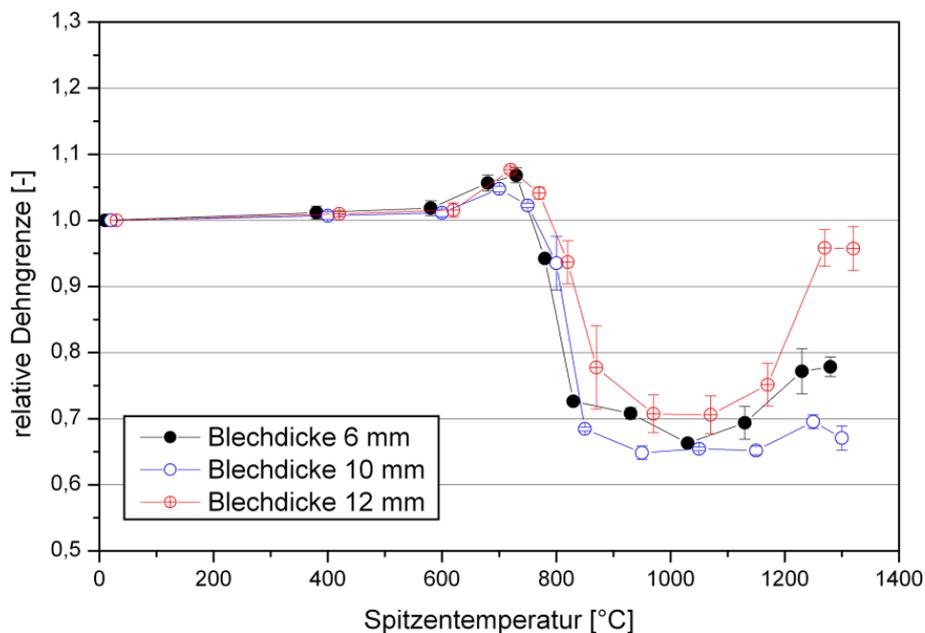


Abbildung 5-98: Relative Dehngrenze über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s (S 700MC)

Die anschließende Betrachtung der Gleichmaßdehnung (Abbildung 5-99 bis Abbildung 5-101) über den Temperaturbereich der physikalischen WEZ-Simulation zeigte, dass es bis zur A_{c1} keinen Unterschied zwischen den unterschiedlichen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ gab. Ab A_{c1} kommt es im teilaustenitisierten Bereich und in der Feinkornzone zu einem Anstieg der Gleichmaßdehnung. Ab dieser Temperatur wirkt sich eine längere Abkühlzeit $t_{8/5}$ in einer Steigerung der Gleichmaßdehnung aus. In der Grobkornzone wiederum kommt es zu einem Abfall der Gleichmaßdehnung, wobei sogar das Niveau des Grundwerkstoffes unterschritten wird.

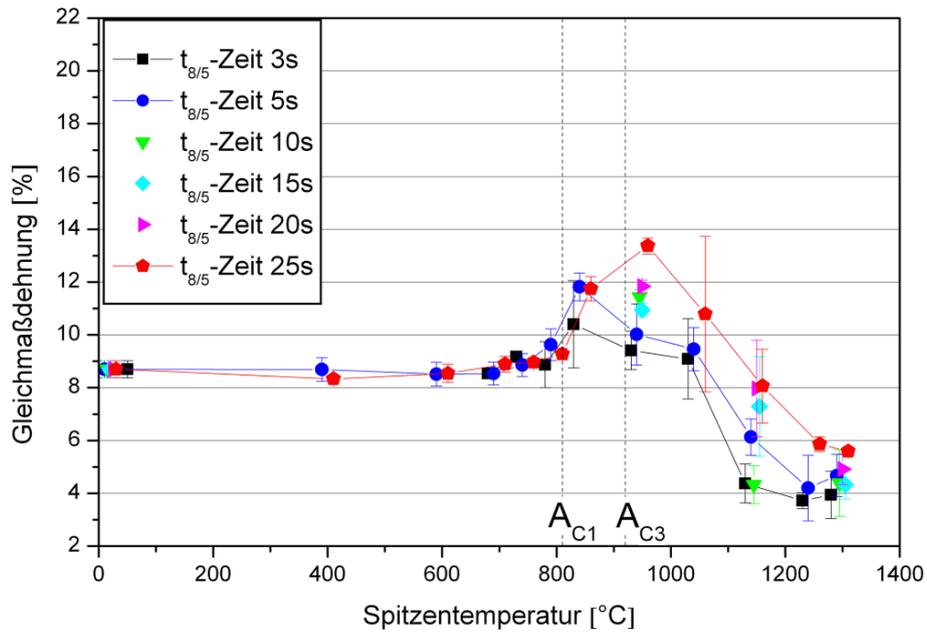


Abbildung 5-99: Gleichmaßdehnung über Spitztemperatur (S 700MC, Blechdicke 6 mm)

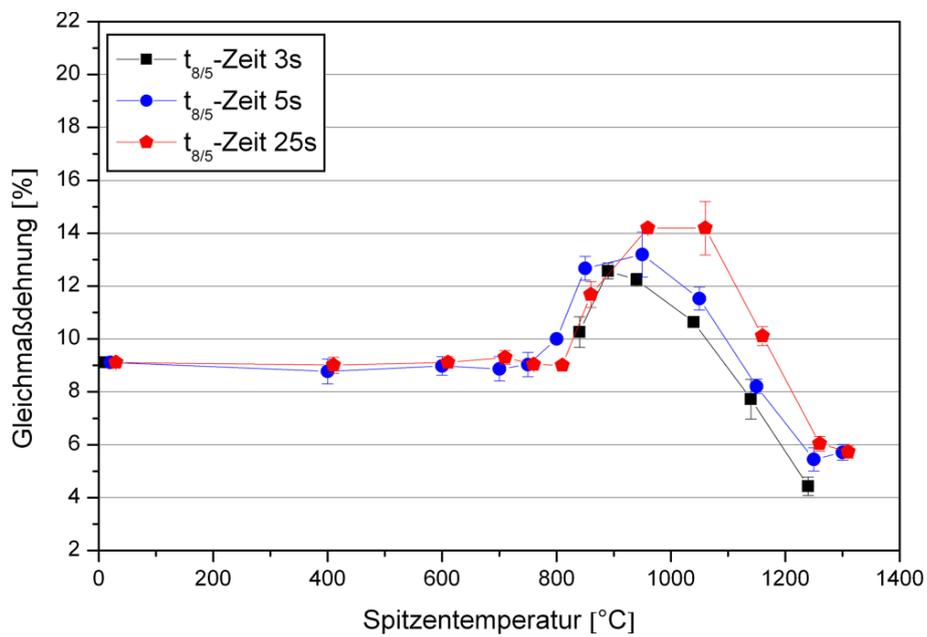


Abbildung 5-100: Gleichmaßdehnung über Spitztemperatur (S 700MC, Blechdicke 10 mm)

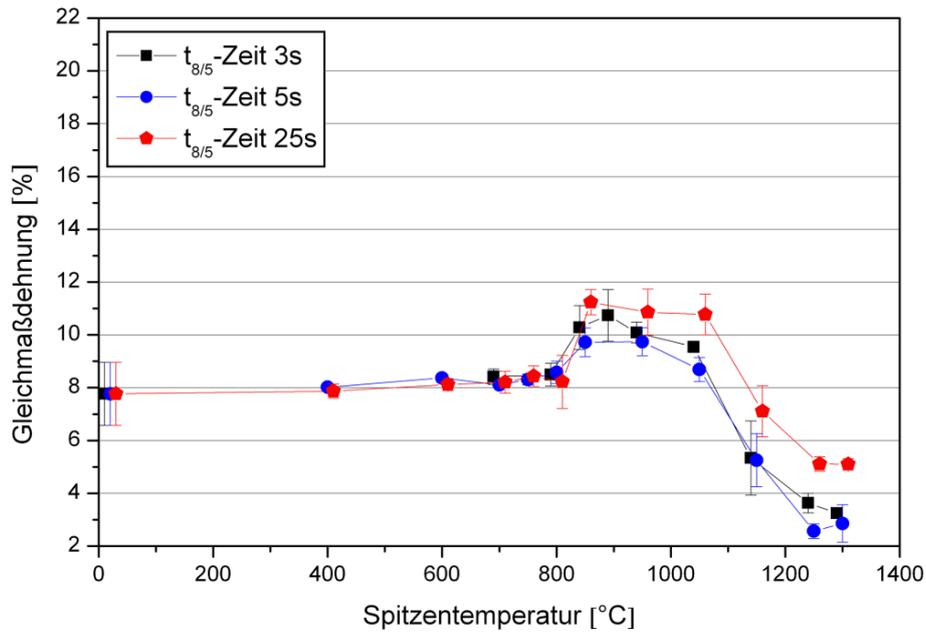


Abbildung 5-101: Gleichmaßdehnung über Spitztemperatur (S 700MC, Blechdicke 12 mm)

Im Vergleich der Warmbandblechdicken untereinander weisen die Blechdicken 6 und 12 mm ein ähnliches Verhalten auf. Bei der Blechdicke 10 mm kommt es über der A_{c1} -Temperatur zu einer Verschiebung der Gleichmaßdehnung zu einem höheren Niveau bei einer Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 5 s (Abbildung 5-102 und Abbildung 5-103).

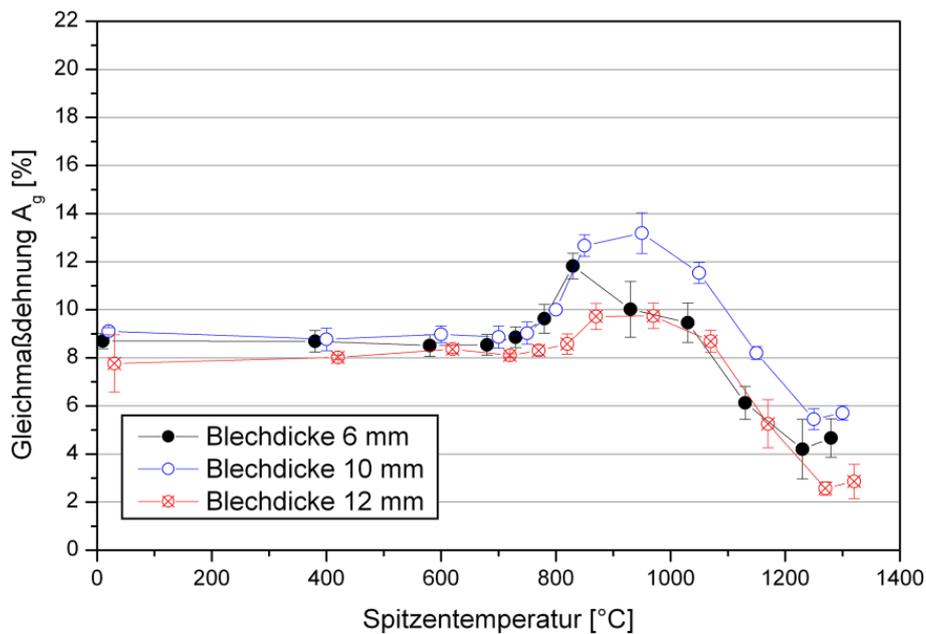


Abbildung 5-102: Gleichmaßdehnung über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s (S 700MC)

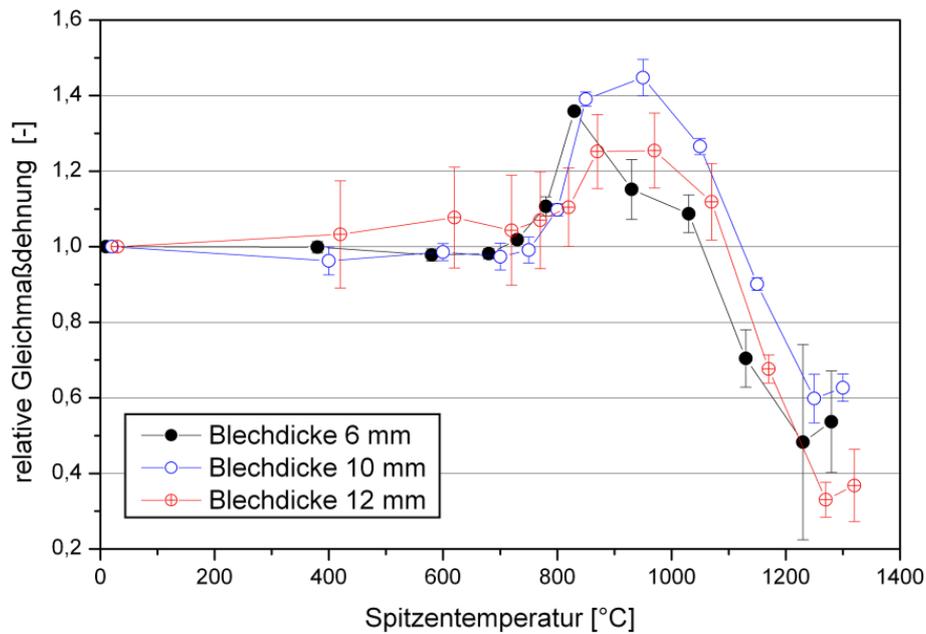


Abbildung 5-103: Relative Gleichmaßdehnung über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s (S 700MC)

Die mechanischen Kennwerte über der Spitztemperatur für weitere Abkühlzeiten $t_{8/5}$ sind im Anhang C unter Abbildung C 122 bis Abbildung C 133 angeführt.

Die Zugfestigkeit in Abhängigkeit von den Spitztemperaturen und den Abkühlzeiten $t_{8/5}$ bei Doppelzyklen sind in Abbildung 5-104 und Abbildung 5-105 angeführt; dabei zeigte sich ein korrelierendes Verhalten zur Härte (Abbildung 5-87 und Abbildung 5-88).

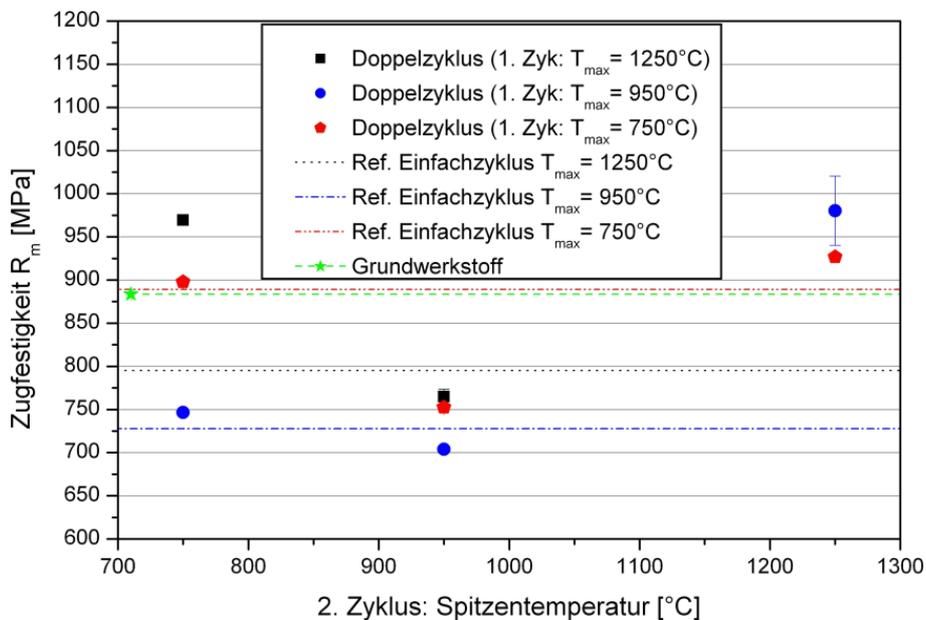


Abbildung 5-104: Doppelzyklen: Zugfestigkeit über die Spitztemperaturen bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s (S 700MC, Blechdicke 10 mm)

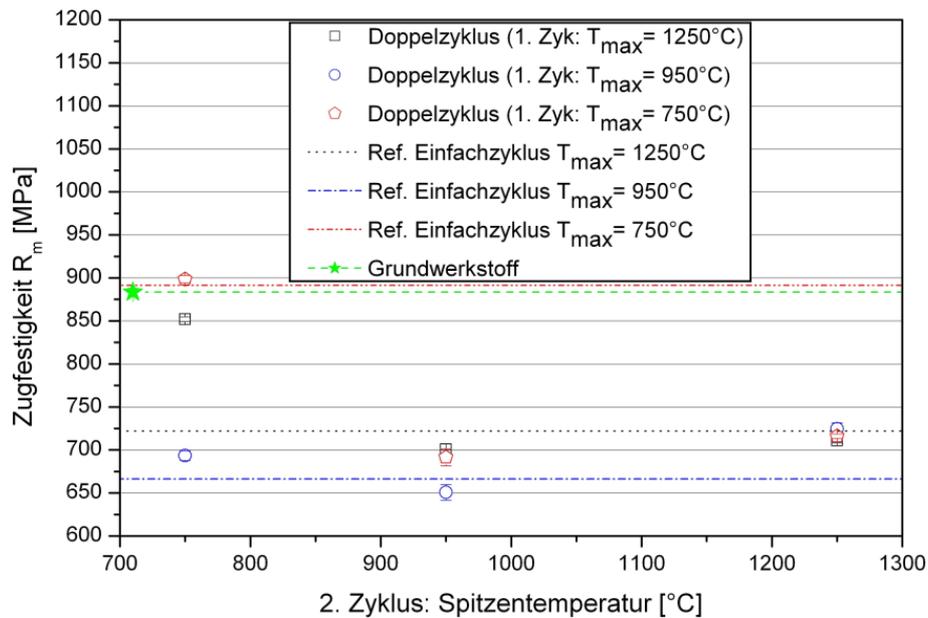


Abbildung 5-105: Doppelzyklen: Zugfestigkeit über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25$ s (S 700MC, Blechdicke 10 mm)

Im Hinblick auf die 0,2 %-Dehngrenze (Abbildung 5-106 und Abbildung 5-107) kommt es bei der Kombination der verschiedenen Temperaturzyklen zu einem ähnlichen Verhalten wie bei der Härte und der Zugfestigkeit, wobei sich die Größenordnung bei manchen Kombinationen leicht unterschied.

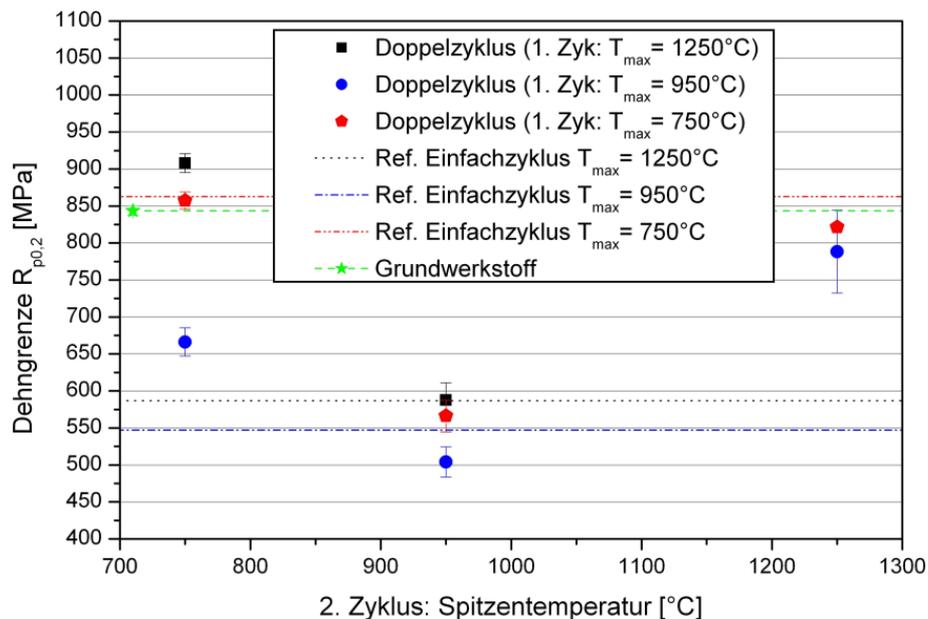


Abbildung 5-106: Doppelzyklen: 0,2 %-Dehngrenze über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s (S 700MC, Blechdicke 10 mm)

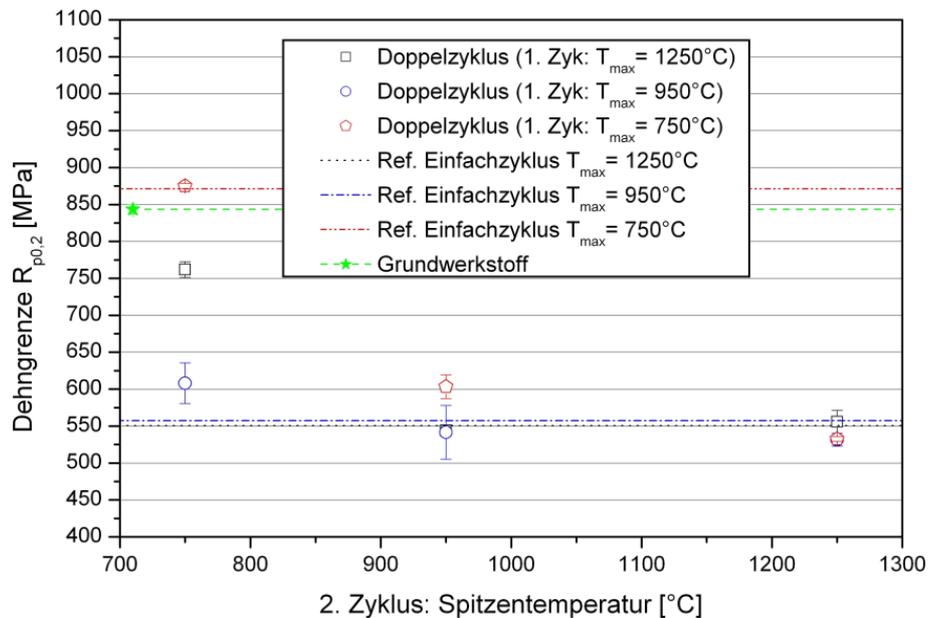


Abbildung 5-107: Doppelzyklen: 0,2 %-Dehngrenze über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25$ s (S 700MC, Blechdicke 10 mm)

Die Gleichmaßdehnung als Funktion der Spitzentemperaturen und Abkühlzeiten $t_{8/5}$ (5 s und 25 s) bei Doppelzyklen sind in Abbildung 5-108 und Abbildung 5-109 dargestellt. Eine Kombination von zwei subkritischen Temperaturzyklen führt unabhängig von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ zu einem weiteren leichten Abfall der Gleichmaßdehnung gegenüber dem Einfachzyklus oder dem unbeeinflussten Grundwerkstoff. Ein anschließender Feinkornzyklus nach einem subkritischen Temperaturzyklus führt im Vergleich zum Grundwerkstoff zu einer Erhöhung der Gleichmaßdehnung (ca. 15 %), wobei auch hier keine Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ gegeben ist. Durch einen nachfolgenden Grobkornzyklus kommt es zu einem massiven Abfall der Gleichmaßdehnung auf 2 % bzw. 6 %. Dieser Abfall ist von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ abhängig und steigt mit sinkender Abkühlzeit $t_{8/5}$.

Ein einfacher Feinkornzyklus bewirkt eine Verbesserung der Gleichmaßdehnung gegenüber dem unbeeinflussten Grundwerkstoff um ca. 35 %. Ein Einfluss der Abkühlzeit $t_{8/5}$ ist ebenfalls gegeben. Infolge eines anschließenden subkritischen Temperaturzyklus beziehungsweise Feinkornzyklus kommt es zu einem Abfall der Gleichmaßdehnung, wobei hier eine Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ kaum gegeben ist. Mit einer sekundären Erwärmung in den Bereich der Grobkornbildung, kommt es in Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ zu einem massiven Abfall der Gleichmaßdehnung auf 2 % bzw. 4 %, die mit kürzerer Abkühlzeit $t_{8/5}$ stärker ausgeprägt ist.

Die einfache Erwärmung mit einem Grobkornzyklus führt im Vergleich zum Grundwerkstoff zu einem Abfall der Gleichmaßdehnung. Durch einen anschließenden subkritischen Temperaturzyklus fällt das Niveau bei kurzen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ weiter ab, während bei langen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ die Gleichmaßdehnung wiederum erhöht wird. Durch die Erwärmung im Bereich der Feinkornbildung erhöht sich wiederum die Gleichmaßdehnung in Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ um 25 % bzw. 40 %. Die zweimalige Aufbringung eines Grobkornzyklus bewirkt bei langen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ einen Abfall auf das Niveau des Einfachzyklus.

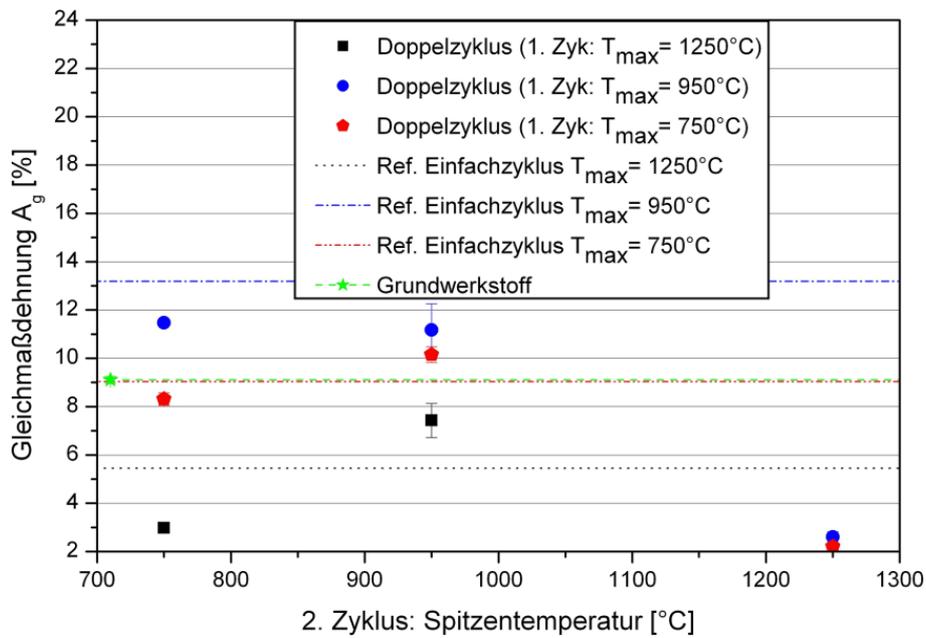


Abbildung 5-108: Doppelzyklen: Gleichmaßdehnung über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s (S 700MC, Blechdicke 10 mm)

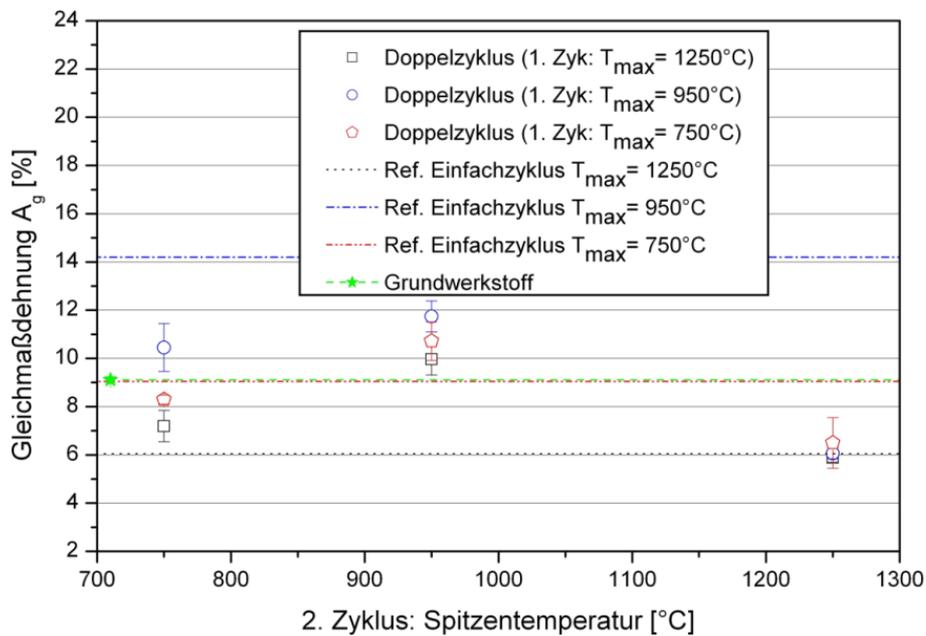


Abbildung 5-109: Doppelzyklen: Gleichmaßdehnung über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25$ s (S 700MC, Blechdicke 10 mm)

5.4.3 Fließkurven

In Abbildung 5-110 sind die Fließkurven unterschiedlicher charakteristischer Bereiche der WEZ dargestellt; dabei zeigt sich im Hinblick auf das Festigkeitsniveau der Kurven das Verhalten aus der Zugfes-

tigkeitsermittlung (Abbildung 5-89). Die Fließkurve mit dem geringsten Festigkeitsniveau entsteht durch eine Aufheizung auf 950 °C Spitztemperatur, im Gegensatz dazu wird im subkritischen Erhitzungsbereich die größte Festigkeit erreicht.

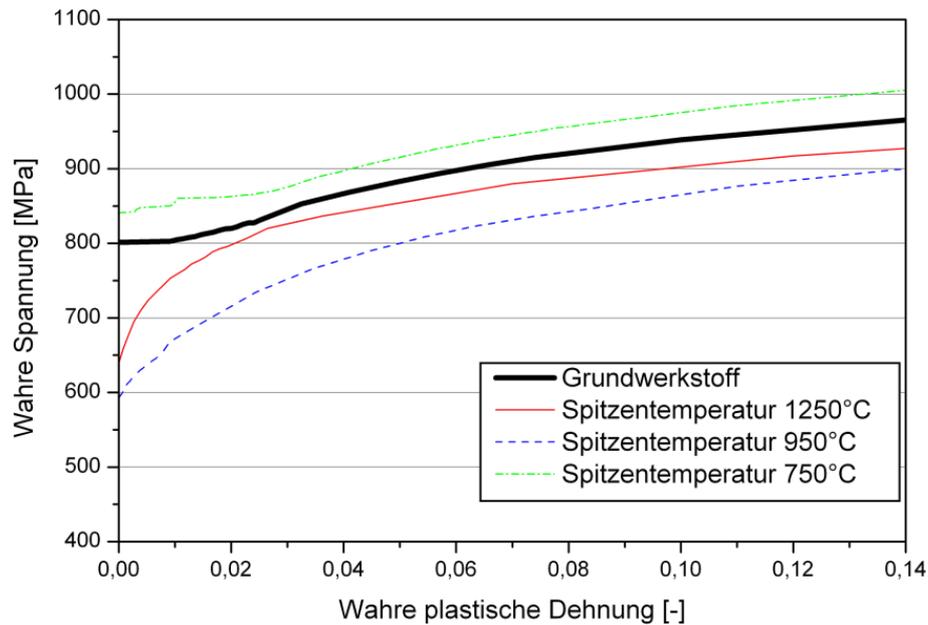


Abbildung 5-110: Fließkurven des Grundwerkstoffes und der homogenen WEZ-Simulationen mit unterschiedlichen Spitztemperaturn, S 700MC Blechdicke 6 mm, Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s

Der Einfluss der Abkühlzeit $t_{8/5}$ auf die Fließkurven wird in Abbildung 5-111 gezeigt. Anzumerken ist, dass die Abkühlzeit $t_{8/5}$ bis zur A_{c1} -Temperatur keinen Einfluss auf die Fließkurve ausübt. Im Bereich der Feinkorn- und Grobkornzone kommt es mit steigender Abkühlzeit $t_{8/5}$ zu einer Absenkung des Festigkeitsniveaus.

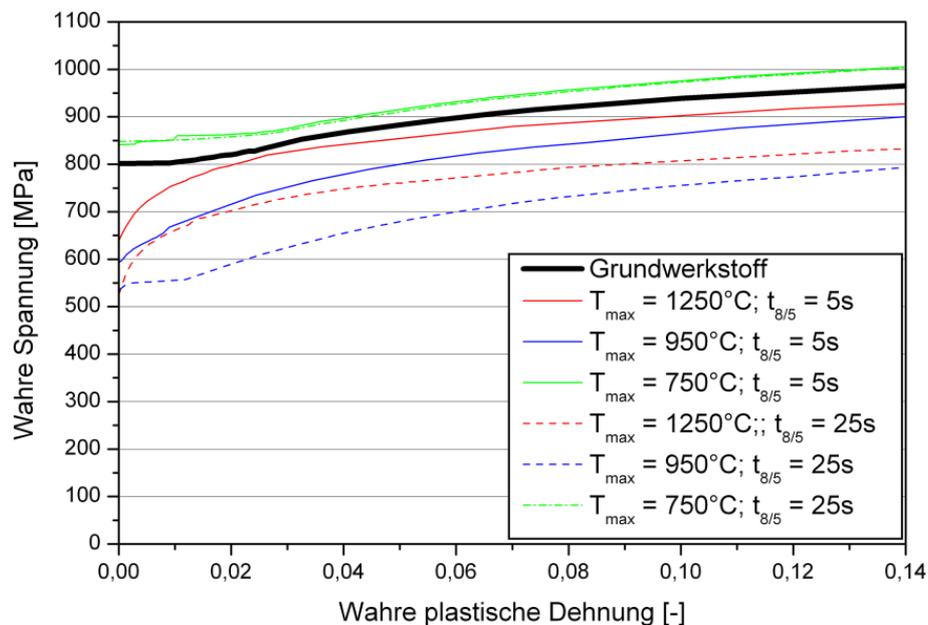


Abbildung 5-111: Vergleich der Fließkurven mit unterschiedlichen Spitztemperaturn und Abkühlzeiten $t_{8/5}$, S 700MC Blechdicke 6mm

Im Vergleich der Blechdicken ist festzuhalten, dass das Warmband mit 10 mm Blechdicke das höchste Festigkeitsniveau im unbeeinflussten Grundwerkstoff aufweist (Abbildung 5-112). Das Festigkeitsniveau fällt jedoch bei einer Erwärmung auf 950 °C stärker ab als bei den Warmbändern mit anderen Blechdicken.

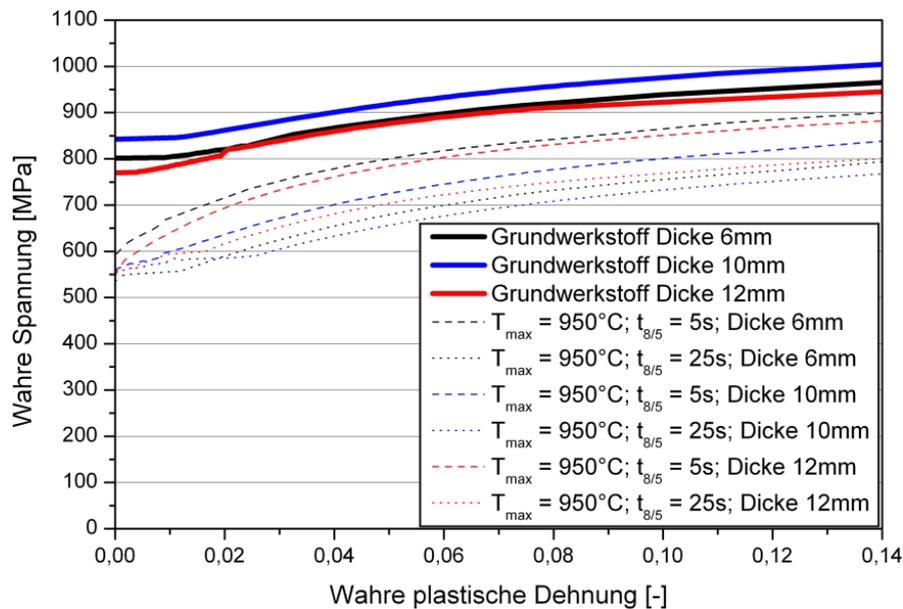


Abbildung 5-112: Vergleich der Fließkurven der unterschiedlichen Blechdicken (Grundwerkstoff und homogene WEZ-Simulation)

Im Vergleich der WEZ-Simulation mit Doppelzyklen und dem Grundwerkstoff zeigt sich, dass das Festigkeitsniveau der Fließkurven mit sekundärem Feinkornzyklus unter dem des Grundwerkstoffes und der anderen Zyklenkombinationen liegt. Die Fließkurve mit dem primären Feinkornzyklus und anschließendem subkritischen Zyklus erreicht ein ähnliches Festigkeitsniveau wie die Fließkurven mit dem sekundären Feinkornzyklus. Die Fließkurven mit dem sekundären Grobkornzyklus beziehungsweise mit einem primären Grobkornzyklus und anschließendem subkritischem Zyklus weisen hingegen die höchste Festigkeit auf (Abbildung 5-113).

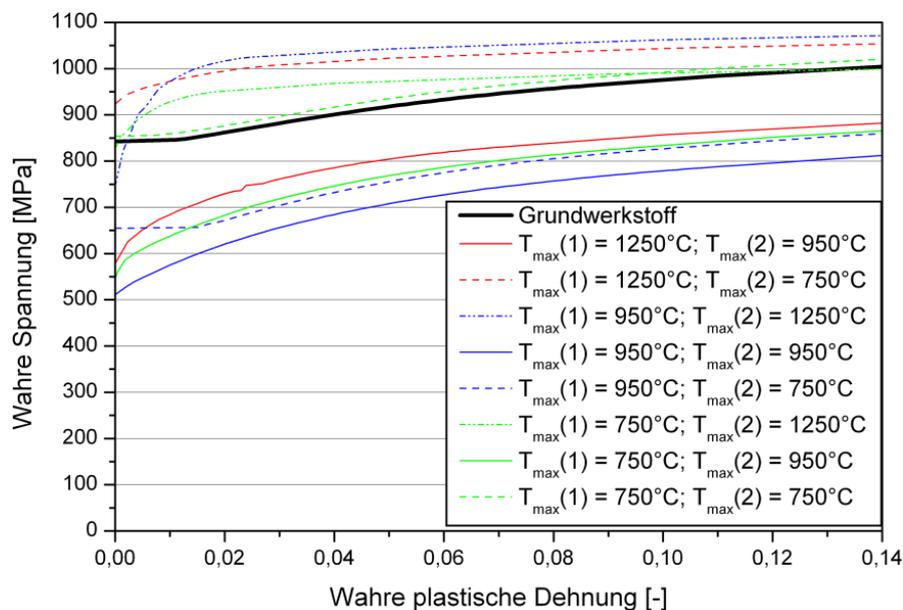


Abbildung 5-113: Vergleich der Fließkurven der WEZ-Simulation mit Doppelzyklen

5.5 Heterogene physikalische WEZ-Simulation

Diese Art der WEZ-Simulation wurde für die Erzeugung einer definierten Erweichung ohne vorangegangenen Fügeprozess herangezogen.

5.5.1 Quasi-statische Zugprüfung

In Abbildung 5-114 wird die Zugfestigkeit einer lokal erweichten WEZ-Simulatorprobe gezeigt. Zu sehen sind der bereits bekannte Festigkeitsabfall mit steigender relativer WZ-Breite und der Einfluss unterschiedlicher Prüfquerschnitte und WZ-Festigkeitsniveaus. Das Festigkeitsniveau in der WZ übt einen deutlichen Einfluss auf die Probenfestigkeit aus und senkt das Festigkeitsniveau gegenüber den Proben mit der höheren WZ-Festigkeit um ca. 12 %. Der Prüfquerschnitt hat ebenfalls einen Einfluss auf die Festigkeit der lokal erweichten Probe; das Dicke- zu Breite-Verhältnis beträgt in den untersuchten Fällen 0,6 bzw. 1,0. Die Aussage von Satoh und Toyoda (1970a) über den Vorteil eines geringen Dicke- zu Breite-Verhältnisses wird durch die vorliegende Untersuchung bestätigt. Zur Information sind die beiden Festigkeitsniveaus von homogen erweichten Proben (lange und kurze Abkühlzeit $t_{8/5}$) dargestellt. Diese wurden selbst bei großen relativen WZ-Breiten nicht erreicht.

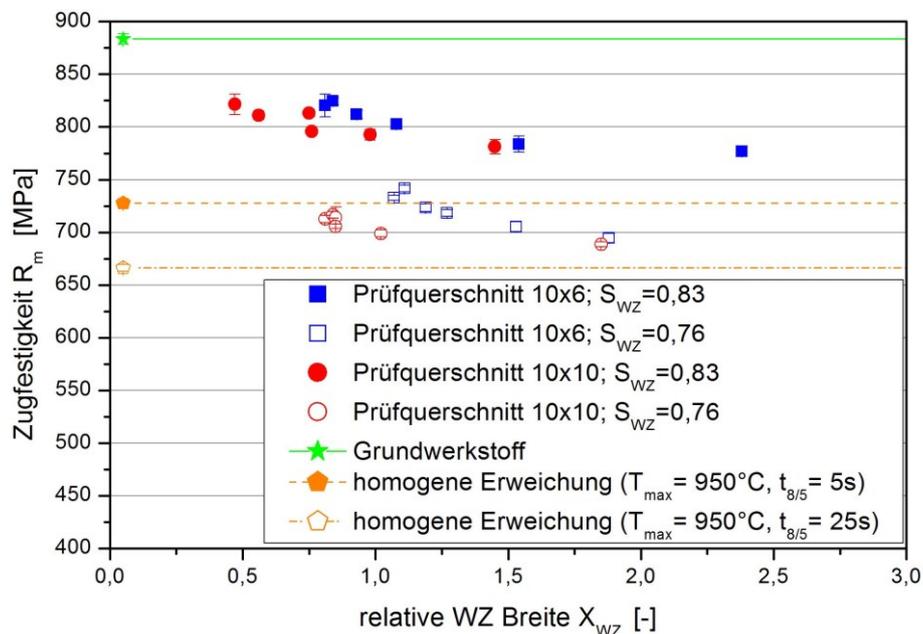


Abbildung 5-114: Zugfestigkeit R_m über der relativen WZ-Breite X_{WZ}

Die 0,2 %-Dehngrenze über die relative WZ-Breite ist in Abbildung 5-115 angeführt; hier zeigt sich ebenfalls ein Abfall der Dehngrenze mit steigender relativer WZ-Breite beziehungsweise mit sinkendem WZ-Festigkeitsniveau. Der Einfluss des WZ-Festigkeitsniveaus auf die 0,2 %-Dehngrenze ist jedoch nicht so stark ausgeprägt wie zuvor bei der Zugfestigkeit und verschwindet zur Gänze bei größeren relativen WZ-Breiten. Die Behinderung der Querkontraktion in der WZ führt bei geringen relativen WZ-Breiten zu einer Erhöhung der 0,2 %-Dehngrenze gegenüber den homogen erweichten Pro-

ben. Der Prüfquerschnitt hat wie zuvor auf die Zugfestigkeit auch einen Einfluss auf die 0,2 %-Dehngrenze.

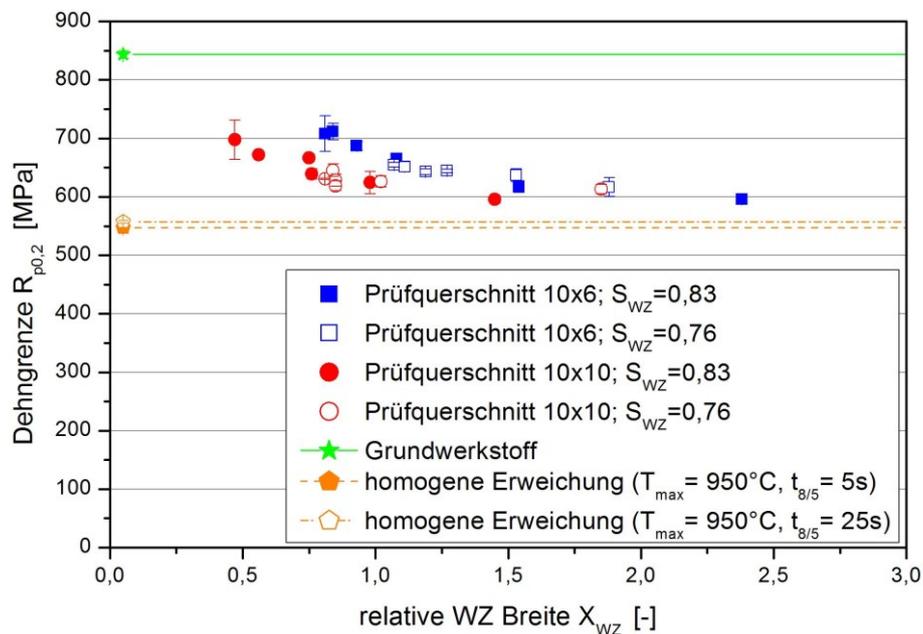


Abbildung 5-115: 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ über die relative WZ-Breite

Durch das Auftreten einer lokalen Erweichung kommt es zu einer aus der Literatur (Bakshi, et al., 1962) und den Realschweißversuchen bekannten Beeinflussung der Gleichmaßdehnung. Diese wird insofern beeinflusst, indem es zu einem Abfall der Dehnung bei kleinen relativen WZ-Breiten mit einem anschließenden Wiederanstieg bei Vergrößerung der relativen WZ-Breite kommt. In Abbildung 5-116 wurde die Gleichmaßdehnung einer WEZ-Simulatorprobe dargestellt; ab einer relativen WZ-Breite $X_{WZ} = ca. 0,5$ bzw. $X_{WZ} = ca. 0,75$ zeigte sich ein Anstieg. Bei welcher relativen WZ-Breite es zu einem Anstieg kommt, ist in diesem Fall abhängig vom eingesetzten Prüfquerschnitt. Das Festigkeitsniveau der lokalen WZ hat hier keinen Einfluss auf den Kurvenverlauf.

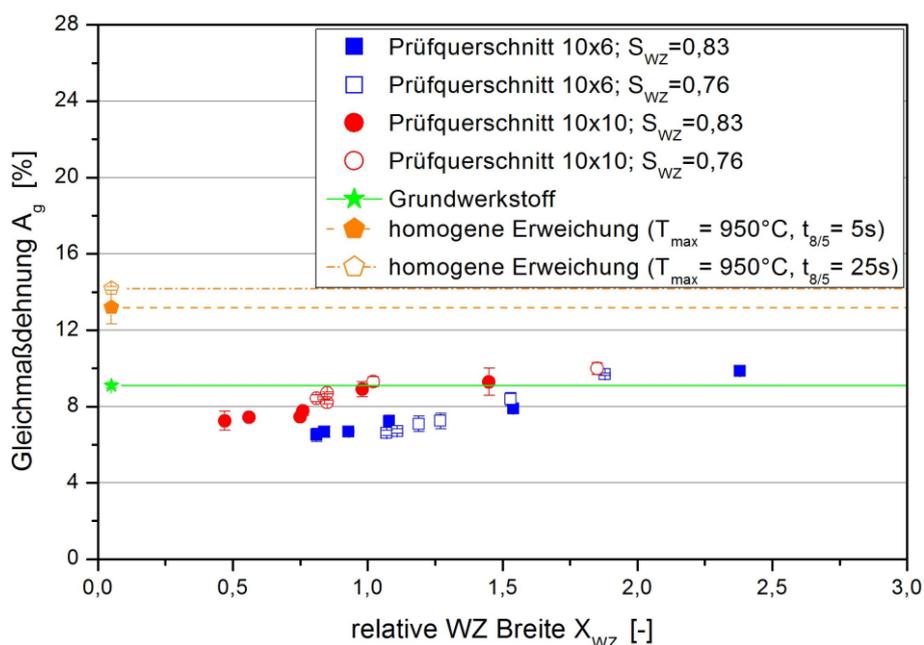


Abbildung 5-116: Gleichmaßdehnung A_g über die relative WZ-Breite

5.5.1.1 Vergleich mit den Ergebnissen der Realschweißungen

In Abbildung 5-117 wurden die Ergebnisse aus den mehrlagigen Evenmatched-Schweißversuchen und der heterogenen physikalischen WEZ-Simulation gegenübergestellt; somit war es möglich, auf Grund des sehr ähnlichen Härteprofils über die Verbindung beziehungsweise Erweichung die Abhängigkeit der globalen Festigkeit von einer lokalen Erweichung über einen großen Bereich darzustellen. Die heterogene physikalische WEZ-Simulation weist im Vergleich zu den realen Schweißverbindungen nur eine simulierte Erweichung in der Mitte der Probe auf, wohingegen Realschweißverbindungen zwei erweichte Wärmeeinflusszonen besitzen (links und rechts neben dem Schweißgut). Auf Grund der Stützwirkung durch das Evenmatched-Schweißgut in der Mitte der beiden Erweichungen ist dieser Umstand jedoch irrelevant, und der Bruch tritt in der Regel in einer dieser Zonen („schwächstes Glied“) ein. Zudem bestätigen sich die Aussagen aus der Literatur (Mochizuki, et al., 2004) und die Ergebnisse der numerischen Simulation (siehe 5.6.5), wonach bei für den MAG-Schweißprozess üblichen Schweißgutbreiten mit keiner negativen Beeinflussung in Form einer Abschwächung der Verbindungsfestigkeit zu rechnen ist.

Überdies zeigte sich, dass selbst bei sehr großen relativen WZ-Breiten ($X_{WZ} \geq 2,0$) nicht das geringe Festigkeitsniveau der homogenen Erweichung erreicht wird. Die Verifizierung durch eine FE-Simulation brachte ebenfalls eine sehr gute Übereinstimmung mit den Ergebnissen aus der heterogenen physikalischen WEZ-Simulation.

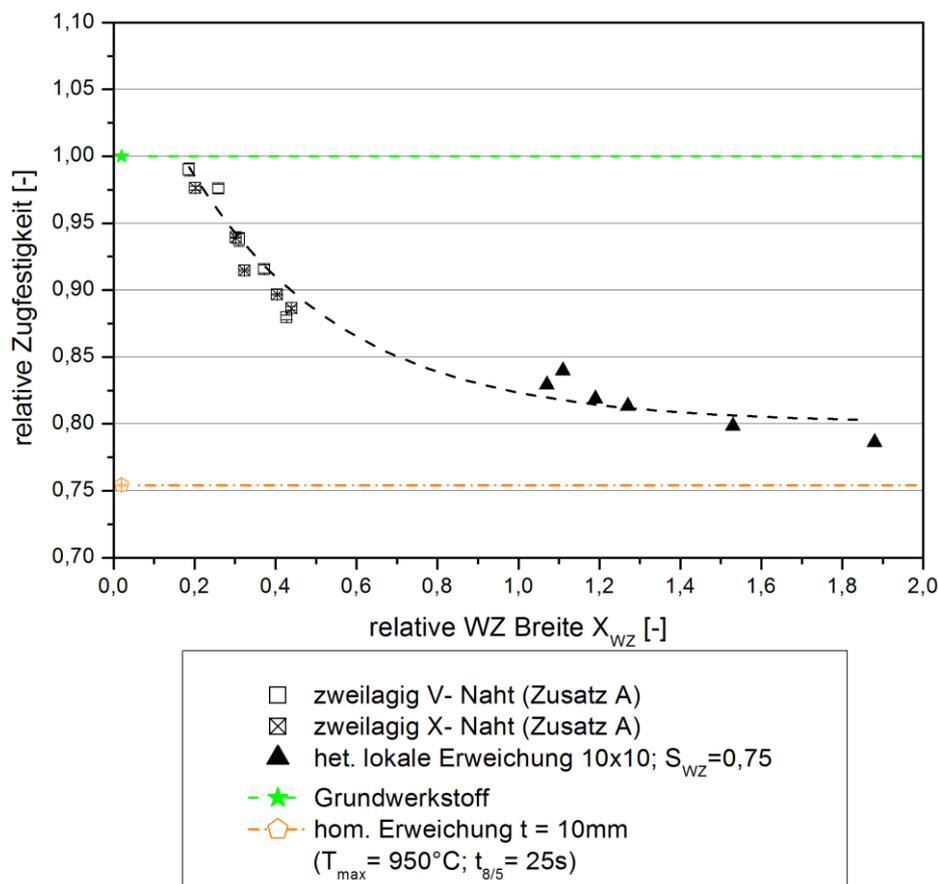


Abbildung 5-117: Schweißversuche und physikalisch heterogen erweichte WEZ-Simulation

5.5.2 Schwingversuche

Die Schwinguntersuchungen wurden mit zwei unterschiedlichen Beanspruchungen (schwellend, wechselnd) an Proben mit definierter und homogener Erweichung sowie dem unbeeinflussten Grundwerkstoff durchgeführt.

5.5.2.1 Schwellende Beanspruchung

In Abbildung 5-118 bis Abbildung 5-122 sind die Ergebnisse der Schwingversuche mit unterschiedlich großen Erweichungen und des unbeeinflussten Grundwerkstoffes bei schwellender Belastung dargestellt. Die Auswertung der Zeitfestigkeitsgeraden erfolgte nach ASTM E 739 (2010) mit vier unterschiedlichen Überlebenswahrscheinlichkeiten. Neben den üblichen Überlebenswahrscheinlichkeiten von 10 %, 50 % und 90 % wurde auch die Überlebenswahrscheinlichkeit von 97,7 % angeführt, welche den Bemessungswöhlerlinien in den IIW-Regelwerken für das Versagenskriterium „Bruch“ entspricht (Hobbacher, 2008). Bei den folgenden Untersuchungen wurde ausschließlich der Zeitfestigkeitsbereich untersucht; eine Bestimmung der Dauerfestigkeit mit einem dafür genormten Verfahren (z.B. Treppenstufenverfahren...) fand nicht statt. Ferner ist darauf hinzuweisen, dass bei den nachfolgenden Diagrammen die Spannungsamplitude als Darstellungsform gewählt wurde; sie entspricht der Hälfte der üblichen Schwingbreite. Als Abbruchkriterium für die Ermittlung der Kennwerte wurde der Probenbruch gewählt.

Der Zeitfestigkeitsverlauf in Abhängigkeit von der Zahl der Lastwechsel für den unbeeinflussten Grundwerkstoff ist in Abbildung 5-118 dargestellt. Die Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden ($k = 62,4$) ist dabei äußerst flach ausgeprägt, was einerseits auf den polierten Oberflächenzustand mit einer sehr geringen Oberflächenrauheit zurückzuführen ist. Andererseits zeigt sich, dass die auftretenden Oberspannungen die Fließgrenze (bzw. Formdehngrenze) erreichen oder überschreiten. Somit wird gemäß Haibach (2002 S. 46-47) der Übergangsbereich von der Zeit- zur Kurzzeitfestigkeit erreicht, was zu einer deutlichen Abflachung der Neigung des Kurvenverlaufes führt (siehe Abbildung 2-17). Der Zeitfestigkeitsbereich des unbeeinflussten Grundwerkstoffes ist bei diesem Spannungsverhältnis $R = 0,1$, bezogen auf die Abgrenzung der Bereiche über die Spannungen, besonders schmal ausgebildet. Dies ist dem Umstand zuzusprechen, dass sogenannte Durchläufer (Anzahl der ertragbaren Lastwechsel $\geq 10^7$) noch bei sehr hohen Spannungsamplituden ($\sigma_a = 320$ bis 340 MPa) auftreten. Somit kann davon ausgegangen werden, dass sich die Dauerfestigkeit ebenfalls in diesem Bereich bewegt. Die Streckgrenze des unbeeinflussten Grundwerkstoffes beträgt ca. 780 MPa; dies bedeutet bei dem untersuchten Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ eine Spannungsamplitude σ_a von 350 MPa. Des Weiteren ist das Streckgrenzenverhältnis des unbeeinflussten Grundwerkstoffes ($R_e/R_m = 0,95$) ziemlich hoch; damit ergibt sich ebenfalls ein äußerst eingeschränkter Bereich für die Kurzzeitfestigkeit (Fließgrenze bis zur Zugfestigkeit laut der Definition von Haibach (2002)), was sich in einer besonders flachen Neigung der Kurzzeitfestigkeitsgeraden bemerkbar macht.

Durch die zuvor beschriebene Definition der Kurzzeitfestigkeit nach Haibach (2002 S. 46-47) bei Beginn der Fließgrenze als oberer Grenzwert für die Zeitfestigkeit und mit der Dauerfestigkeit als unterer Grenzwert ergibt sich ein Zeitfestigkeitsbereich bei einer Spannungsamplitude von ca. 330 bis 350 MPa. Anzumerken ist, dass sich auch die Übergangsbereiche (Kurzzeitfestigkeit- auf Zeitfestigkeit und

Zeitfestigkeit auf Dauerfestigkeit) ebenfalls in dem zuvor angegebenen Intervall für die Zeitfestigkeit bewegen.

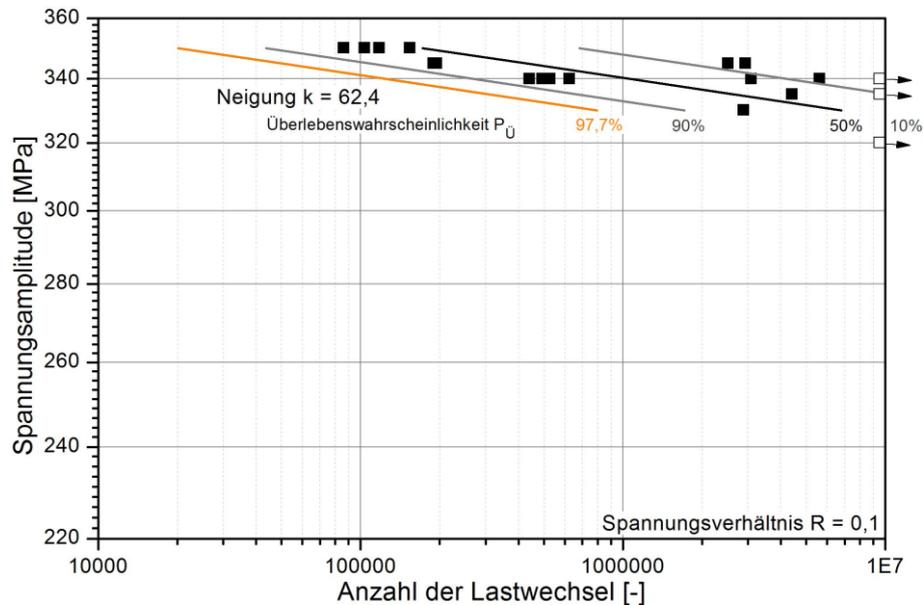


Abbildung 5-118: Zeitfestigkeit des Grundwerkstoffes bei schwelender Belastung

Die Zeitfestigkeit der lokal erweichten Probe bei einer relativen WZ-Breite X_{WZ} von 0,6 bei schwelender Belastung ist in Abbildung 5-119 dargestellt, wobei hier nur eine stark eingeschränkte Anzahl von Proben geprüft wurde. Für die Vergleichbarkeit mit der Grundwerkstoffprobe wurde ebenfalls ein polierter Oberflächenzustand gewählt. Die Proben mit der lokalisierten Erweichung ($X_{WZ} = 0,6$) zeigten geringere Schwingfestigkeitswerte als der zuvor angeführte unbeeinflusste Grundwerkstoff. Im Gegensatz zu diesem weisen die Proben mit der lokalisierten Erweichung eine größere Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden auf. Die 0,2 %-Dehngrenze der lokalisiert erweichten Proben $X_{WZ} = 0,6$ ($R_{p0,2} = 634$ MPa) wird bei den hohen Spannungsamplituden überschritten, und es ist mit einer Plastifizierung im Bereich der Erweichung zu rechnen (Dehngrenze der homogenen Erweichung ca. 550 MPa). Somit tritt das Fließen schon bei geringeren Spannungsamplituden ein, und der Bereich „Zeitfestigkeit“ liegt oft deutlich über der Fließgrenze. Laut der Definition von Haibach (2002) würde die in Abbildung 5-119 dargestellte Gerade zumindest teilweise im Kurzzeitfestigkeitsbereich liegen, jedoch ist das Streckgrenzenverhältnis bei der lokal erweichte Probe ($X_{WZ} = 0,6$) $R_e/R_m = 0,80$ um einiges geringer als beim unbeeinflussten Grundwerkstoff $R_e/R_m = 0,95$. Radaj und Vormwald (2007 S. 18-20) definieren im Gegensatz zu Haibach (2002) den Bereich des Überganges der Kurzzeitfestigkeit auf die Zeitfestigkeit mit der Anzahl der Lastwechsel. Nach dieser Definition reicht der Kurzzeitfestigkeitsbereich bis 10^4 Lastwechsel, während der Zeitfestigkeitsbereich ab 10^5 Lastwechseln beginnt. Mit dieser Definition als Basis kann davon ausgegangen werden, dass sich die in Abbildung 5-119 angeführten Messpunkte im zeitfesten Bereich befinden. Der Vergleich zum zuvor diskutierten unbeeinflussten Grundwerkstoff zeigt, dass das Verhältnis von Streckgrenze zu Zugfestigkeit ebenfalls berücksichtigt werden muss, da es einen direkten Einfluss auf den Kurzzeitfestigkeitsbereich ausübt und somit dessen Neigung beziehungsweise die Neigung im Übergangsbereich (Kurzzeit- zu Zeitfestigkeit) bestimmt.

Bei der in Abbildung 5-119 dargestellten Geraden für die Zeitfestigkeit stellte sich im Falle einer metallurgisch inhomogenen Probe eine Steigung von $k = 10$ ein. Haibach (2002) definiert die Neigung einer glatten ungekerbten Probe (Kerbformzahl $K_t = 1$) mit $k = 15$, für mäßige Kerben (Kerbformzahlen $K_t = 2,5$ bis $5,2$) mit $k = 5$ und für extrem scharfe, rissähnliche Kerben (Kerbformzahlen $K_t \geq 5,2$) mit $k = 3$. Im diskutierten Fall mit der lokalisierten Erweichung tritt eine metallurgische Kerbe auf, wo der Spannungsgradient im Vergleich zu den aus der Literatur angeführten geometrischen Kerben eher gering ist, was zu einer Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden zwischen der glatten ungekerbten Probe und einer geometrisch mäßig gekerbten Probe führen sollte.

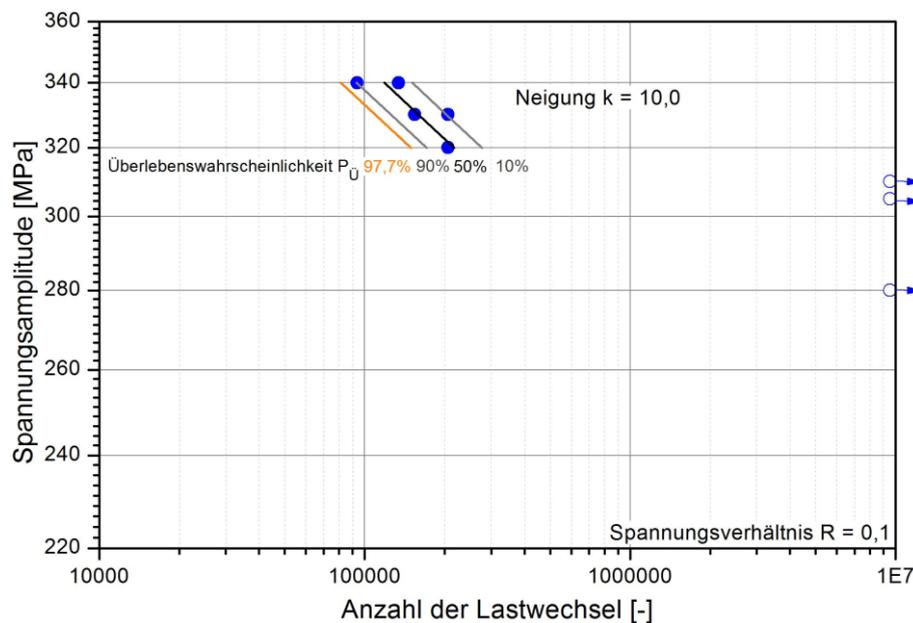


Abbildung 5-119: Zeitfestigkeit der lokal erweichten Probe ($X_{WZ} = 0,6$) bei schwellender Belastung

In Abbildung 5-120 ist die Zeitfestigkeit bei der Probe mit einer lokalisierten Erweichung ($X_{WZ} = 1,0$) dargestellt; es ergibt sich ein ähnlicher Neigungsbereich wie bei der Probe zuvor. Die Streuung der Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden kann einerseits auf die Streuung der Oberflächengüte zurückgeführt werden, andererseits kann es, wie bereits erwähnt, durch nicht-linear verlaufende Übergänge von Kurz- bzw. Dauerfestigkeitsbereich zu einer Beeinflussung der Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden kommen. Die Schwingversuchsproben sollten alle eine einheitlich polierte Oberflächengüte aufweisen, jedoch können fertigungsbedingte Rauigkeitsspitzen auftreten, die eine unterschiedliche Mikrokerbwirkung ausüben. Die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Probe mit der lokalisierten Erweichung $X_{WZ} = 1,0$ ist vergleichbar mit jener der homogen erweichten Probe und liegt in etwa bei 555 MPa. Dies bedeutet eine umgerechnete Spannungsamplitude von ca. 250 MPa bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$. Die in Abbildung 5-120 gezeigten Messpunkte der lokal erweichten Probe ($X_{WZ} = 1,0$) liegen über dem Grenzwert von 10^5 Lastwechseln, womit davon ausgegangen werden kann, dass sich alle berücksichtigten Messpunkte für die Bestimmung der Geraden im Zeitfestigkeitsbereich befinden und die auftretenden Oberspannungen über der Fließgrenze liegen.

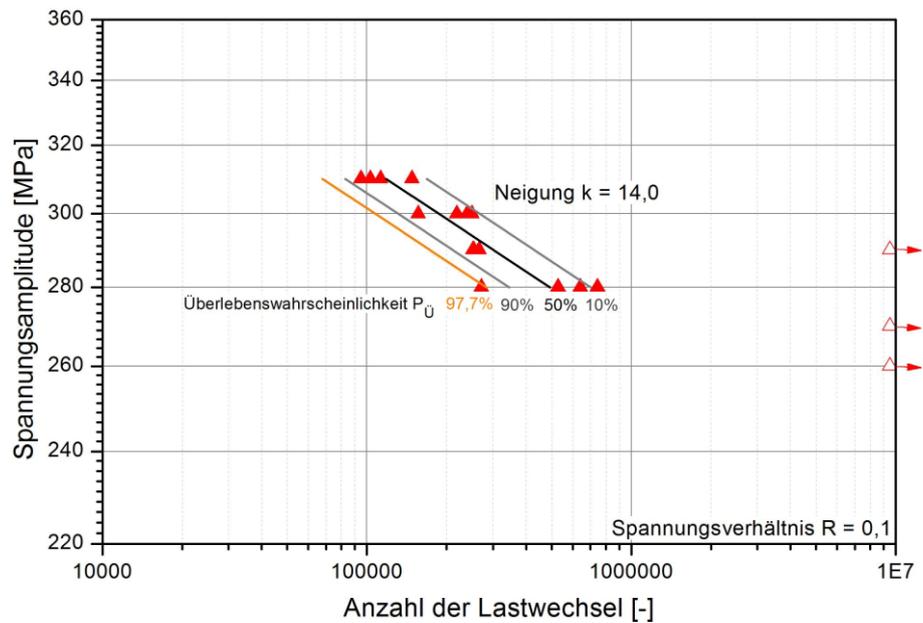


Abbildung 5-120: Zeitfestigkeit der lokal erweichten Probe ($X_{Wz} = 1,0$) bei schwellender Belastung

Die Zeitfestigkeit der homogen erweichten Probe ist in Abbildung 5-121 dargestellt, wobei auch hier die Oberspannungen über der Streckgrenze von ca. 550 MPa lagen. Jedoch lagen die ertragbaren Lastwechsel über 10^5 , und somit wird gemäß der Definition nach Radaj und Vormwald (2007 S. 18-20) vom Zeitfestigkeitsbereich ausgegangen. Die Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden ist dabei vergleichbar mit den lokal erweichten Proben.

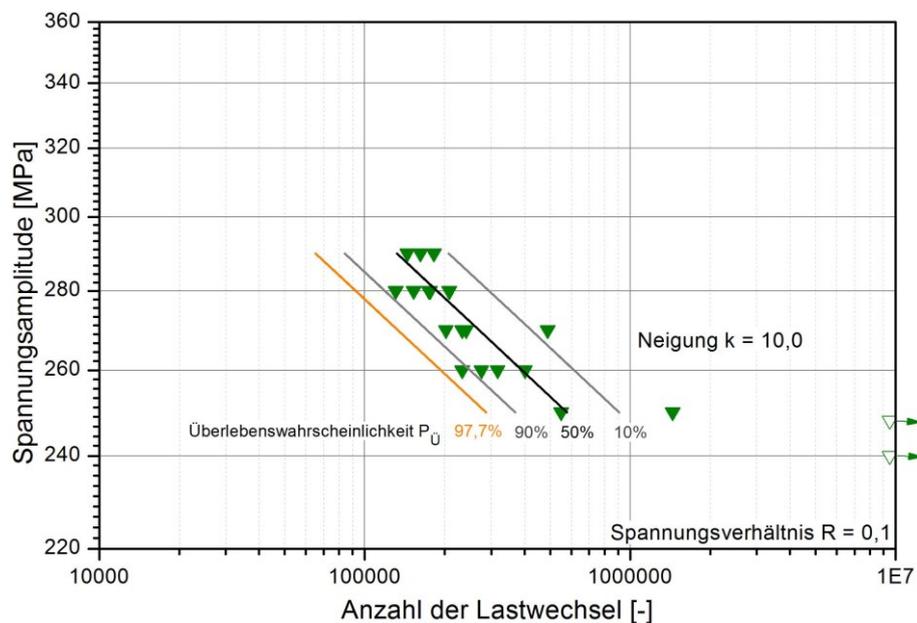


Abbildung 5-121: Zeitfestigkeit der homogen erweichten Probe ($X_{Wz} = \infty$) bei schwellender Belastung

In Abbildung 5-122 sind die Messpunkte und Zeitfestigkeitsgeraden der lokal erweichten Proben, der homogen erweichten Proben und des unbeeinflussten Grundwerkstoffes mit einer Überlebenswahr-

scheinlichkeit von 97,7 % bei konstantem Spannungsverhältnis gegenübergestellt. Es zeigte sich eine Auswirkung auf die Zeitfestigkeit in Abhängigkeit von der Größe der Erweichung. Mit steigender Größe der lokalen Erweichung sank das Niveau der Zeitfestigkeitsgeraden im Vergleich zum unbeeinflussten Grundwerkstoff. Bei 10^5 Lastwechseln betrug der Unterschied in der ertragbaren Spannungsamplitude zwischen dem Grundwerkstoff und dem homogen erweichten Bereich ca. 17 %. Auf Grund der zuvor ausgiebig diskutierten flacheren Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden des unbeeinflussten Grundwerkstoffes steigt der Unterschied in der ertragbaren Spannungsamplitude zwischen dem Grundwerkstoff und den erweichten Proben mit steigender Lastspielzahl an. Der Unterschied bei steigender Lastspielzahl in der ertragbaren Spannungsamplitude zwischen den unterschiedlichen WZ-Breiten fällt jedoch wegen der geringen Variation in der Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden annähernd konstant aus.

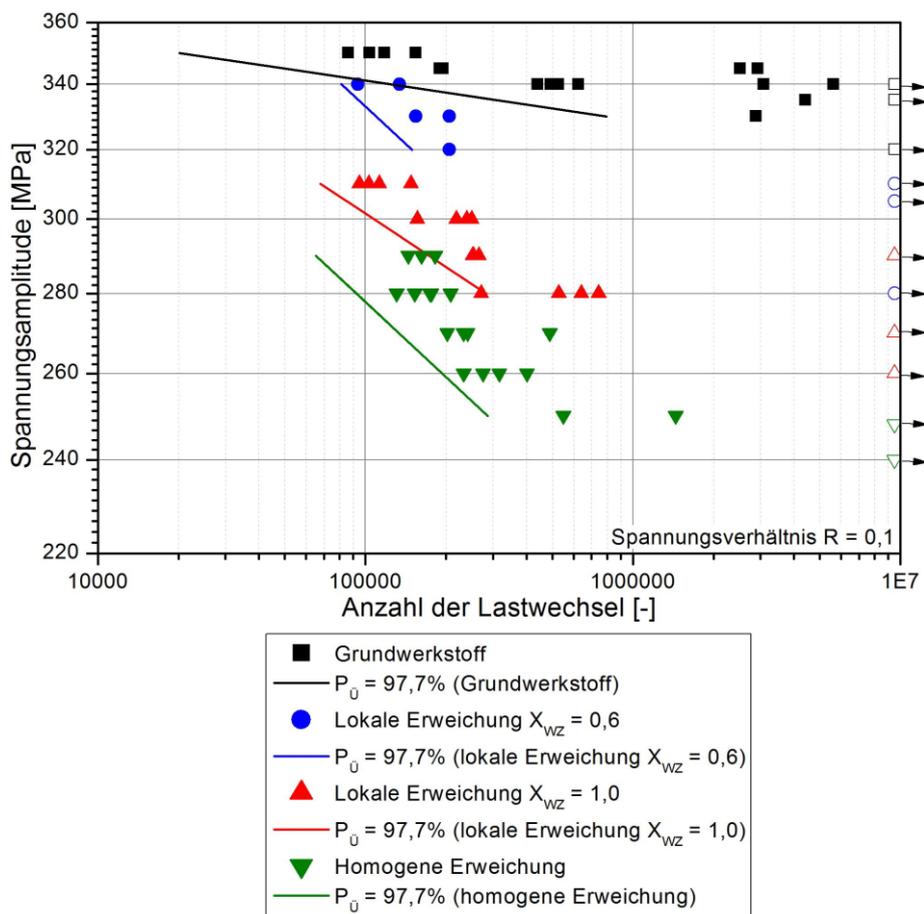


Abbildung 5-122: Einfluss der Größe des erweichten Bereiches auf die Zeitfestigkeit bei schwelender Belastung

5.5.2.2 Wechselnde Beanspruchung

Die zuvor besprochene Versuchsreihe wurde auch bei einer wechselnden Beanspruchung durchgeführt (Spannungsverhältnis $R = -1$). Auf Grund der bei diesem Spannungsverhältnis nicht vorhandenen Mittelspannung ($\sigma_m = 0$ MPa) ist die Spannungsamplitude generell höher, jedoch sind die auftretenden Oberspannungen geringer, wobei die Fließgrenze hier bei keiner der angesprochenen Proben erreicht wird. Somit kann davon ausgegangen werden, dass sich die geprüften Messpunkte bei höherer Spannungsamplitude alle eindeutig im zeitfesten Bereich befinden. Die Abgrenzung zum Bereich der Dauerfestigkeit konnte nur geschätzt werden, da wie bei den Proben mit schwelldem Beanspruchungsverhältnis keine Bestimmung der Dauerfestigkeit erfolgte. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5-123 bis Abbildung 5-127 dargestellt.

In Abbildung 5-123 ist die Zeitfestigkeitsgerade des unbeeinflussten Grundwerkstoffes bei wechselnder Beanspruchung eingetragen. Es stellt sich eine Neigung von $k = 13,5$ ein, was in etwa den Ergebnissen der erweichten Proben bei schwelldender Belastung entsprach. Auf Grund der nicht vorhandenen Mittelspannung wird angesichts der auftretenden maximalen Spannungsamplituden $\sigma_a = 540$ MPa das Spannungsniveau der Fließgrenze (bzw. Streckgrenze $R_e = \text{ca. } 780$ MPa) nicht erreicht; somit kann der Bereich der Kurzzeitfestigkeit sowohl gemäß der Definition mit Fließbeginn als auch gemäß der Definition der Lastspielzahl (unter 10^4 bis 10^5 Lastwechsel) ausgeschlossen werden. Dadurch tritt im Gegensatz zur schwelldenden Beanspruchung (Spannungsverhältnis $R = 0,1$) ein deutlich steilerer Abfall der Neigung ($k = 13,5$) auf.

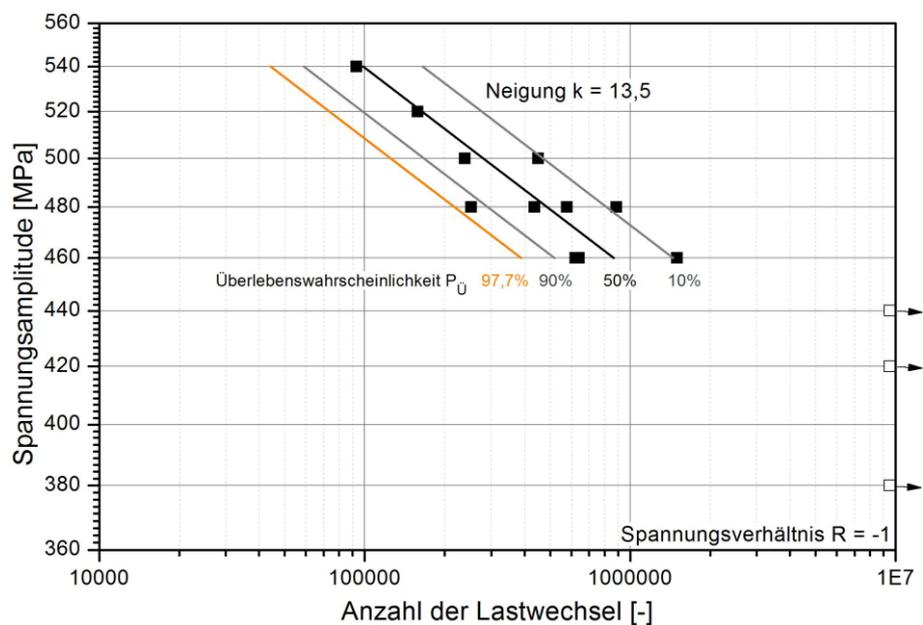


Abbildung 5-123: Zeitfestigkeit des Grundwerkstoffes bei wechselnder Belastung

Die Zeitfestigkeitsgerade der lokal erweichten Proben ($X_{WZ} = 0,6$) bei wechselnder Beanspruchung ist in Abbildung 5-124 dargestellt; es zeigt sich eine annähernd ähnliche Neigung ($k = 14,5$) wie beim unbeeinflussten Grundwerkstoff bei wechselnder Beanspruchung.

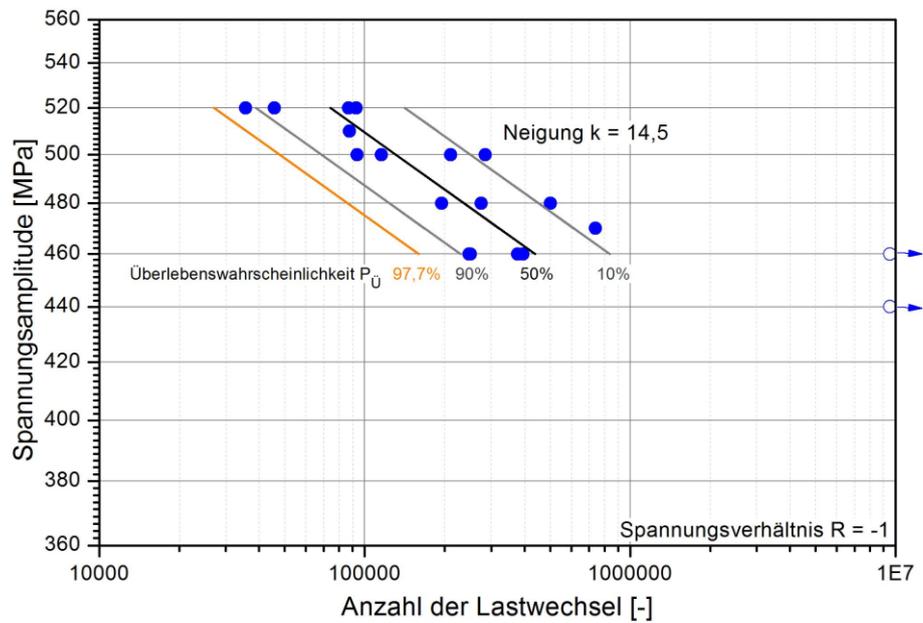


Abbildung 5-124: Zeitfestigkeit der lokal erweichten Probe ($X_{WZ} = 0,6$) bei wechselnder Belastung

In Abbildung 5-125 sind die Ergebnisse der Schwingversuche bei einer relativen WZ-Breite von $X_{WZ} = 1,0$ dargestellt. Auffällig ist, dass die Neigung mit $k = 21,2$ flacher ist als bei den anderen Proben, geprüft mit wechselnder Beanspruchung. Eine genauere Betrachtung der Proben mit geringerem Spannungsniveau zeigte, dass es bereits bei einer Spannungsamplitude von 440 MPa zu einem Durchläufer kam. Wegen der sehr geringen Probenanzahl im unteren Spannungsbereich ist daher eine Aussage schwierig, ob hier nicht doch schon der Dauerfestigkeitsbereich vorliegt und deshalb die Neigung durch den Übergang abgeflacht wird.

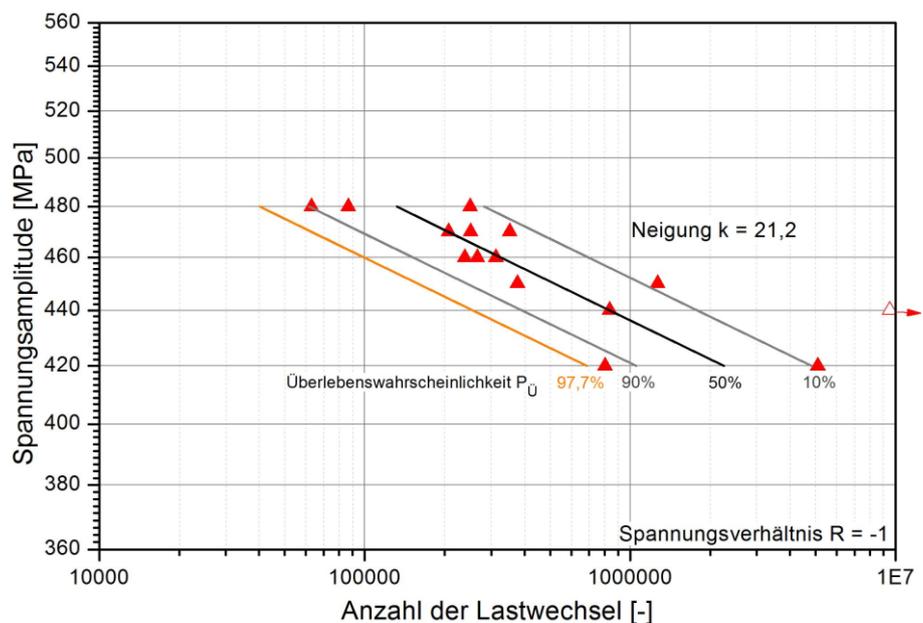


Abbildung 5-125: Zeitfestigkeit der lokal erweichten Probe ($X_{WZ} = 1,0$) bei wechselnder Belastung

Die Zeitfestigkeit der homogen erweichten Probe ist in Abbildung 5-126 dargestellt; die Neigung beträgt hier $k = 16,9$. Dieser Wert liegt etwas höher als bei den anderen Proben mit wechselnder Beanspruchung. Bei genauerer Betrachtung zeigt sich auch hier, dass eine eindeutige Abgrenzung des Dauerfestigkeitsbereiches nicht möglich ist und deshalb eventuell mit einer Abflachung der Neigung zu rechnen ist.

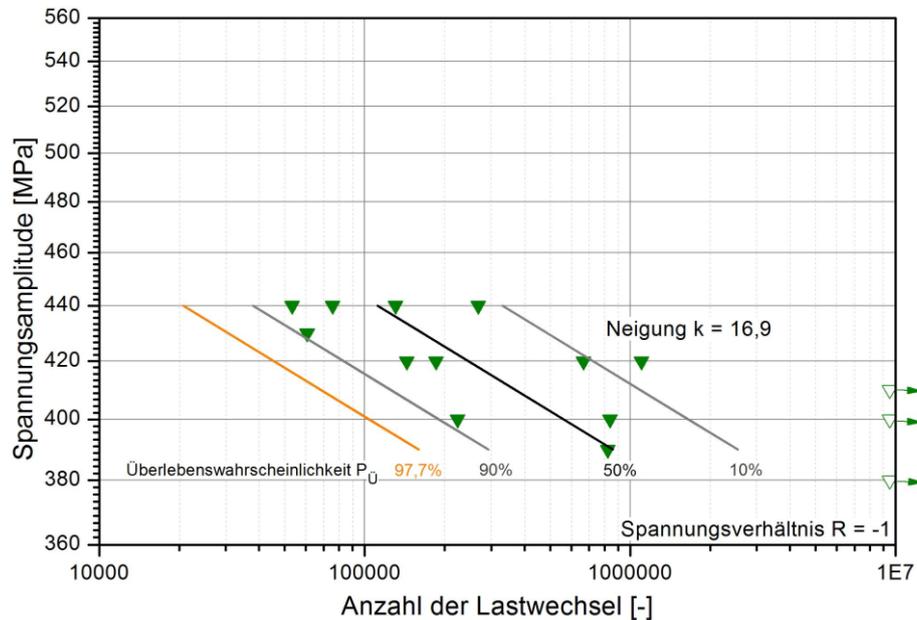


Abbildung 5-126: Zeitfestigkeit der homogen erweichten Probe ($X_{wz} = \infty$) bei wechselnder Belastung

In Abbildung 5-127 sind die Proben mit unterschiedlich großen Erweichungen und der unbeeinflusste Grundwerkstoff bei wechselnder Beanspruchung gegenübergestellt. Wie zuvor bei den Untersuchungen mit schwelender Beanspruchung zeigt sich auch hier ein Einfluss der Größe der Erweichung. Mit steigender Größe der Erweichung sinkt die ertragbare Spannungsamplitude, und es stellt sich bei 10^5 Lastwechseln ein Unterschied zwischen unbeeinflusstem Grundwerkstoff und homogen erweichter Probe von ca. 22 % ein. Hier ist jedoch der Unterschied bei steigender Anzahl der Lastwechsel annähernd konstant, da die Neigungen der Zeitfestigkeitsgeraden ($P_{\dot{U}} = 97,7\%$) keinen so starken Unterschied aufweisen wie bei den Untersuchungen mit schwelender Beanspruchung.

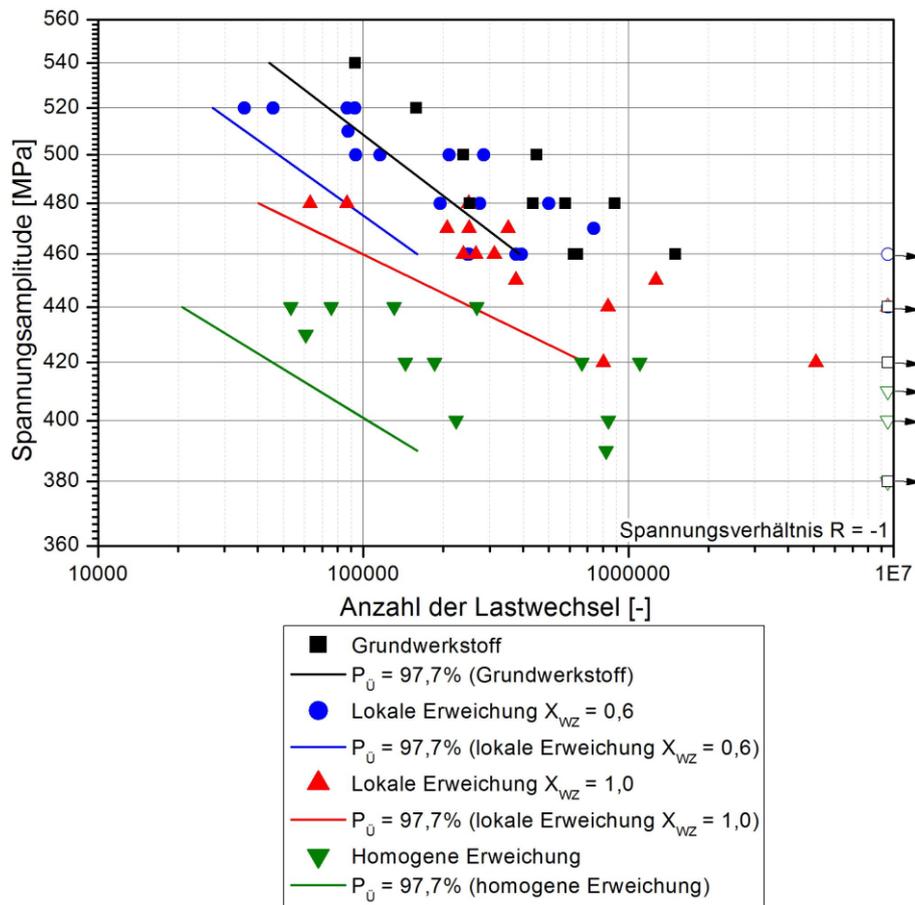


Abbildung 5-127: Einfluss der Größe des erweichten Bereiches auf die Zeitfestigkeit bei wechselnder Belastung

Bei den Untersuchungen mit unterschiedlichen Spannungsverhältnissen (schwellend und wechselnd) zeigte sich, dass die ertragbare Spannungsamplitude von der Größe der Erweichung beeinflusst wird. Mit steigender Größe sinkt die ertragbare Spannungsamplitude; dieser Umstand kann auf den von Kloos (1976 S. 63-76) definierten Größeneinfluss zurückgeführt werden. Der technologische und der oberflächentechnische Größeneinfluss können dabei ausgeschlossen werden. Somit liegt die Ursache im spannungsmechanischen oder statistischen Größeneinfluss. Nach der FKM-Richtlinie (2012) korreliert die Dauerfestigkeit mit der Zugfestigkeit (bzw. Härte). Dadurch lässt sich der Unterschied zwischen den homogen erweichten Proben und dem unbeeinflussten Grundwerkstoff erklären. Für die Unterschiede in den ertragbaren Spannungsamplituden in Abhängigkeit von der Größe der Erweichung gibt es nun zwei mögliche Ansätze für eine Erklärung des besprochenen Phänomens:

- Spannungsmechanischer Ansatz: Er beruht auf dem Effekt der Stützwirkung bei einer inhomogenen Spannungsverteilung. In diesem Fall liegt durch die lokale Erweichung eine metallurgische Kerbe vor, welche eine inhomogene Spannungsverteilung bewirkt und in Abhängigkeit von der Spannungsinhomogenität eine gewisse Kerbformzahl aufweist. Die Kerbformzahl wiederum beeinflusst die Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden, wobei erst bei höheren Oberspannungen mit einer Kerbwirkung zu rechnen ist (Plastifizierung in der WZ).
- Statistischer Größeneinfluss: Bei zunehmender Größe der erweichten Zone steigt die Wahrscheinlichkeit des Bruchausganges auf Grund eines Fehlers in dieser vermeintlich „schwächeren“ Zone.

Auch Satoh und Nagai (1969) führten in ihrer Veröffentlichung bei Versuchen an lokalisiert erweichten Proben diese beiden Faktoren als Begründung für die Abhängigkeit der Schwingfestigkeit von der Größe der Erweichung an.

Der Autor dieser Dissertation führt die Abhängigkeit der Schwingfestigkeit von der Größe der Erweichung in erster Linie auf den statistischen Größeneinfluss zurück, da zwischen den unterschiedlich großen Erweichungen und dem Grundwerkstoff eine annähernd gleiche Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden vorliegt (mit Ausnahme des Grundwerkstoffes bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$). Im Falle des spannungsmechanischen Größeneinflusses würden unterschiedliche Spannungsverteilungen und somit verschiedene Kerbformzahlen vorliegen, die sich wiederum in unterschiedlichen Neigungen der Zeitfestigkeitsgeraden auswirken. Außerdem tritt dieser Einfluss erst bei Spannungsamplituden auf, bei denen die Oberspannung eine plastische Verformung im erweichten Bereich bewirkt.

5.5.2.3 Bruchflächenanalyse

In den folgenden Abbildungen werden charakteristische Bruchflächen für die jeweiligen Spannungsamplituden und Spannungsverhältnisse gezeigt. Die Bruchlage befindet sich bei den abgebildeten Proben ungefähr in der Mitte der Messlänge.

In Abbildung 5-128 ist die Stereoaufnahme der Bruchflächen bei schwellender Beanspruchung der Probe 2289 ($R = 0,1$; $X_{WZ} = 1,0$) dargestellt. Wie zuvor bei wechselnder Beanspruchung geht auch hier der Bruchausgang von der Oberfläche aus; jedoch weisen diese Proben eine sehr hohe einseitige plastische Verformung auf, was daran liegt, dass nach dem erfolgten Anriss die Spannungen im Restquerschnitt stark ansteigen und somit eine hohe plastische Verformung mit einer stark ausgeprägten Einschnürung im Restquerschnitt auftritt. Trotz der hohen plastischen Verformung startet der Schwingbruch an der Oberfläche. Arola et al. (2002 S. 923-930) definieren als Ausgangspunkt für die Fehlerindizierung im Zeitfestigkeitsbereich (HCF – High cycle fatigue) ebenfalls die hochbeanspruchte Oberfläche, wohingegen im Bereich der Kurzzeitfestigkeit (LCF – Low cycle fatigue) verbunden mit einer markanten Einschnürung, die Fehlerindizierung im Inneren der Proben stattfindet.

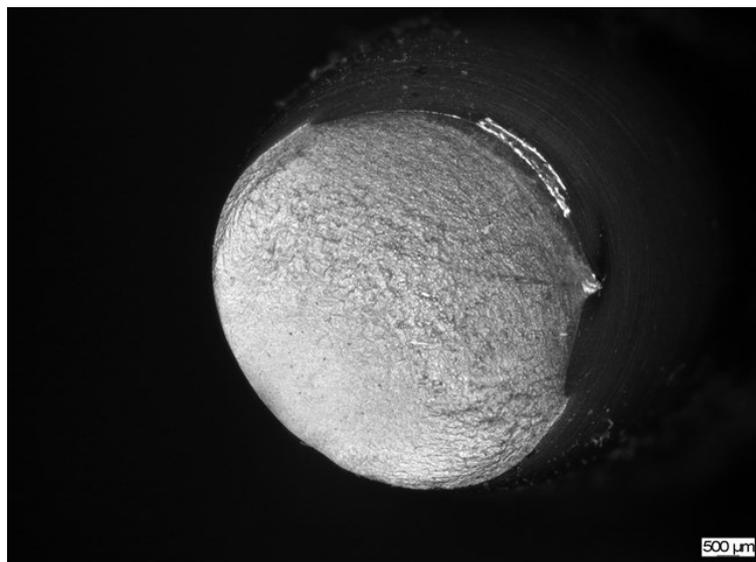


Abbildung 5-128: Stereoaufnahme der Bruchfläche Probe 2289 ($X_{WZ} = 1,0$; $R = 0,1$; $\sigma_a = 300$ MPa)

Bei der Probe 2289, die sich laut Definition der Anzahl der Lastspiele klar im Bereich der Zeitfestigkeit befindet, kommt es zu einer Kombination der beiden Fehlerindizierungen. In Abbildung 5-129 ist der Bereich des Anrisses dargestellt. Hier tritt der Anriss senkrecht zur Belastungsrichtung auf, und die Bruchfläche zeigt eine sehr feinkörnige Strukturierung. Schwab (1989 S. 125-126) charakterisiert die Ermüdungsbruchfläche ebenfalls mit einer feinkörnigen Ausbildung und einem matt bzw. samtartigen Aussehen der Bruchfläche. Im Gegensatz zur Ermüdungsbruchfläche kommt es bei der genaueren Betrachtung der Restbruchfläche (Abbildung 5-130) zu einer wabenförmigen Vereinigung der Poren (duktiler Gewaltbruch), wie es beim quasi-statischen Zugversuch der Fall ist. Die Größe der Restbruchfläche ist dabei ein Indikator für die Nennspannungshöhe: Je höher die Nennspannung, desto größer ist die Restbruchfläche (Schott, 1997 S. 260).

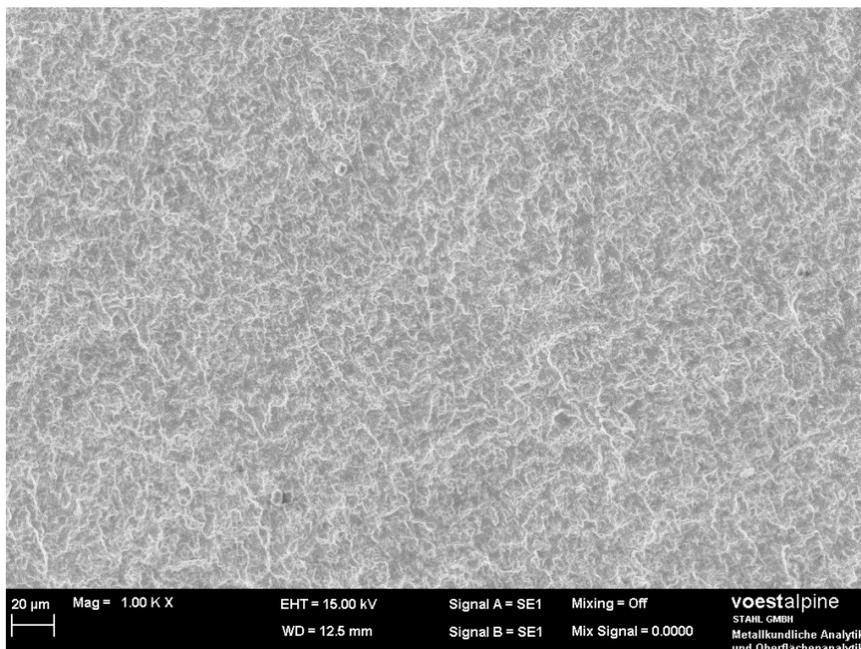


Abbildung 5-129: REM-Aufnahme im Bereich des Anrisses, Probe 2289

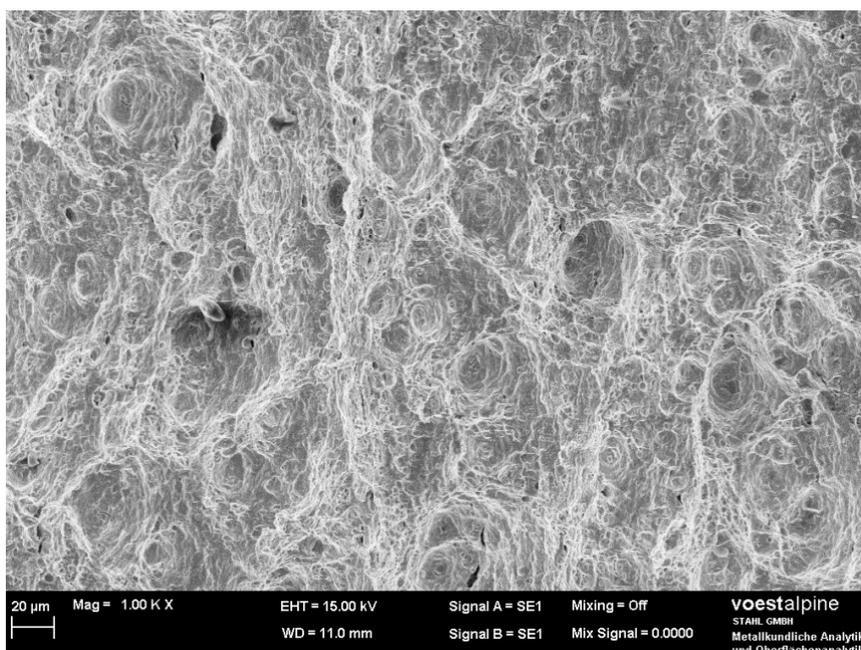


Abbildung 5-130: REM-Aufnahme im Bereich des Restbruches, Probe 2289

In Abbildung 5-131 ist eine Stereoaufnahme der Bruchfläche bei wechselnder Belastung ($R = -1$) und einer relativen WZ-Breite $X_{WZ} = 0,6$ dargestellt. Es zeigt sich das für einen Schwingbruch typische Bruchaussehen. Der Bruchausgang startet an der Oberfläche und setzt sich im rechten Winkel zur Belastungsrichtung in die Probenmitte fort. Auf der Gegenseite des Bruchausgangs erfolgt der Restbruch unter Ausbildung von Scherlippen 45° zur restlichen Bruchfläche.

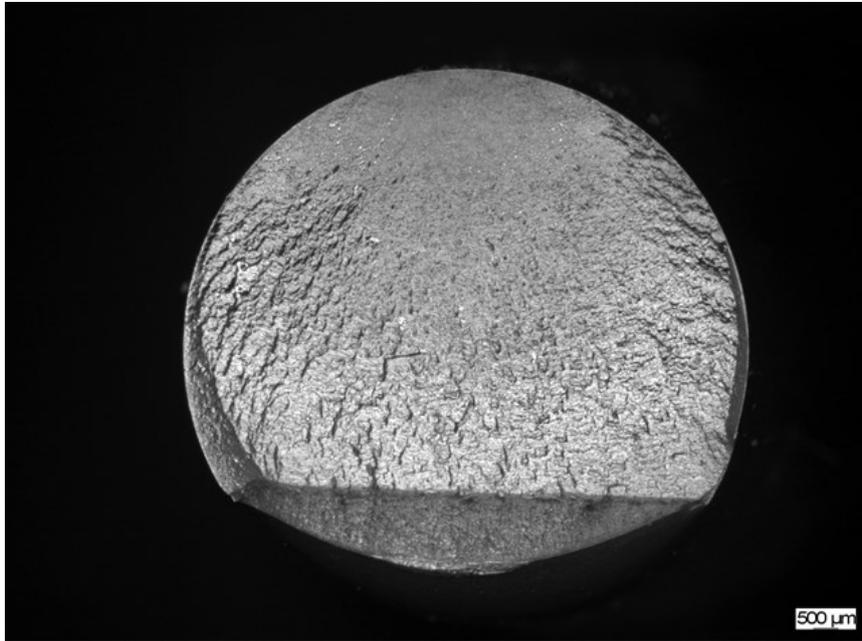


Abbildung 5-131: Stereoaufnahme der Bruchfläche, Probe 2237 ($X_{WZ} = 0,6$; $R = -1$; $\sigma_a = 480$ MPa)

Eine Vergrößerung der relativen WZ-Breite auf $X_{WZ} = 1,0$ (Abbildung 5-132) führt zu keiner wesentlichen Veränderung des charakteristischen Bruchaussehens gegenüber den zuvor besprochenen Stereoaufnahmen (Abbildung 5-131).

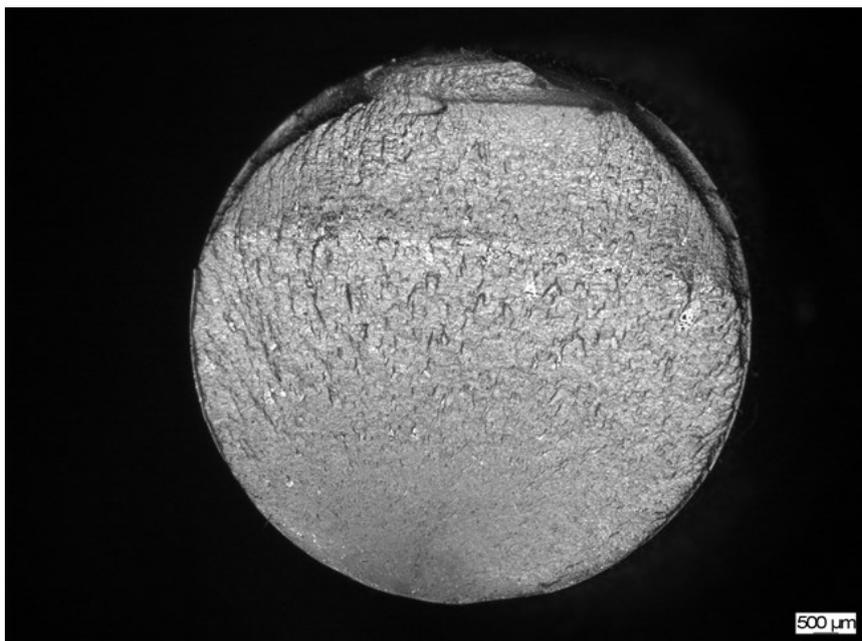


Abbildung 5-132: Stereoaufnahme der Bruchfläche, Probe 2282 ($X_{WZ} = 1,0$; $R = -1$; $\sigma_a = 480$ MPa)

Mit Hilfe der Rasterelektronenmikroskopie (REM) wurde die Position des Bruchausganges bei der Probe 2282 genauer betrachtet (Abbildung 5-133). Dabei wurde festgestellt, dass der Bruch seinen Ursprung in einer Mikrokerbe nimmt und nicht von einer inneren Ungänze ausgeht. Die angesprochene Mikrokerbe rührt von der spannenden Bearbeitung her, da diese selbst bei polierten Oberflächen nicht ganz ausgeschlossen werden kann.

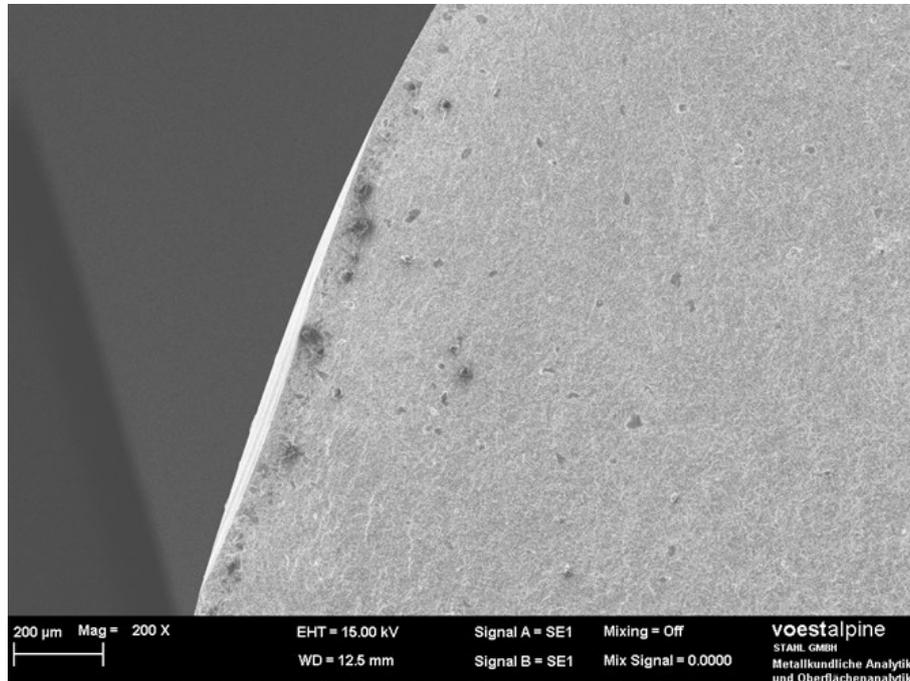


Abbildung 5-133: REM-Aufnahme des Bruchausganges, Probe 2282

5.6 Numerische Simulation

Eines der Ziele der numerischen FE-Simulation war es, eine Verifikation mit Realschweißungen im Hinblick auf die Verbindungsfestigkeit durchzuführen. Ferner ist es mit den numerischen Methoden möglich, diverse Parameter zu variieren und eine detaillierte Spannungs-Dehnungs-Analyse der Schweißverbindung vorzunehmen.

5.6.1 Validierung mit den Ergebnissen aus den Realschweißversuchen

Das Ziel dieser Untersuchung lag darin, die mechanischen Eigenschaften einer realen Schweißverbindung mit Hilfe eines FE-Modells nachzustellen, um eine Aussage über die Plausibilität und Genauigkeit des Modells in Kombination mit den eingesetzten Materialkennwerten treffen zu können.

In Abbildung 5-134 und Abbildung 5-135 sind die Zugfestigkeitskennwerte der Schweißversuche und der Simulation gegenübergestellt. Dabei ergibt sich unter Berücksichtigung der Streuung eine gute Korrelation der beiden Ergebnisse. Obwohl das FE-Modell der Einfachheit halber nur aus drei charak-

teristischen Sektionen besteht, die das Werkstoffverhalten in der WEZ für die jeweils gewählte Spitztemperatur (1300 °C, 950 °C und 750 °C) widerspiegeln, kann von einer ausreichend genauen Näherung gesprochen werden.

Zu größeren Abweichungen kam es nur bei sehr kleinen Verhältnissen von Blechdicke t zu Probenbreite B . Die Abweichung ist vermutlich eine Auswirkung der experimentellen Ermittlung der mechanischen Kennwerte bei den realen Schweißverbindungen, wo es wegen der Prüfkraft zu einem Wechsel der Zugprüfmaschine kam. Somit lässt sich auch das relative Minimum bei einem t/B -Verhältnis von 0,1 erklären. Dieser Umstand wurde bereits im Kapitel 5.1.2 genauer erörtert. Jedenfalls wirkt sich eine größere Probenbreite positiv auf die Zugfestigkeit aus; somit können im realen Zugversuch ca. 25 bis 50 MPa höhere Zugfestigkeiten bei größeren Blechbreiten erreicht werden. Satoh und Toyoda (1970a) beschrieben in ihrer Veröffentlichung, dass sich bei X_{WZ} -Verhältnissen $\leq 1,0$ eine infinitesimal große Plattenbreite, grob abgeschätzt bei fünfmal der Blechdicke einstellt, das heißt, die Zugfestigkeit der Verbindung mit WZ erfährt ab einer Probenbreite von fünfmal der Blechdicke keine Änderung mehr. Zu diesen Erkenntnissen kamen Satoh und Toyoda (1970a) mit Hilfe einer analytischen und experimentellen Studie an geschweißten Blechen mit einer WZ. In der vorliegenden Arbeit wurde dieses Ergebnis nicht bestätigt. Sowohl die numerische als auch die experimentelle Untersuchung zeigten, dass es bei einer Probenbreite ≥ 5 x der Blechdicke ($t/B < 0,2$) zu einem Anstieg der Zugfestigkeit kam.

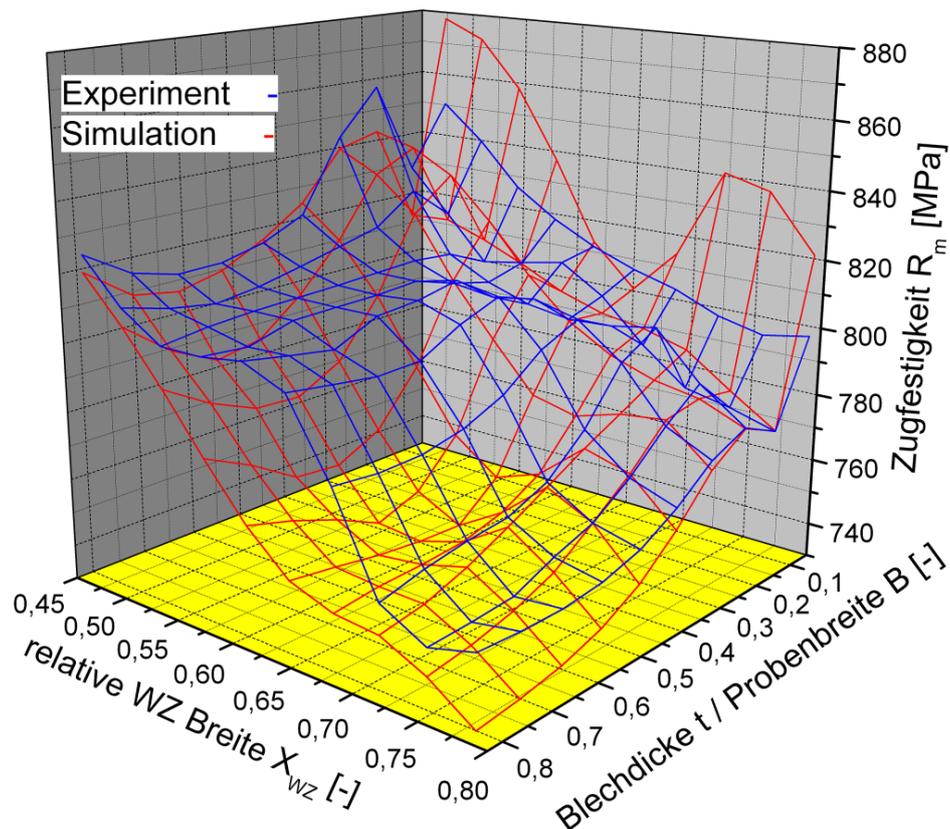


Abbildung 5-134: Vergleich Experiment und Simulation, dargestellt als Zugfestigkeit über Probengeometrie und relative WZ-Breite (3D-Graph)

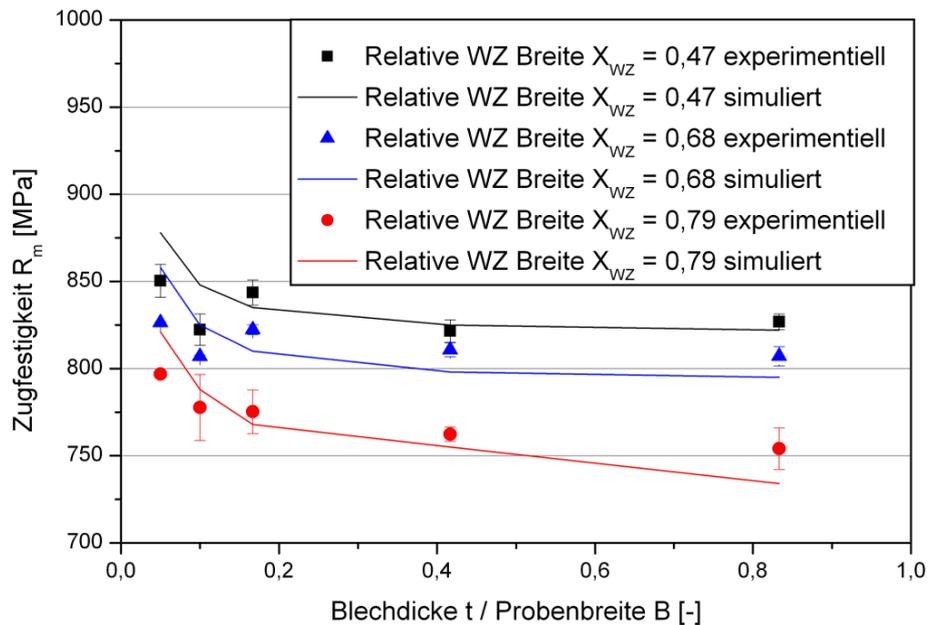


Abbildung 5-135: Vergleich Experiment und Simulation dargestellt als Zugfestigkeit über Probengeometrie

5.6.2 Lokalisierte Erweichung

Das FE-Modell mit lokalisierter Erweichung diente der Verifizierung der Ergebnisse aus der physikalischen WEZ-Simulation mit lokalisierter Erweichung; dabei wurden Modelle für alle Blechdicken aufgestellt und mit den jeweiligen Materialdaten implementiert.

Beim Modell für die Proben mit 6 mm Blechdicke wurde außerdem der Einfluss einer Aufhärtung in der subkritischen Zone auf die Festigkeit der erweichten Probe untersucht. In Abbildung 5-136 ist die Zugfestigkeit über die relative WZ-Breite aufgetragen. Es zeigte sich der gewohnte Abfall mit Vergrößerung der Weichen Zone. Die Funktion „Zugfestigkeit über relative WZ-Breite“ fällt bei kleinen relativen WZ-Breiten stark ab und verflacht anschließend bei größeren WZ-Breiten. Eine Aufhärtung in der subkritischen Zone hebt das Festigkeitsniveau bei kleinen WZ-Breiten an, was auf die stärker ausgeprägte Stützwirkung zurückgeführt wird. Bei der kleinsten ermittelten relativen WZ-Breite von 0,25 bewirkt die härtere Schicht durch die Aufhärtung in der subkritischen Zone einen Anstieg der Zugfestigkeit um ca. 15 MPa. Die Festigkeitswerte für die homogene Erweichung werden im angegebenen Bereich nicht erreicht.

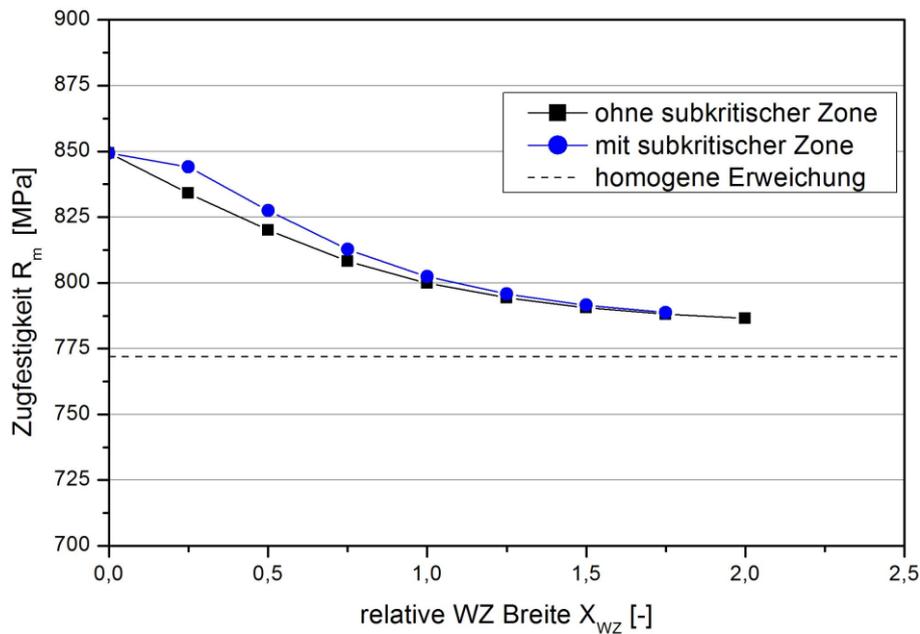


Abbildung 5-136: Zugfestigkeit über relative WZ-Breite, Probendicke 6 mm, WZ Festigkeitsniveau $S_{WZ} = 0,91$

Bei der 0,2 %-Dehngrenze tritt ein ähnliches Phänomen auf: Auch hier fällt die 0,2 %-Dehngrenze mit steigender relativer WZ-Breite. Die höhere Härte in der subkritischen Zone führt auch hier zu einem Anstieg der 0,2 %-Dehngrenze (Abbildung 5-137).

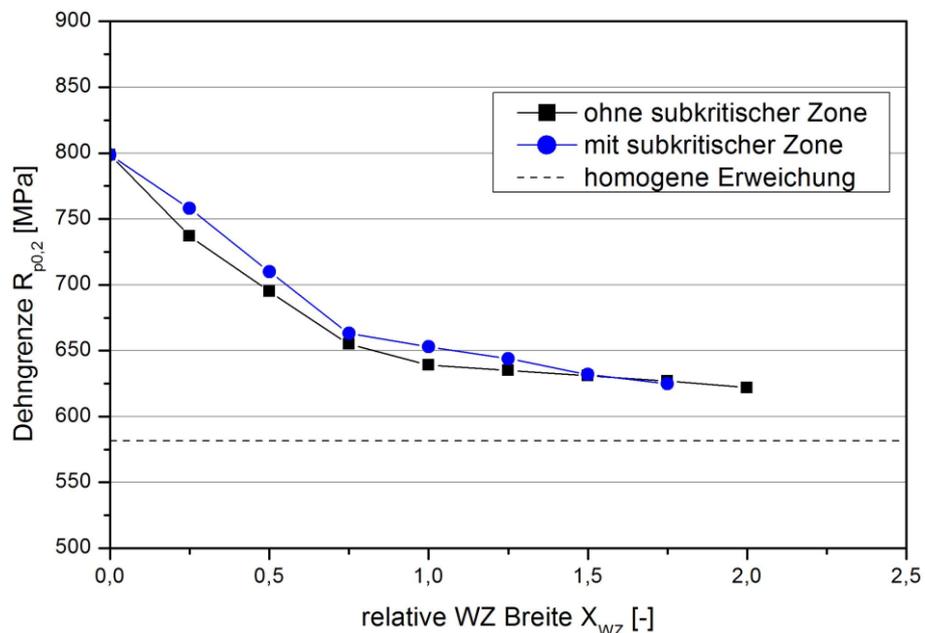


Abbildung 5-137: 0,2 %-Dehngrenze über relative WZ-Breite, Probendicke 6 mm, WZ-Festigkeitsniveau $S_{WZ} = 0,91$

Die Erweichung führt zu einer bevorzugten lokalen Einschnürung anstatt einer gleichmäßigen Dehnung. Dadurch kommt es zu einer Absenkung der Gleichmaßdehnung in Abhängigkeit von der relativen WZ-Breite. Mit steigender relativer WZ-Breite sinkt die Gleichmaßdehnung bis zu einer relativen WZ-Breite von 0,75. In den Bereichen über $X_{WZ} = 0,75$ kommt es wiederum zum Anstieg der Gleichmaßdehnung, da hier auf Grund der größeren WZ-Breite mit keiner stark ausgeprägten lokalen Ein-

schnürung, sondern mit einer gleichmäßigen Dehnung zu rechnen ist. Auch hier kommt es infolge der Aufhärtung in der subkritischen Zone zu einer Erhöhung der Stützwirkung bei kleinen relativen WZ-Breiten und damit zu einer Erhöhung der Gleichmaßdehnung im Vergleich zum Modell ohne subkritische Zone (Abbildung 5-138).

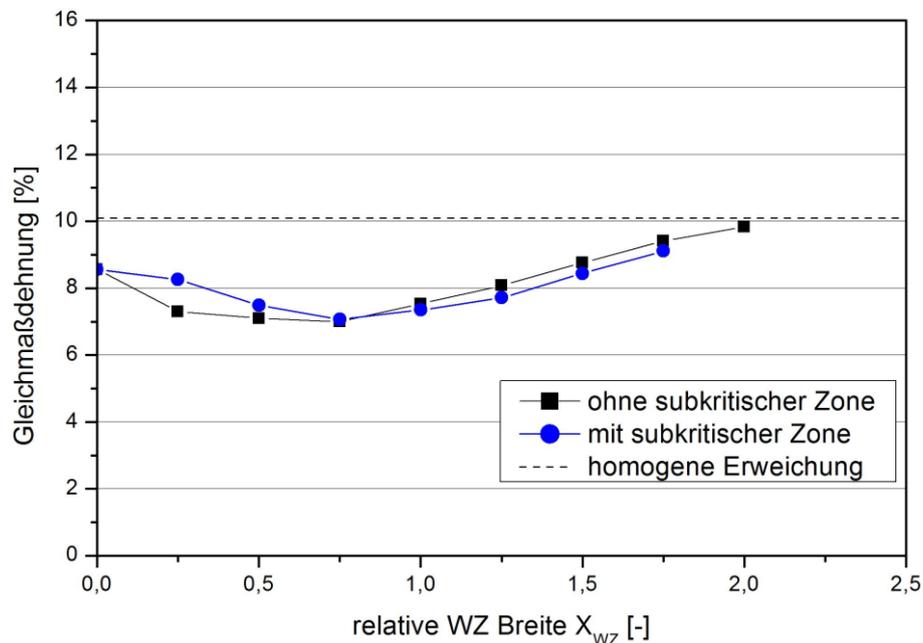


Abbildung 5-138: Gleichmaßdehnung über relative WZ-Breite, Probendicke 6 mm, WZ-Festigkeitsniveau $S_{WZ} = 0,91$

In Abbildung 5-139 ist die Zugfestigkeit über die relative WZ-Breite des Warmbandes mit einer Blechdicke von 10 mm dargestellt. Es ergibt sich ein ähnlicher Verlauf wie bei dem Modell in Abbildung 5-136. Bei diesem Modell wurde jedoch keine subkritische Zone implementiert, da es beim Warmband mit dieser Blechdicke zu keiner Aufhärtung in diesem Bereich kam. Es wurden zwei WZ-Festigkeitslevels untersucht. Die Probe mit dem geringeren Festigkeitsniveau in der WZ zeigt einen stärkeren Abfall der Zugfestigkeit als jene mit dem höheren WZ-Festigkeitsniveau.

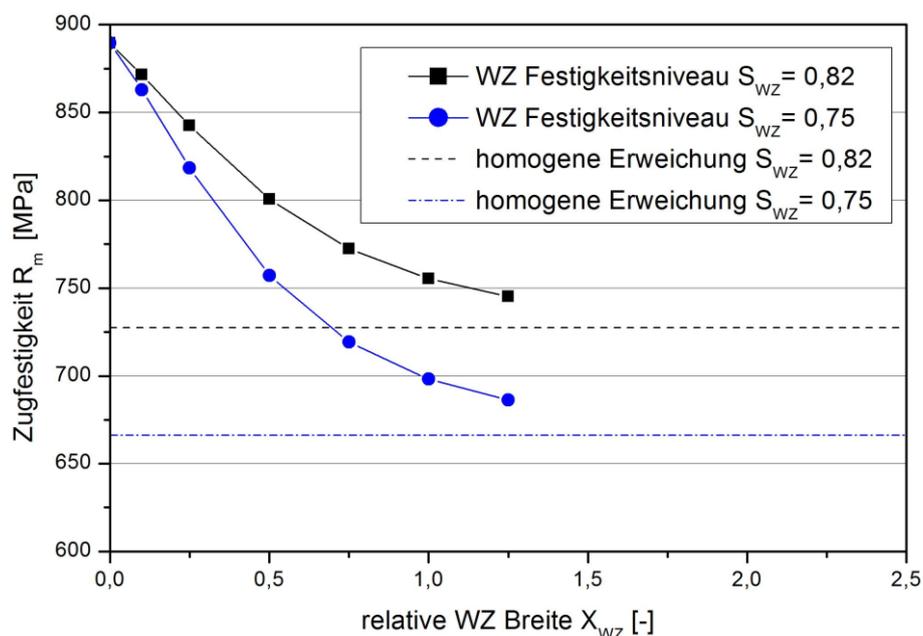


Abbildung 5-139: Zugfestigkeit über relative WZ-Breite, Probendicke 10 mm

Bei der 0,2 %-Dehngrenze hingegen treten bei beiden WZ-Festigkeitsniveaus kaum Abweichungen zueinander auf (Abbildung 5-140). Wie sich bei der Generierung der Eingabeparameter in der homogenen WEZ-Simulation für das Warmband mit 10 mm Blechdicke zeigte, sind im Bereich des Fließbeginns und im anschließenden Verlauf (bis ca. 2 % wahre plastische Dehnung) kaum Unterschiede zwischen den Fließkurven der beiden WZ-Festigkeitsniveaus erkennbar (siehe Abbildung 5-112). Somit kommt es zu einer Korrelation der 0,2 %-Dehngrenze bei der Simulation, obwohl unterschiedliche WZ-Zugfestigkeitsniveaus vorliegen.

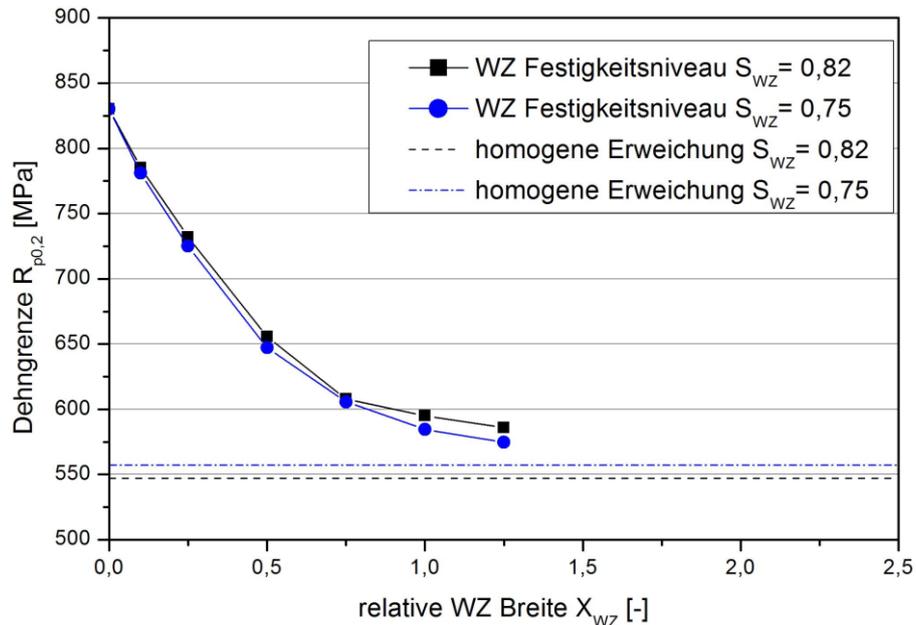


Abbildung 5-140: Dehngrenze über relative WZ-Breite, Probendicke 10 mm

Die Darstellung der Gleichmaßdehnung in Abbildung 5-141 weist einen ähnlichen Funktionsverlauf auf wie die zuvor untersuchte Probenform mit einer Blechdicke von 6 mm. Ein Vergleich der unterschiedlichen WZ-Festigkeitsniveaus zeigte, dass sich bei kleinen relativen WZ-Breiten ($X_{WZ} < 1$) ein höheres WZ-Festigkeitsniveau positiv auf die Größe der Gleichmaßdehnung auswirkt. Im Gegensatz dazu kommt es bei größeren relativen WZ-Breiten ($X_{WZ} > 1$) zu einer Umkehr dieses Effekts. Hier weist das niedrigere WZ-Festigkeitsniveau eine höhere Gleichmaßdehnung auf. In der Regel besitzt eine geringere Festigkeit (größere Erweichung) eine höhere Gleichmaßdehnung; dies ist auch an den Simulationen mit größeren relativen WZ-Breiten erkennbar. Bei kleinen relativen WZ-Breiten begünstigt jedoch ein niedrigeres WZ-Festigkeitsniveau die lokale Einschnürung in diesem Bereich und die Gleichmaßdehnung beginnt zu sinken.

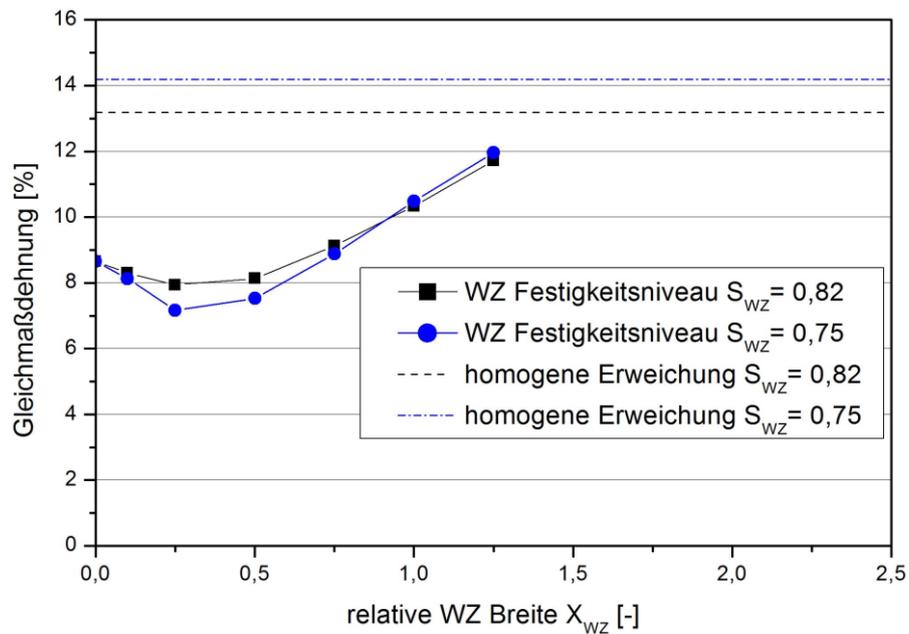


Abbildung 5-141: Gleichmaßdehnung über relative WZ-Breite, Probendicke 10 mm

In Abbildung 5-142 ist die Zugfestigkeit über die relative WZ-Breite für die Probenform mit 12 mm Blechdicke dargestellt; hier trat ein ähnliches Verhalten wie bei der Probenform mit 10 mm Blechdicke auf.

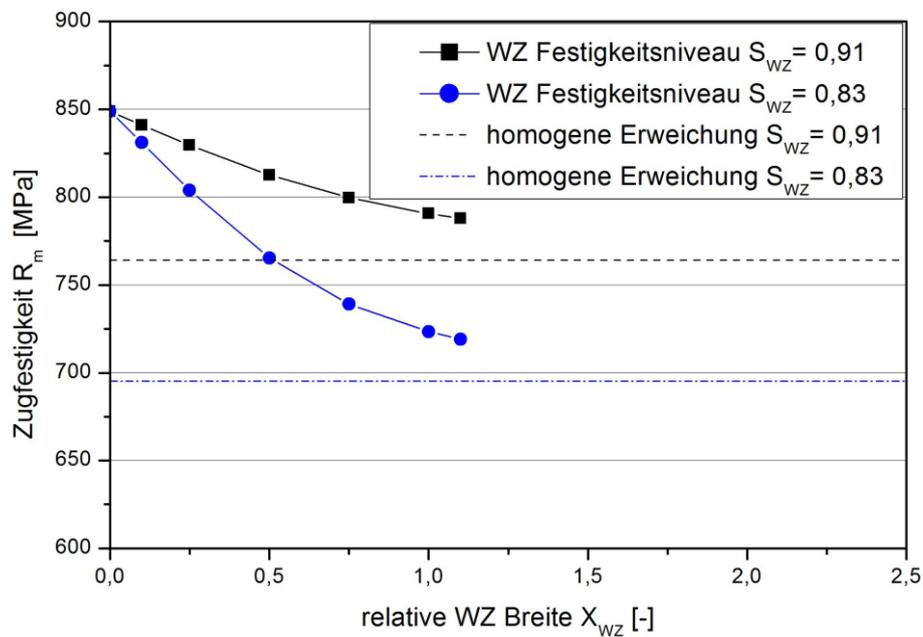


Abbildung 5-142: Zugfestigkeit über relative WZ-Breite, Probendicke 12 mm

Bei Betrachtung der 0,2 %-Dehngrenze (Abbildung 5-143) trat ein Unterschied zu den zuvor durchgeführten Untersuchungen auf. Hier wies die Probenform mit höherem WZ-Festigkeitsniveau eine höhere 0,2 %-Dehngrenze im Vergleich zum niedrigen WZ-Festigkeitsniveau auf. Eine Erklärung für diesen Umstand findet sich wiederum in der homogenen physikalischen WEZ-Simulation, wo die Fließkurven der eingesetzten Eingabeparameter zwar einen annähernd ähnlichen Fließbeginn, jedoch mit steigenden Dehnungen einen deutlichen Festigkeitsunterschied aufwiesen (siehe Abbildung 5-112).

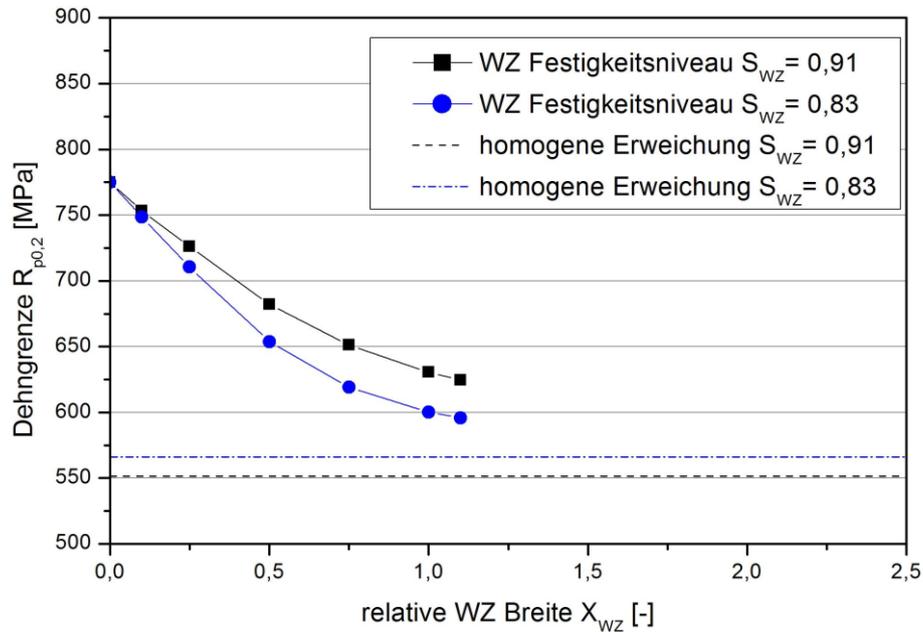


Abbildung 5-143: 0,2 %-Dehngrenze über relative WZ-Breite, Probendicke 12 mm

Abbildung 5-144 zeigt die Gleichmaßdehnung über die relative WZ-Breite für eine Probendicke von 12 mm. Auffällig ist hier, dass das Minimum der Gleichmaßdehnung bereits bei sehr kleinen relativen WZ-Breiten auftritt und anschließend stetig ansteigt. Eine mögliche Erklärung dafür ist die beschränkte Messlänge von 14 mm bei allen Probenformen (Abbildung 3-13). Die absolute WZ-Breite ist bei 12 mm Blechdicke größer als bei Proben mit geringerer Blechdicke. Die durch Radien beschränkte geometrische Messlänge wird durch die Radien im Übergang zum breiteren Kopfbereich zusätzlich gestützt, was eine mögliche Verschiebung des Minimums zu kleinen relativen WZ-Breiten bewirkt. Ebenfalls bestätigt sich das zuvor festgestellte Verhalten, wonach die Gleichmaßdehnung des niedrigeren WZ-Festigkeitsniveaus bei kleinen relativen WZ-Breiten unter, bei steigender Breite über der Gleichmaßdehnung des hohen WZ-Festigkeitsniveaus liegt.

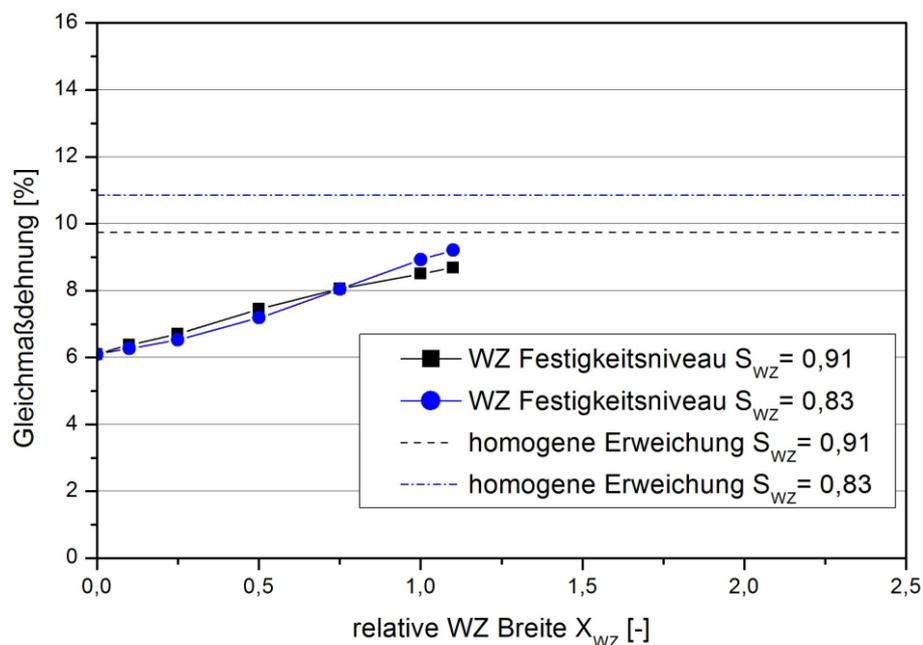


Abbildung 5-144: Gleichmaßdehnung über relative WZ-Breite, Probendicke 12 mm

Abbildung 5-145 bis Abbildung 5-147 vergleichen die verschiedenen Probendicken miteinander. Für eine bessere Vergleichbarkeit wurden die Relativwerte berechnet, wofür die jeweiligen Grundwerkstoffwerte als Basis dienen.

Die relative Zugfestigkeit (Abbildung 5-145) fällt mit steigender relativer WZ-Breite, wobei die Größe des Abfalls vom Festigkeitsniveau der WZ S_{WZ} bestimmt wird. Der Vergleich der relativen Zugfestigkeit bei einer relativen WZ-Breite von 0,25 zeigt bei einem WZ-Festigkeitsniveau von $S_{WZ} = 0,91$ einen Abfall von ca. 4 %, bei einem WZ-Festigkeitsniveau von $S_{WZ} = 0,75$ fällt die Festigkeit um 15 % ab. Im Falle einer Vergrößerung der relativen WZ-Breite auf 1,0 tritt ein noch stärker Abfall der Zugfestigkeit auf; sie fällt in diesem Fall bei einem WZ-Festigkeitsniveau von $S_{WZ} = 0,91$ um 8 % und bei einem WZ-Festigkeitsniveau von $S_{WZ} = 0,75$ um ca. 23 % ab.

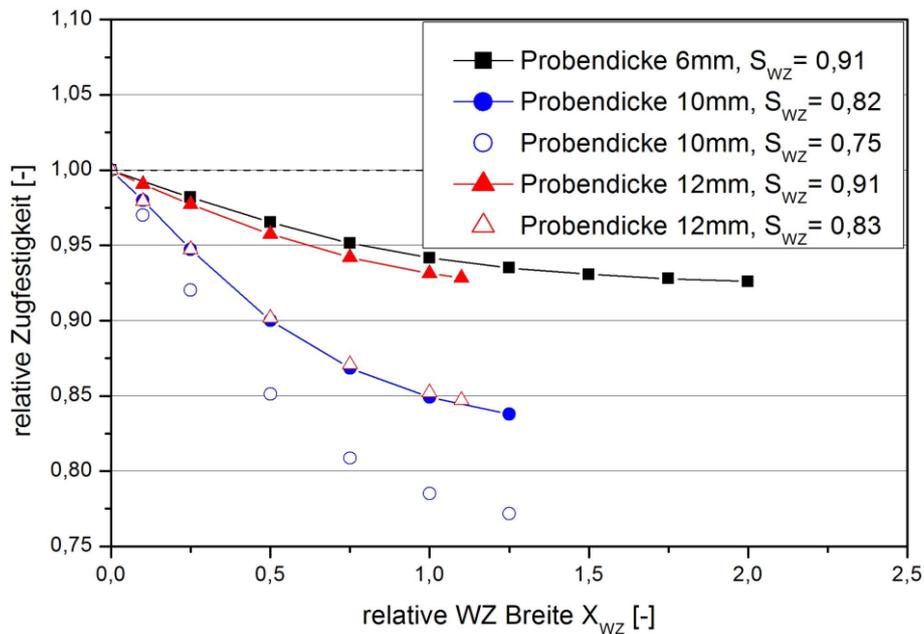


Abbildung 5-145: Vergleich der relativen Zugfestigkeit über relative WZ-Breite

Die relative 0,2 %-Dehngrenze über die relative WZ-Breite ist in Abbildung 5-146 angeführt; hier zeigte sich, dass die Verläufe stärker abfallen als bei der relativen Zugfestigkeit. Des Weiteren wird die 0,2 %-Dehngrenze durch den Fließbeginn der WZ bestimmt. Somit haben die angegebenen WZ-Festigkeitsniveaus in der Legende, die sich ausschließlich auf die Zugfestigkeit beziehen, nur informellen Charakter.

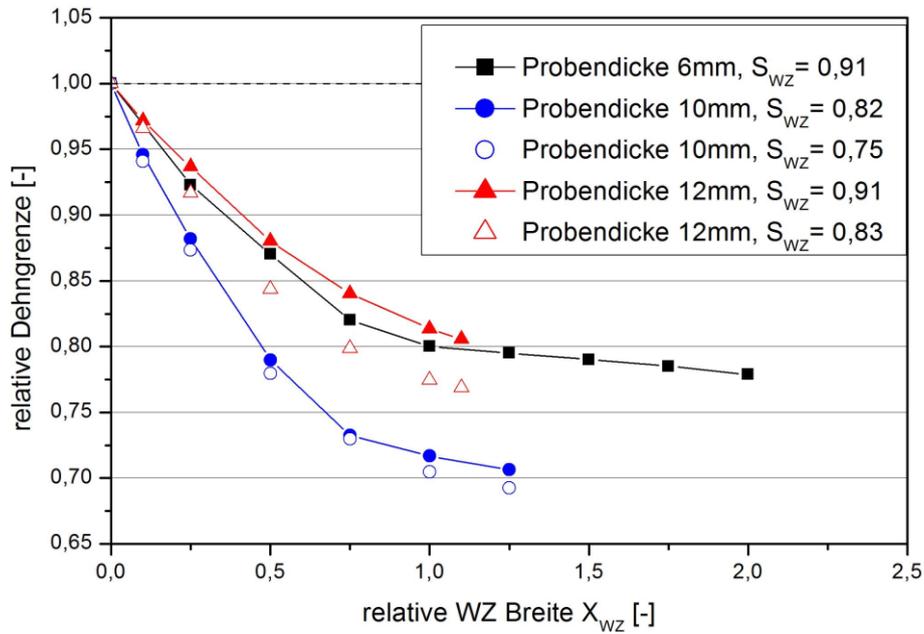


Abbildung 5-146: Vergleich der relativen Dehngrenze über die relative WZ-Breite

In Abbildung 5-147 sind die relativen Gleichmaßdehnungen der unterschiedlichen Probendicken in Abhängigkeit von der relativen WZ-Breite gegenübergestellt. Es zeigte sich noch deutlicher das zuvor besprochene Phänomen. Mit steigender absoluter WZ-Breite verschiebt sich das Minimum der Gleichmaßdehnung zu kleineren relativen WZ-Breiten. Das Minimum der Gleichmaßdehnung fällt von $X_{WZ} = 0,75$ auf $X_{WZ} = 0,25$ in Abhängigkeit von der eingesetzten Probenbreite.

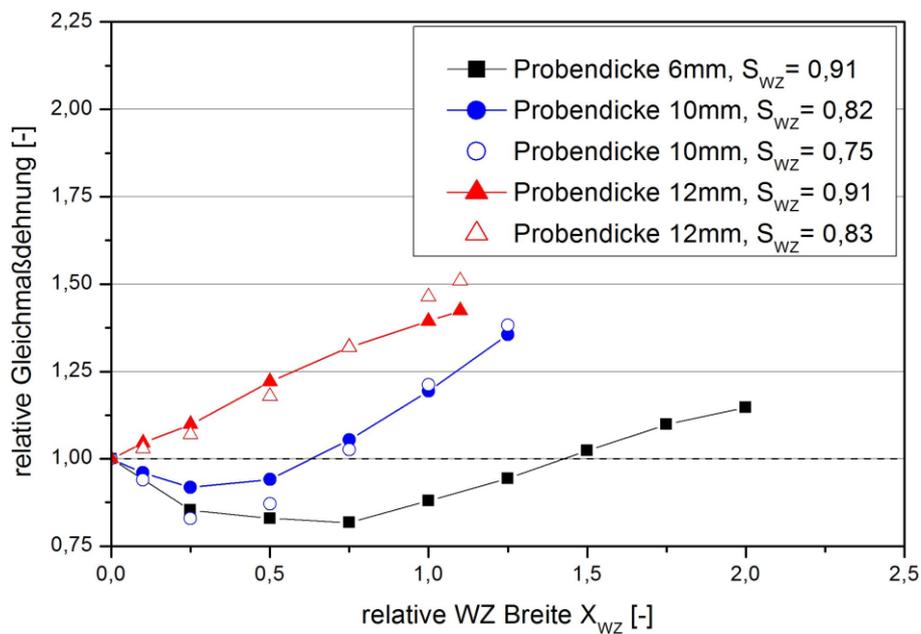


Abbildung 5-147: Vergleich der relativen Gleichmaßdehnung über die relative WZ-Breite

5.6.3 Vergleich FE-Simulation mit lokalisiert erweichten WEZ-Simulatorproben

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse aus der physikalischen WEZ-Simulation für 10 mm Blechdicke mit den Ergebnissen der numerischen Simulation verglichen. Es zeigte sich eine gute bis sehr gute Korrelation der Resultate. Der Vergleich der Zugfestigkeit zwischen physikalischer und numerischer Simulation, dargestellt in Abbildung 5-148, weist im Falle des geringeren WZ-Festigkeitsniveaus ($S_{WZ} = 0,75$) eine ausgezeichnete Übereinstimmung auf. Für das höhere WZ-Festigkeitsniveau ist diese große Übereinstimmung nicht mehr gegeben; eine mögliche Erklärung dafür liegt in der Streuung bei der Bestimmung der Fließkurven in der homogenen physikalischen WEZ-Simulation auf Grund der verhältnismäßig geringen Messlänge.

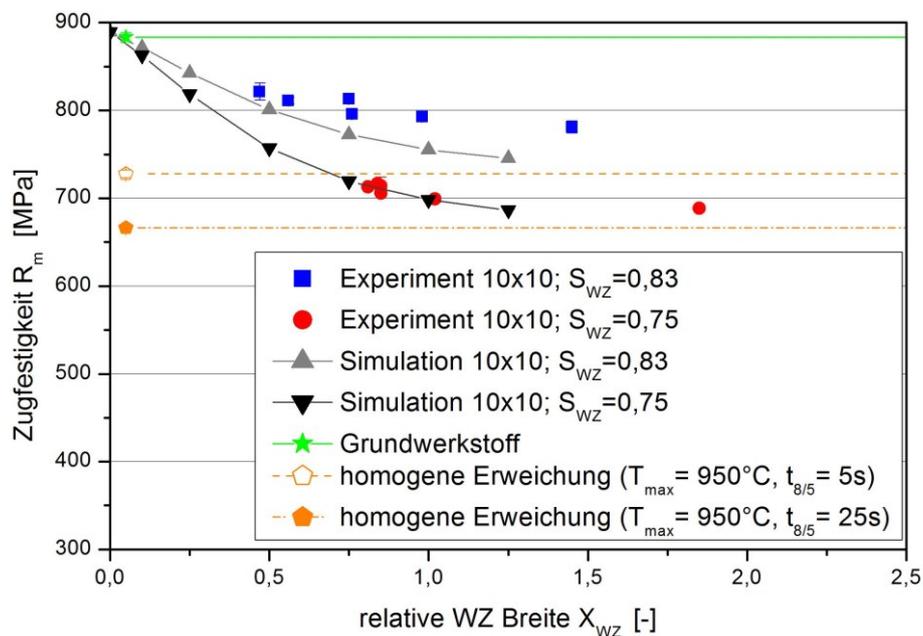


Abbildung 5-148: Abgleich der Zugfestigkeit R_m bei lokaler Erweichung; Versuch und numerische Simulation

Die physikalisch und numerisch bestimmten 0,2 %-Dehngrenzen in Abhängigkeit von der Größe der Erweichung weisen ebenfalls eine gute Übereinstimmung auf (Abbildung 5-149). Die Unterschätzung der 0,2 %-Dehngrenze bei der numerischen Simulation kann auf die Vereinfachung beziehungsweise Glättung der Fließkurve des Grundwerkstoffes bei geringen plastischen Verformungen (Beschreibung Kapitel 4.1.6) zurückgeführt werden.

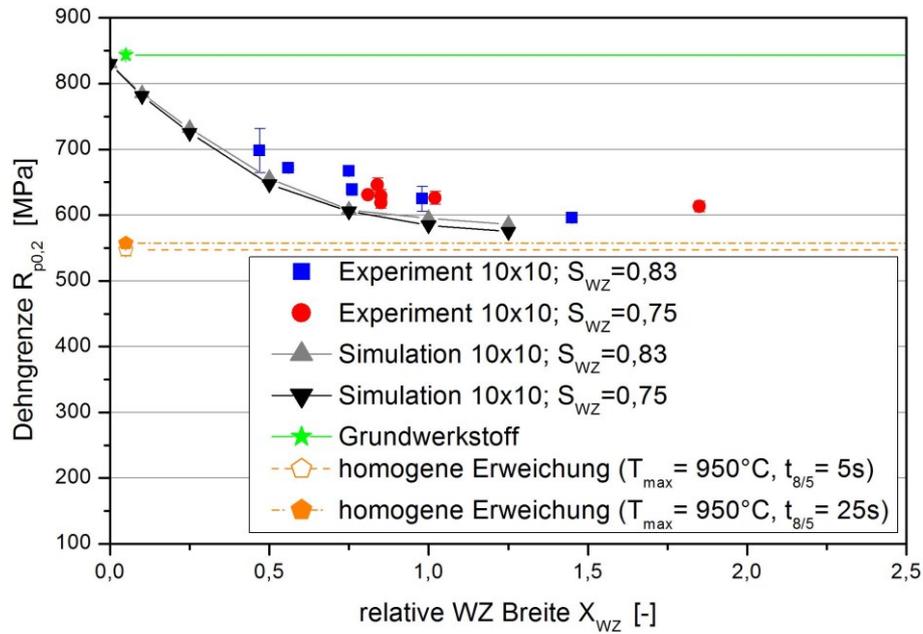


Abbildung 5-149: Abgleich der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei lokaler Erweichung; Versuch und numerische Simulation

In Abbildung 5-150 sind die Gleichmaßdehnungen in Abhängigkeit von der lokalen Erweichung für die physikalische und numerische Simulation dargestellt. Bei geringen relativen WZ-Breiten ist eine gute Korrelation der Ergebnisse gegeben, die jedoch mit der Vergrößerung der Erweichung abnimmt.

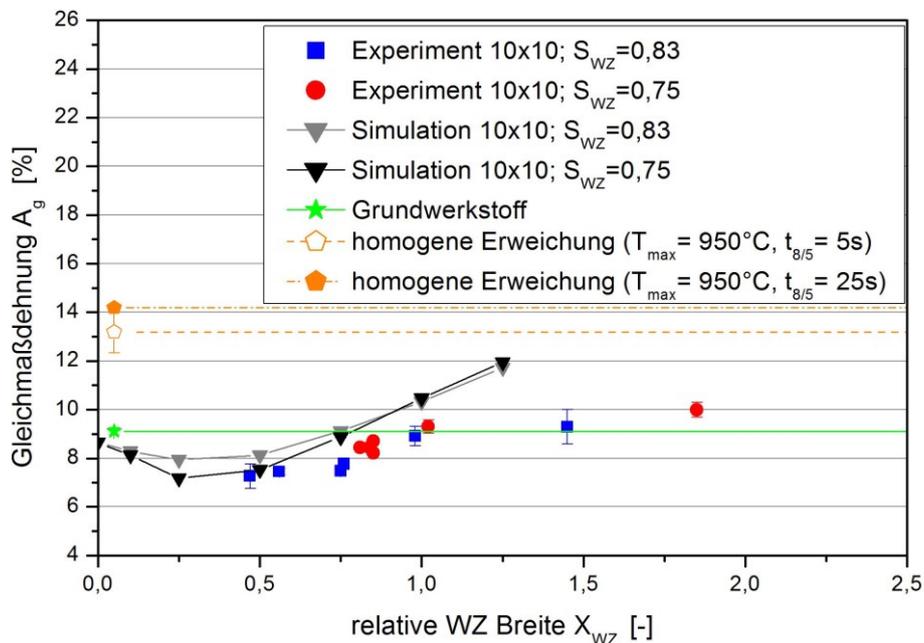


Abbildung 5-150: Abgleich der Gleichmaßdehnung A_g bei lokaler Erweichung; Versuch und numerische Simulation

5.6.4 Variation der Einflussfaktoren

Bei der Parameterstudie wurde eine gesonderte Betrachtung der einzelnen Einflussfaktoren auf die Zugfestigkeit und die 0,2 %-Dehngrenze durchgeführt.

In Abbildung 5-151 und Abbildung 5-152 wird eine Variation des Festigkeitsniveaus der Weichen Zone vorgenommen; dabei zeigte sich eine annähernd lineare Abhängigkeit sowohl für die Zugfestigkeit als auch für die 0,2 %-Dehngrenze. Ein Abfall der WZ-Festigkeit um 10 % senkt bei einer definierten relativen WZ-Breite von $X_{WZ} = 0,4$ die Zugfestigkeit der simulierten Verbindung um ca. 3 %.

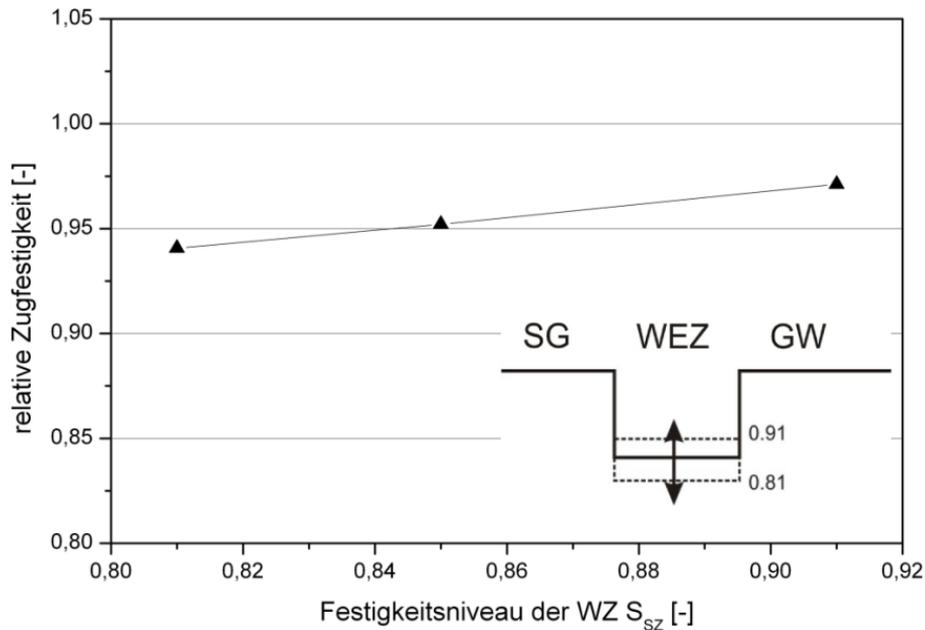


Abbildung 5-151: Einfluss der WZ-Festigkeit auf die relative Zugfestigkeit, $X_{WZ} = 0,4$, $S_{SG} = 1,0$, $X_{SG} = 0,66$, $A = 90^\circ$

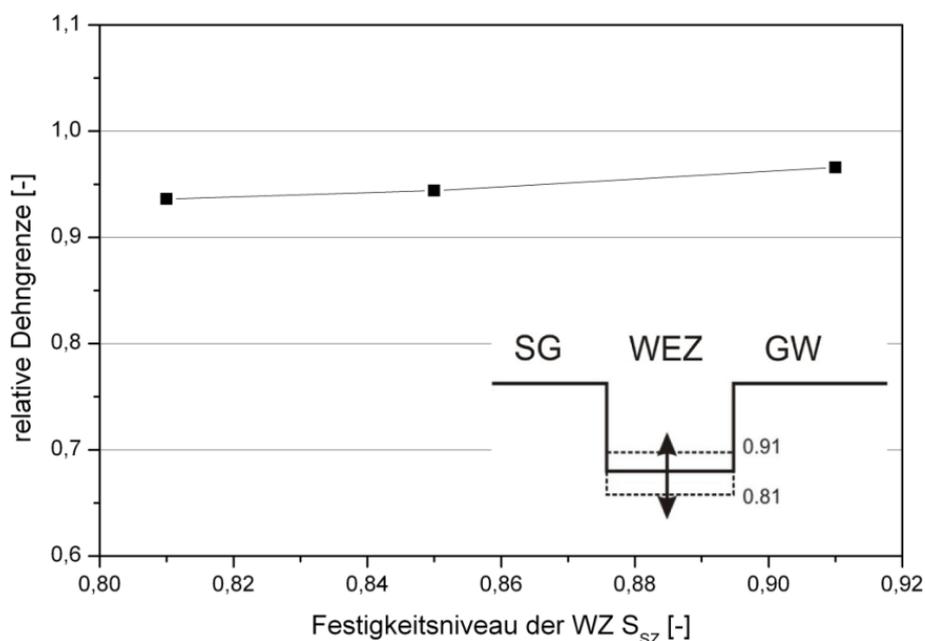


Abbildung 5-152: Einfluss der WZ-Festigkeit auf die relative 0,2 %-Dehngrenze, $X_{WZ} = 0,4$, $S_{SG} = 1,0$, $X_{SG} = 0,66$, $A = 90^\circ$

Der Einfluss der relativen WZ-Breite X_{WZ} ist in Abbildung 5-153 und Abbildung 5-154 dargestellt. Es wurde festgestellt, dass die Funktionen „relative Zugfestigkeit“ und „relative 0,2 %-Dehngrenze“ über die relative WZ-Breite exponentiell abfallen. Das WZ-Festigkeitsniveau übt dabei ebenfalls einen starken Einfluss auf die Festigkeit der simulierten Verbindung aus. Der Festigkeitsunterschied, bedingt durch unterschiedliche Härtesacktiefen, erhöht sich mit steigender relativer WZ-Breite. Der Unterschied in der relativen Zugfestigkeit bei einer relativen WZ-Breite von 0,3 beträgt dabei ca. 2,5 % bei den unterschiedlichen Härtesacktiefen; im Falle einer relativen WZ-Breite von 1,5 steigt jedoch dieser Unterschied auf ca. 7 %. Die relative Dehngrenze weist einen ähnlichen Abfall über die relative WZ-Breite X_{WZ} auf, wobei der Abfall hier noch stärker ausgeprägt ist.

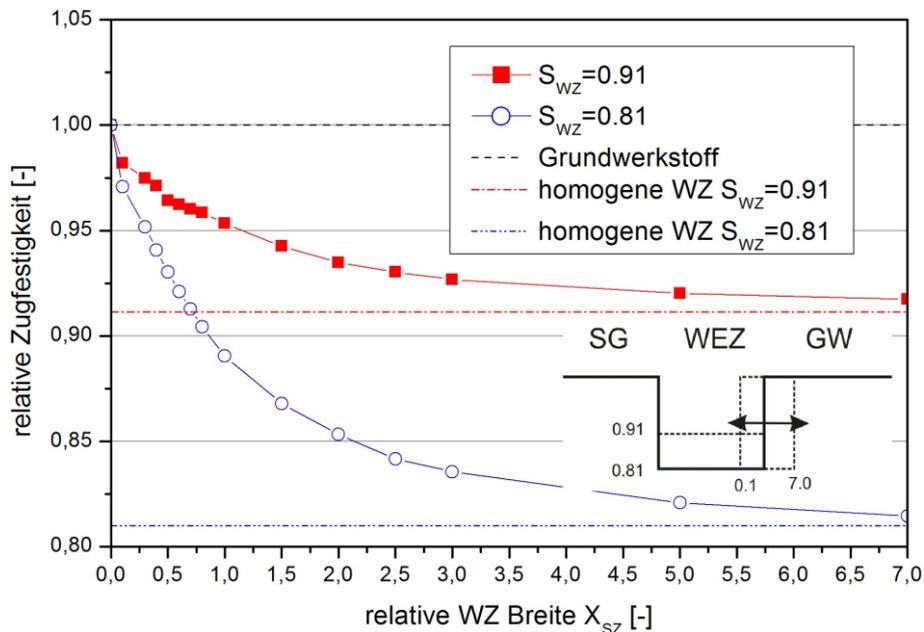


Abbildung 5-153: Einfluss der relativen WZ-Breite X_{WZ} auf die relative Zugfestigkeit, $S_{SG} = 1,0$, $X_{SG} = 0,66$, $A = 90^\circ$

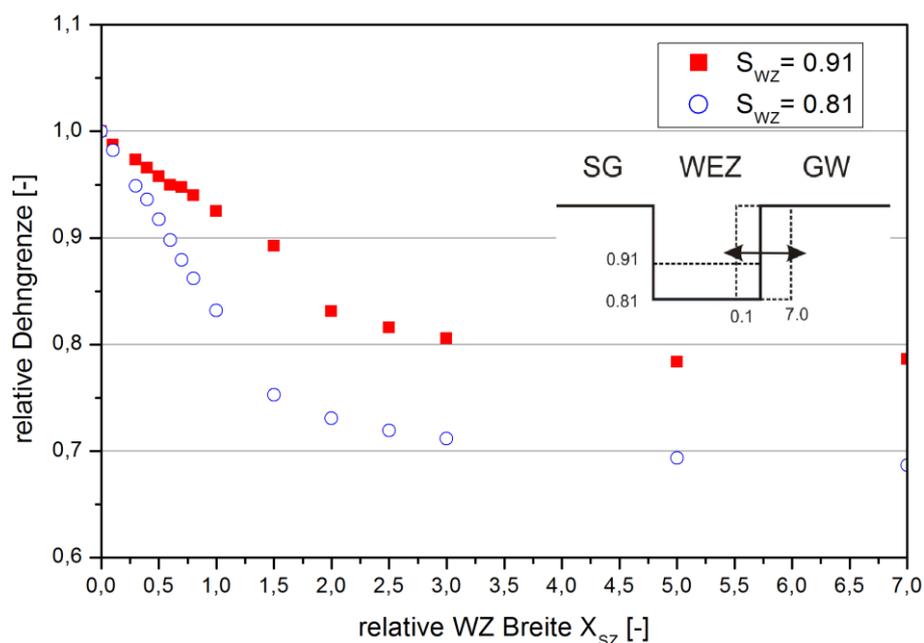


Abbildung 5-154: Einfluss der relativen WZ-Breite X_{WZ} auf die relative Dehngrenze, $S_{SG} = 1,0$, $X_{SG} = 0,66$, $A = 90^\circ$

In Abbildung 5-155 wurde das Festigkeitsniveau des Schweißgutes variiert; daraus ist erkennbar, dass die relative Zugfestigkeit in Abhängigkeit von der Schweißgutfestigkeit linear zunimmt. Eine Erhöhung derselben um 20 % erhöht die Zugfestigkeit der simulierten Verbindung um ca. 3 %, unabhängig von der Härtesacktiefe beziehungsweise von der relativen WZ-Breite. Ferner fällt auf, dass ein um 10 % höheres Festigkeitsniveau in der WZ die gleiche relative Zugfestigkeit bei $X_{WZ} = 1,0$ aufweist wie das niedrigere WZ-Festigkeitsniveau bei einer relativen WZ-Breite von 0,3. Die relative Dehngrenze über die Schweißgutfestigkeit in Abbildung 5-156 kann hingegen als nahezu konstant angenommen werden, da das Fließen, wie zu erwarten, an der schwächsten Stelle einsetzt.

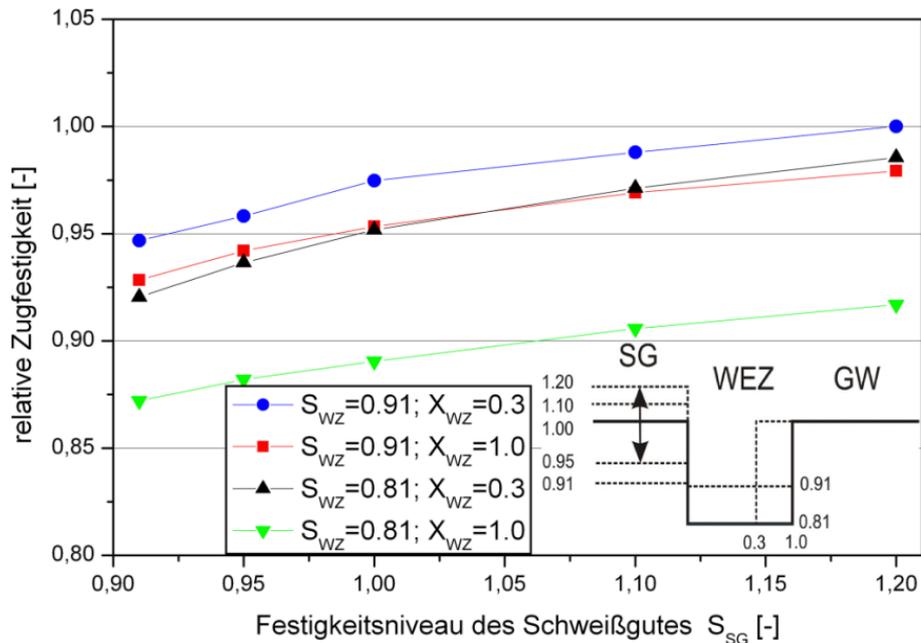


Abbildung 5-155: Einfluss des Festigkeitsniveaus des SG S_{SG} auf die relative Zugfestigkeit, $X_{SG} = 0,66$, $A = 90^\circ$

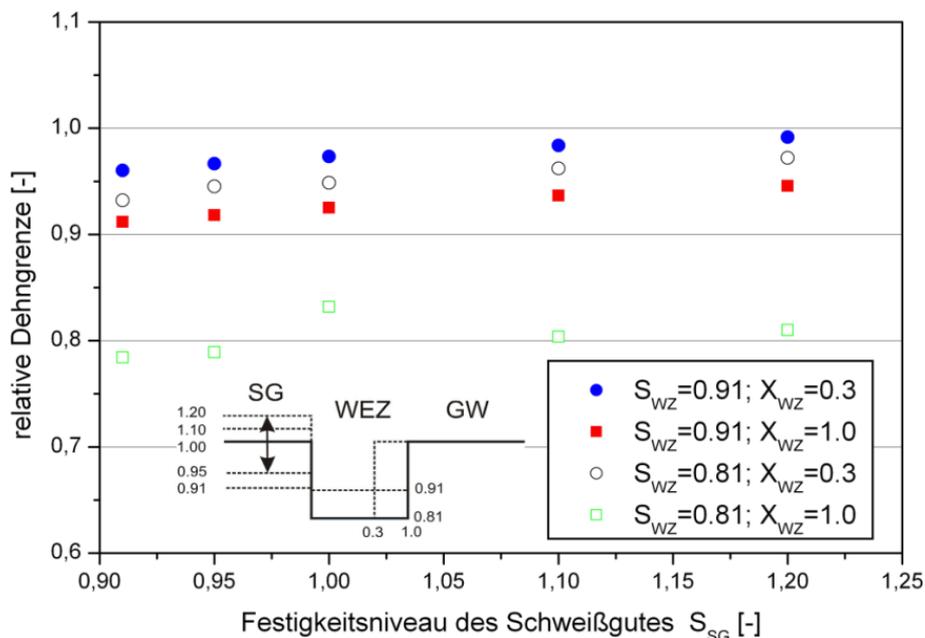


Abbildung 5-156: Einfluss des Festigkeitsniveaus des SG S_{SG} auf die relative Dehngrenze, $X_{SG} = 0,66$, $A = 90^\circ$

Der Einfluss der relativen Schweißgutbreite auf die relative Zugfestigkeit und auf die relative Dehngrenze ist in Abbildung 5-157 und Abbildung 5-158 dargestellt. Es ist erkennbar, dass die Schweißgutbreite weder auf die relative Zugfestigkeit noch auf die relative Dehngrenze einen Einfluss ausübt. Dieses Ergebnis korreliert mit den Erkenntnissen aus numerischen Simulationen von Mochizuki et al. (2004), gemäß denen die Variation ähnlich großer Schweißgutbreiten keinen Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit ausübte.

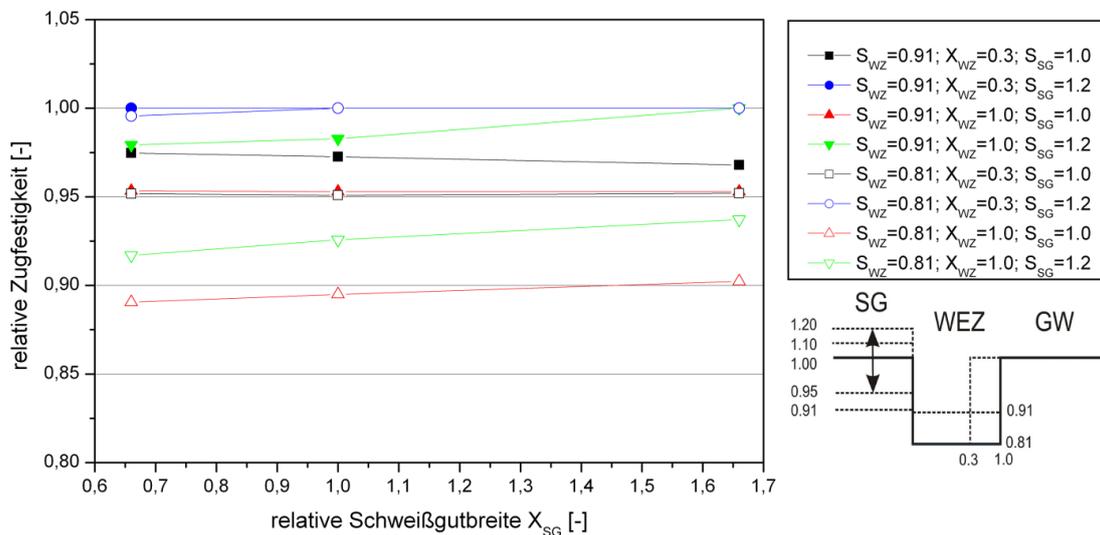


Abbildung 5-157: Einfluss der relativen Schweißgutbreite X_{SG} auf die relative Zugfestigkeit, $A = 90^\circ$

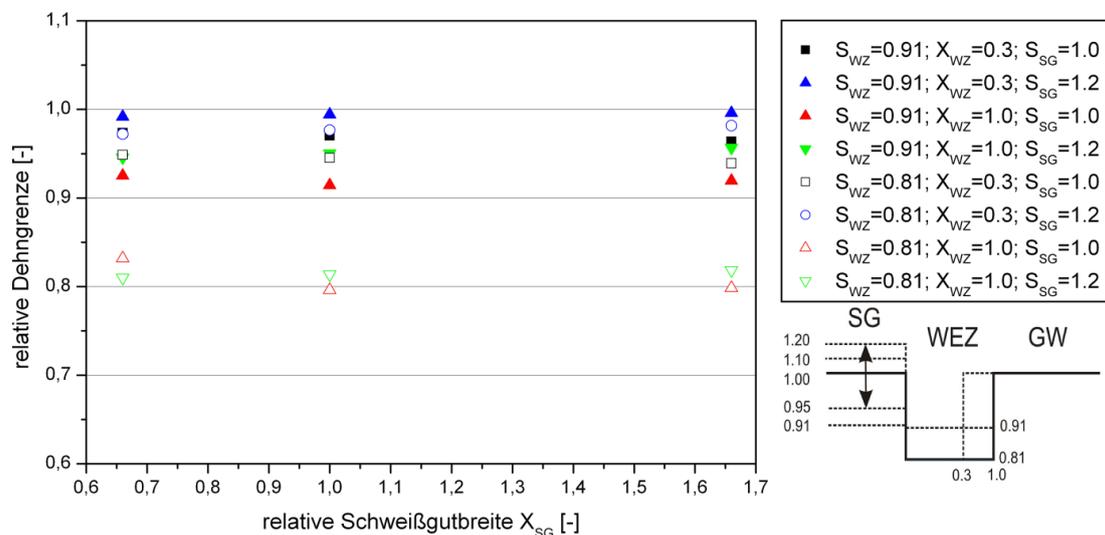


Abbildung 5-158: Einfluss der relativen Schweißgutbreite X_{SG} auf die relative Dehngrenze, $A = 90^\circ$

Bei der Betrachtung des Schweißgutflankenwinkels A trat ein ähnliches Verhalten wie bei der Schweißgutbreite auf; auch hier zeigte eine Variation keinen signifikanten Einfluss auf die relative Zugfestigkeit und auf die Dehngrenze, unabhängig von den anderen Parametern (Abbildung 5-159 und Abbildung 5-160).

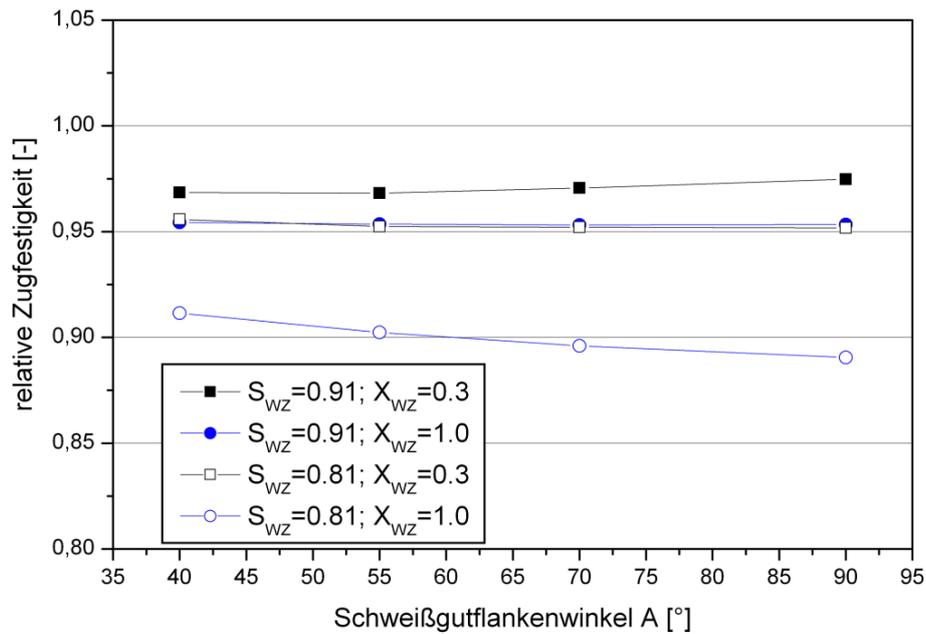


Abbildung 5-159: Einfluss des Schweißgutflankenwinkels A auf die relative Zugfestigkeit, $S_{SG} = 1,0$, $X_{SG} = 0,66$

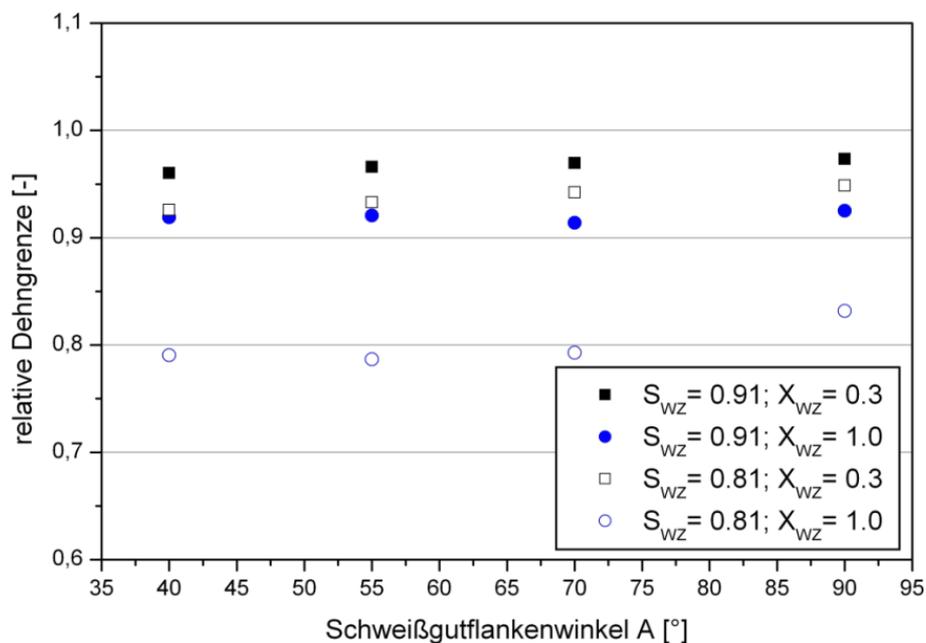


Abbildung 5-160: Einfluss des Schweißgutflankenwinkels A auf die relative Dehngrenze, $S_{SG} = 1,0$, $X_{SG} = 0,66$

5.6.5 Statistische Auswertung der Parameterstudie

Das Ziel der Regressionsanalyse war es, den funktionellen Zusammenhang zwischen den simulierten mechanischen Kennwerten einer Schweißverbindung und den als unabhängig voneinander angenommen Einflussgrößen (WZ-Festigkeit, WZ-Breite, SG-Festigkeit und Schweißgutflankenwinkel) dar-

zustellen. Dafür wurden Regressionsanalysen nach den Gleichungen (5-1) bis (5-3) durchgeführt. Die Regressionskoeffizienten der einzelnen Analyseverfahren sind in Tabelle 5-2 bis Tabelle 5-4 angeführt.

Lineare Terme:

$$\text{rel. } R_m(R_{p0,2}, A_g) = K + A_L \cdot S_{WZ} + B_L \cdot X_{WZ} + C_L \cdot S_{SG} + D_L \cdot A \quad (5-1)$$

Lineare und quadratische Terme:

$$\text{rel. } R_m(R_{p0,2}, A_g) = K + A_L \cdot S_{WZ} + A_Q \cdot S_{WZ}^2 + B_L \cdot X_{WZ} + B_Q \cdot X_{WZ}^2 + C_L \cdot S_{SG} + C_Q \cdot S_{SG}^2 + D_L \cdot A + D_Q \cdot A^2 \quad (5-2)$$

Lineare und quadratische Terme mit Wechselwirkung:

$$\begin{aligned} \text{rel. } R_m(R_{p0,2}, A_g) = & K + A_L \cdot S_{WZ} + A_Q \cdot S_{WZ}^2 + B_L \cdot X_{WZ} + B_Q \cdot X_{WZ}^2 + C_L \cdot S_{SG} + C_Q \cdot S_{SG}^2 + D_L \cdot A + D_Q \cdot A^2 + \\ & + E \cdot S_{WZ} \cdot X_{WZ} + F \cdot S_{WZ} \cdot S_{SG} + G \cdot S_{WZ} \cdot A + H \cdot X_{WZ} \cdot S_{SG} + I \cdot X_{WZ} \cdot A + J \cdot S_{SG} \cdot A \end{aligned} \quad (5-3)$$

Tabelle 5-2: Regressionskoeffizienten der linearen Regression

Faktoren	Regressionskoeffizienten			
		Zugfestigkeit	Dehngrenze	Gleichmaßdehnung
Konstant	K	0,427536	0,104312	-1,82202
WZ-Festigkeit (linear) S_{WZ}	A_L	0,448630	0,866127	1,31088
WZ-Breite (linear) X_{WZ}	B_L	-0,044203	-0,117903	-0,07901
SG-Festigkeit (linear) S_{SG}	C_L	0,175767	0,131014	1,36382
Schweißgutflankenwinkel (linear) A	D_L	-0,000148	0,000127	-0,00071

Tabelle 5-3: Regressionskoeffizienten der linear-quadratischen Regression

Faktoren	Regressionskoeffizienten			
		Zugfestigkeit	Dehngrenze	Gleichmaßdehnung
Konstant	K	-0,191284	-0,537434	2,2655
WZ-Festigkeit (linear) S_{WZ}	A_L	0,011902	1,712052	-17,9959
WZ-Festigkeit (quadr.) S_{WZ}^2	A_Q	0,253446	-0,490915	11,2043
WZ-Breite (linear) X_{WZ}	B_L	-0,064437	-0,192952	-0,3889
WZ-Breite (quadr.) X_{WZ}^2	B_Q	0,011446	0,042452	0,1753
SG-Festigkeit (linear) S_{SG}	C_L	1,711428	0,708957	9,5669
SG-Festigkeit (quadr.) S_{SG}^2	C_Q	-0,709546	-0,267036	-3,7902
Schweißgutflankenwinkel (linear) A	D_L	-0,000439	-0,000137	-0,0034
Schweißgutflankenwinkel (quadr.) A^2	D_Q	0,000002	0,000002	0,0000

Tabelle 5-4: Regressionskoeffizienten der linear-quadratischen Regression mit Wechselwirkung

Faktoren	Regressionskoeffizienten			
		Zugfestigkeit	Dehngrenze	Gleichmaßdehnung
Konstant	K	0,124355	0,162511	7,9228
WZ-Festigkeit (linear) S_{WZ}	A_L	-0,500706	0,724642	-26,9044
WZ-Festigkeit (quadr.) S_{WZ}^2	A_Q	0,253446	-0,490915	11,2043
WZ-Breite (linear) X_{WZ}	B_L	-0,431739	-0,810857	0,5943
WZ-Breite (quadr.) X_{WZ}^2	B_Q	0,011446	0,042452	0,1753
SG-Festigkeit (linear) S_{SG}	C_L	1,894901	0,556908	5,1175
SG-Festigkeit (quadr.) S_{SG}^2	C_Q	-0,709546	-0,267036	-3,7902
Schweißgutflankenwinkel (linear) A	D_L	-0,001085	0,002668	-0,0023
Schweißgutflankenwinkel (quadr.) A^2	D_Q	0,000002	0,000002	0,0000
$S_{WZ} * X_{WZ}$	E	0,458855	0,794503	0,2039
$S_{WZ} * S_{SG}$	F	-0,095889	0,324503	7,3077
$S_{WZ} * A$	G	0,002847	-0,001459	0,0161
$X_{WZ} * S_{SG}$	H	-0,007106	-0,045756	-1,0281
$X_{WZ} * A$	I	-0,000282	-0,000226	-0,0012
$S_{SG} * A$	J	-0,001457	-0,001281	-0,0131

In Tabelle 5-5 sind die Determinationskoeffizienten der mechanischen Kennwerte und die dabei zu Grunde liegende Versuchsplanung aufgeführt. Wie zu erwarten, sinkt die Abweichung bei Einführung quadratischer Terme oder bei Termen mit Wechselwirkung. Ein Vergleich der Prognosewerte mit den beobachteten Werten der mechanischen Kennwerte in Abbildung 5-161 bis Abbildung 5-163 bestätigte dies noch einmal. Die bestimmten Determinationskoeffizienten (Tabelle 5-5) weisen bei der Zugfestigkeit und der 0,2 %-Dehngrenze eine sehr gute Übereinstimmung von Prognosewert mit beobachtetem Wert auf, die Regressionsanalyse der Gleichmaßdehnung zeigt hingegen eine weitaus größere Abweichung.

Tabelle 5-5: Aufstellung der Regressionsmodelle und ihr Determinationskoeffizient R^2

Einflussgröße	Regressionsmodell	Determinationskoeffizient R^2
Relative Zugfestigkeit	Linear	0,89745
	Linear + quadratisch	0,90794
	Linear + quadratisch mit WW	0,98897
Relative Dehngrenze	Linear	0,92884
	Linear + quadratisch	0,93853
	Linear + quadratisch mit WW	0,99198
Relative Gleichmaßdehnung	Linear	0,75701
	Linear + quadratisch	0,79414
	Linear + quadratisch mit WW	0,93906

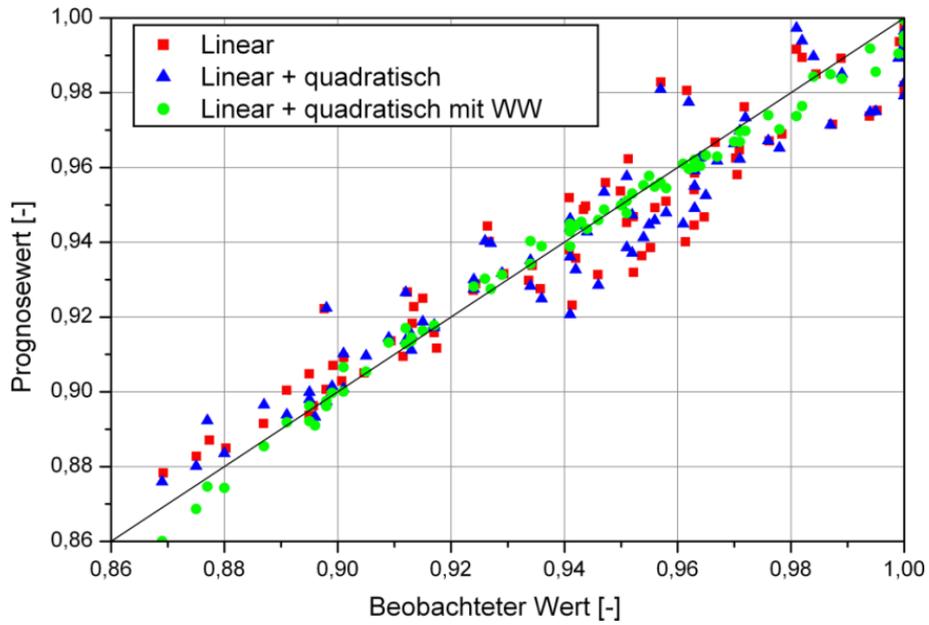


Abbildung 5-161: Vergleich Prognosewert mit beobachtetem Wert der relativen Zugfestigkeit

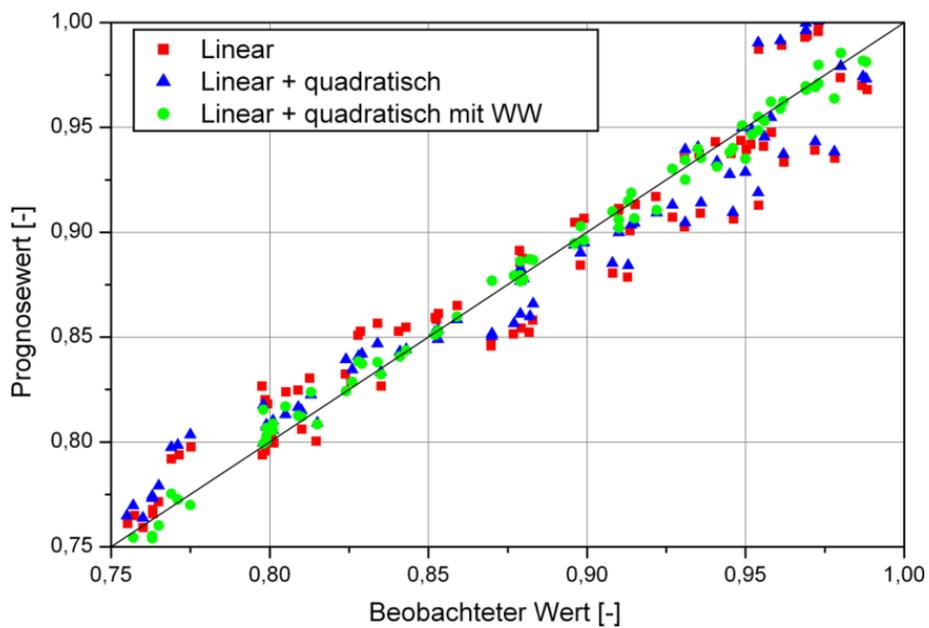


Abbildung 5-162: Vergleich Prognosewert mit beobachtetem Wert der relativen 0,2 %-Dehngrenze

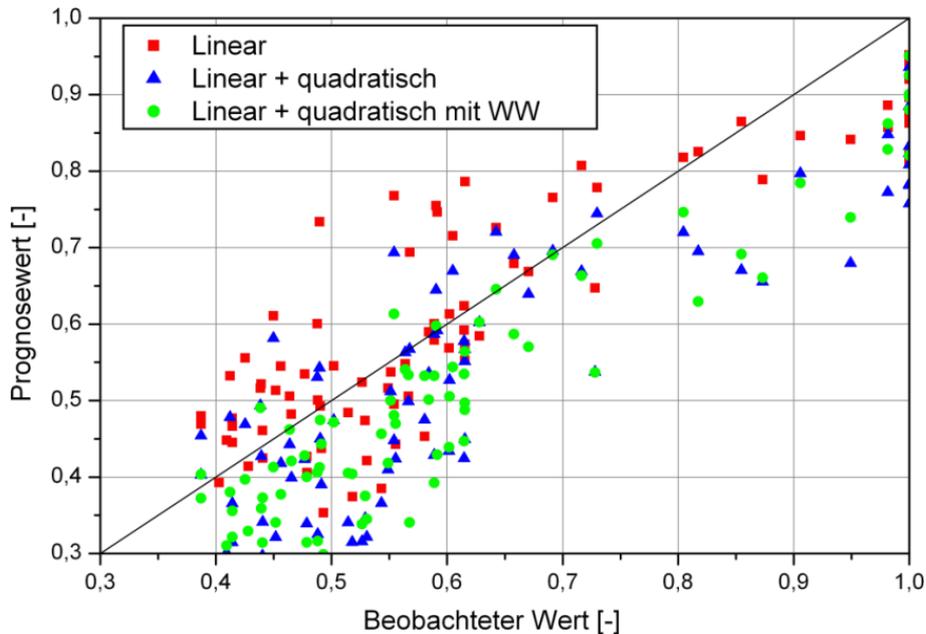


Abbildung 5-163: Vergleich Prognosewert mit beobachtetem Wert der relativen Gleichmaßdehnung

Mit der Datenbasis der Parameterstudie wurde zusätzlich eine Pareto-Analyse durchgeführt, um die Bedeutung einer Einflussgröße auf die Zugfestigkeit der Verbindung erfassen zu können. Es ergab sich folgende Reihung der Größe des Einflusses auf die Zugfestigkeit der Verbindung quer zur Schweißnaht:

1. Breite der Weichen Zone
2. Festigkeit in der Weichen Zone
3. Festigkeit des Schweißgutes
4. Schweißgutflankenwinkel

Die Ergebnisse über die Bedeutung des Einflusses stimmen mit den Kurvenverläufen (Funktionsverläufen) aus der Parameterstudie gut überein, wobei beim Schweißgutflankenwinkel anzumerken ist, dass sich diese Einflussgröße hart an der statistischen Signifikanzgrenze befindet.

Der Vergleich mit den Ergebnissen aus den realen Schweißversuchen (siehe Abbildung 5-74) zeigte ein korrelierendes Verhalten zur Reihung der Pareto-Analyse. Die Interaktion der Einflussgrößen erschwert die Vergleichbarkeit, jedoch bestätigt der stärkere Abfall der Verbindungsfestigkeit, auf Grund des größeren Härteabfalles in der WZ, das Ergebnis aus der Pareto-Analyse, gemäß der das Festigkeitsniveau der WZ, nach der relativen WZ-Breite und noch vor dem Festigkeitsniveau des Schweißgutes, eine hohe Bedeutung für die Verbindungsfestigkeit aufweist. Die Schweißgutfestigkeit übt ebenfalls einen signifikanten Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit aus, wie die Verifikation mit den Schweißversuchen beweist. Im Gegensatz dazu zeigt die Nahtform bei den Mehrlagenschweißungen keinen festigkeitswirksamen Einfluss. Diese Erkenntnis korreliert mit der Aussage des Schweißgutflankenwinkels, wonach kaum ein Einfluss (hart an der statistischen Signifikanzgrenze) auf die Verbindungsfestigkeit bei der Pareto-Analyse festgestellt wurde.

Zusätzlich ist zu erwähnen, dass die Regressionsanalyse nur in den betrachteten Anwendungsgrenzen (relative WZ-Breite, Schweißgutfestigkeiten und Verfestigungsverhalten der unterschiedlichen Zonen) Gültigkeit hat.

5.6.6 Vergleich des Regressionsmodelles mit realen Schweißungen und Literaturstellen

In Abbildung 5-164 sind die Ergebnisse aus dem realen Schweißversuch (einlagig, Evenmatched-Verbindung), dem zuvor erwähnten Regressionsansatz und aus der Literatur (Kapitel 2.2.1.5) bekannten Formeln für die Abschätzung der Verbindungsfestigkeit gegenübergestellt. Es zeigte sich, dass der Regressionsansatz in einem relativen WZ-Bereich von $X_{WZ} = 0,2$ bis $X_{WZ} = 0,7$ die beste Korrelation zu den realen Schweißversuchen aufzeigte. In diesem Bereich liegt auch die Erweichung beim Einsatz üblicher Schweißparameter. Die Näherungsformeln von Mochizuki et al. (2004) sowie Rodrigues et al. (2004) weisen ebenso eine gute Näherung zur realen Verbindungsfestigkeit auf. Die Ansätze von Shron und Bakshi (1962) mit und ohne Verfestigung in der WZ weisen hingegen eine weniger gute Korrelation zu den Ergebnissen auf.

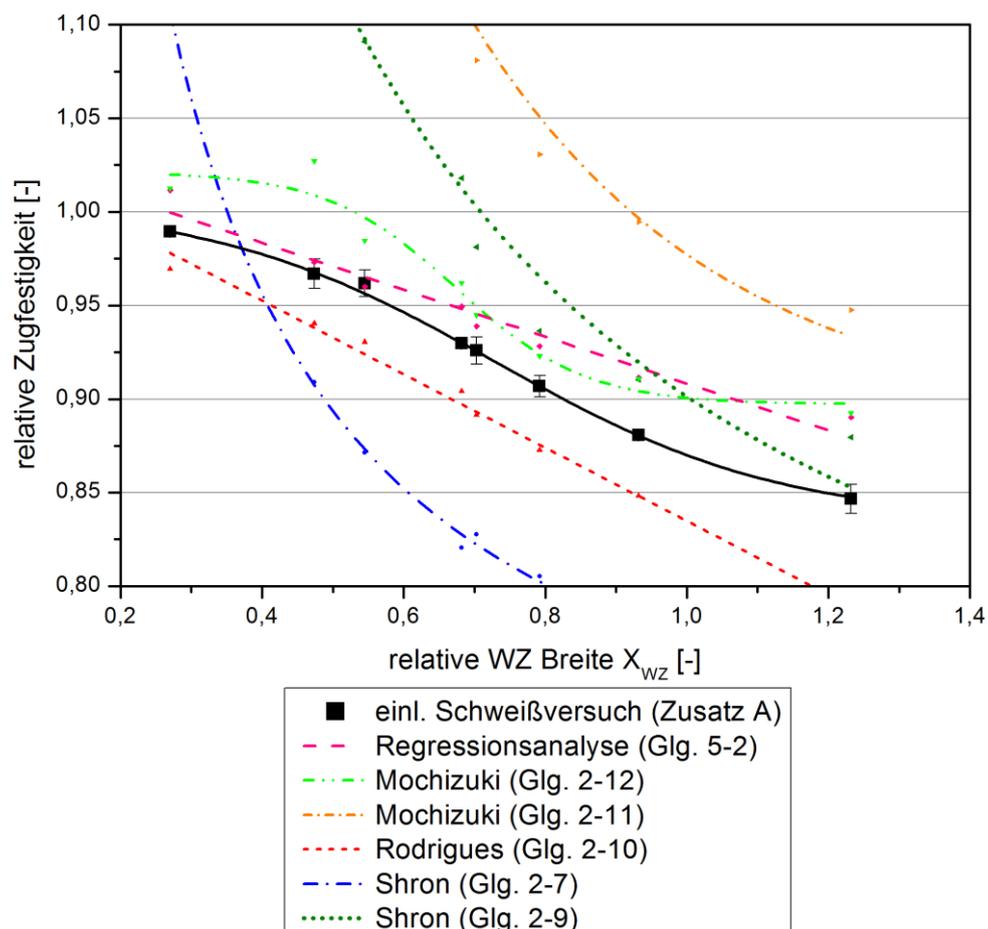


Abbildung 5-164: Vergleich der Verbindungsfestigkeit einer realen Schweißverbindung mit diversen Modellen zur Abschätzung der Verbindungsfestigkeit

5.6.7 Matching-Untersuchung

In der folgenden Ergebnisdarstellung stellt die Probe links eine Evenmatching-Verbindung dar, die in der Mitte eine Overmatching-Verbindung, und rechts befindet sich zum Abgleich die Probe aus dem homogenen Grundwerkstoff. Um die Verformung in den örtlich stark begrenzten Bereichen besser darstellen zu können, wurde in den darauf folgenden Ansichten der Deformationsskalierungsfaktor (Deformation Scale Faktor) auf 7 erhöht.

Das Simulationsergebnis des ingenieurmäßigen Zugversuches wird in Abbildung 5-165 präsentiert. Es lässt sich das höhere Festigkeitsniveau der Verbindung bei Overmatching gegenüber dem Evenmatching feststellen. Auffällig dabei ist allerdings, dass das Festigkeitsniveau der Overmatching-Verbindung leicht über dem des Grundwerkstoffes liegt. Eine Erklärung dafür liegt in der sehr hohen bei der Simulation verwendeten Schweißgutfestigkeit, auf Grund derer es zu einer Verlagerung der Dehnungskonzentration aus der WZ in den angrenzenden Grundwerkstoff kommt. Durch die hohe Festigkeit des Schweißgutes auf der einen Seite und die Vergrößerung der Breite durch den beginnenden Kopfradius auf der anderen Seite treten im Grundwerkstoff zwischen dem Schweißgut und dem Probenkopfradius Stützeffekte auf, welche die Querkontraktion in diesem Bereich behindern und somit das Festigkeitsniveau der Verbindung gegenüber dem homogenen Grundwerkstoff heben. Die Simulation der homogenen Grundwerkstoffprobe besitzt im Vergleich dazu keinen Bereich mit höherer Festigkeit in der Mitte der Probe; somit wird die Querkontraktion lediglich von der im Vergleich großen Messlänge zwischen den Probenbreitenänderungen durch die Kopfradien behindert. Dieses Phänomen wurde auch bei experimentellen Strahlschweißversuchen an hochfesten Werkstoffen beobachtet (Maurer, et al., 2012), bei denen es ebenfalls zu großen Aufhärtungen im Bereich des Schweißgutes kam.

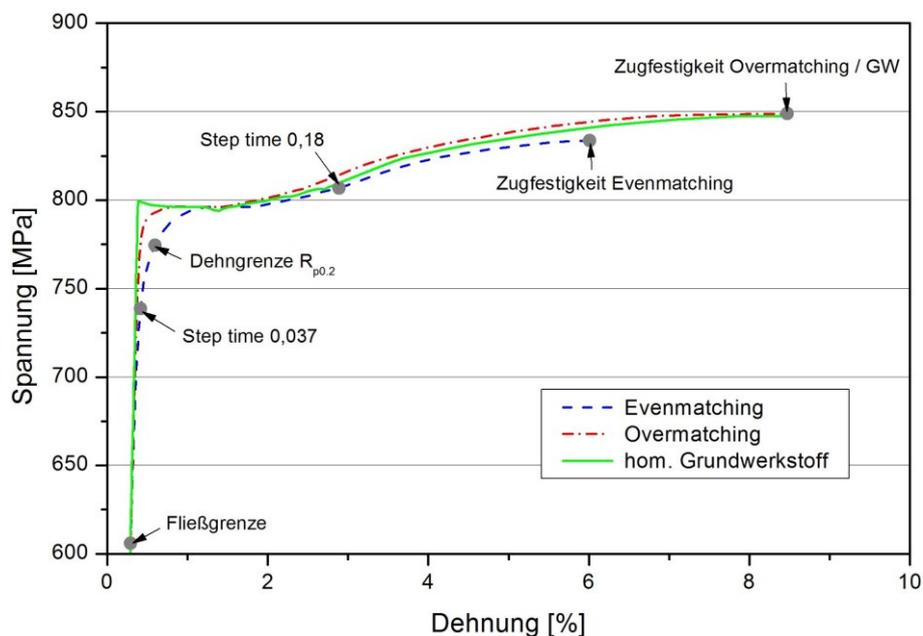


Abbildung 5-165: Einfluss des Matching-Verhältnisses auf den simulierten Zugversuch, relative WZ-Breite $x_{wz} = 0,5$

Die in der Spannungs-Dehnungskurve eingetragenen charakteristischen Punkte (Abbildung 5-165), werden anschließend in einer graphischen Auswertung (äquivalente plastische Dehnung (PEEQ), Verschiebung u) genauer erörtert (Abbildung 5-166 bis Abbildung 5-172).

In Abbildung 5-166 ist die PEEQ für das Zeitinkrement bei der Fließgrenze der simulierten Schweißzugproben dargestellt. Wie zu erwarten, beginnt das Fließen in der WZ der Schweißverbindung, da dieser Bereich die geringste Fließgrenze aufweist. Der Grundwerkstoff mit der für angelassene TM-Stähle charakteristischen hohen Fließgrenze weist hingegen noch keine plastische Verformung auf. Erwartungsgemäß hat die Schweißgutfestigkeit keinen Einfluss auf den Fließbeginn und die Höhe der plastischen Dehnungen.

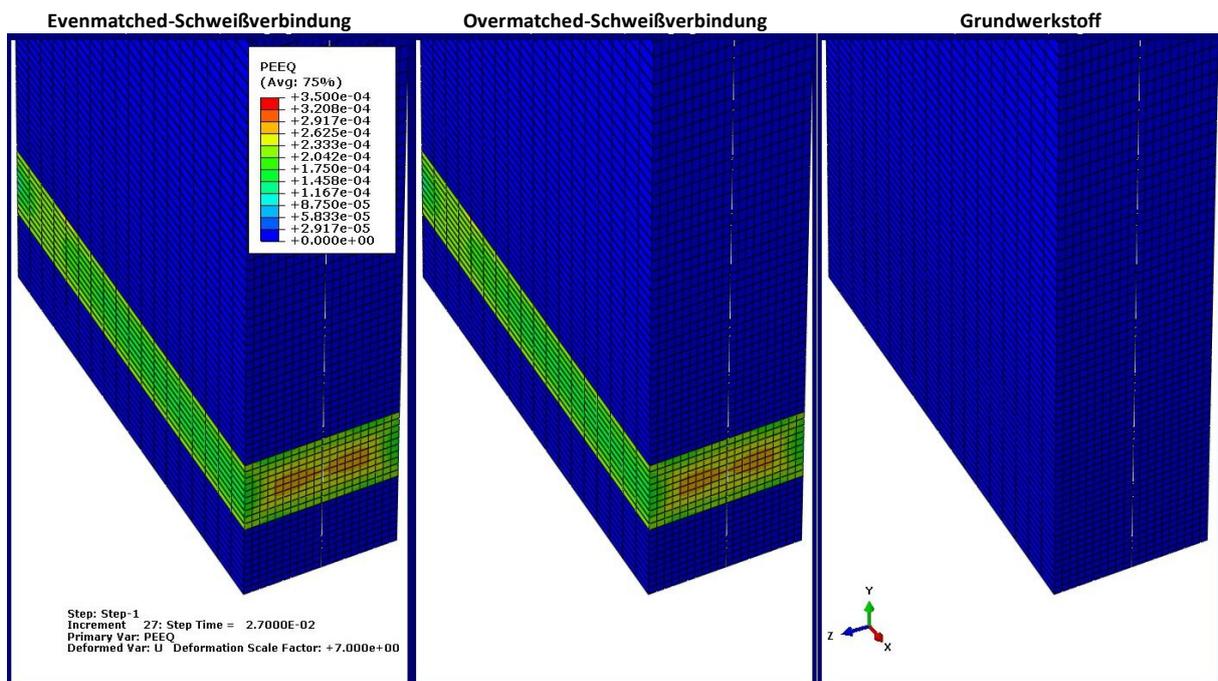


Abbildung 5-166: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der Fließgrenze der Verbindungen

Der Grundwerkstoff beginnt später zu fließen als der erweichte Bereich. Abbildung 5-167, welche ein Zeitinkrement zwischen der Fließgrenze und der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Verbindungen veranschaulicht, zeigt, dass die plastische Verformung vom Kopfradius der simulierten Zugprobe ausgeht. Wegen der Spannungsüberhöhung an der geometrischen Kerbe (Kopfradius) beginnt das Fließen in diesem Bereich. Mit fortschreitender Verformung verlagern sich die größten äquivalenten plastischen Dehnungen bei der homogenen Grundwerkstoffprobe in die Probenmitte. Dieses Verhalten wird auf das Auftreten des mehrachsigen Spannungszustandes in der Probenmitte zurückgeführt. Ebenfalls anzumerken ist, dass auch bei den heterogenen Verbindungen kleine plastischen Verformungen im Bereich des Kopfradius stattfinden. Diese Verformung ist bei der Overmatching-Verbindung ausgeprägter als bei Evenmatching, was daran liegen kann, dass letzterem ein größerer Teil der Gesamtverformung im weicheren Schweißgut und in der weniger gestützten Weichen Zone abgebaut werden kann.

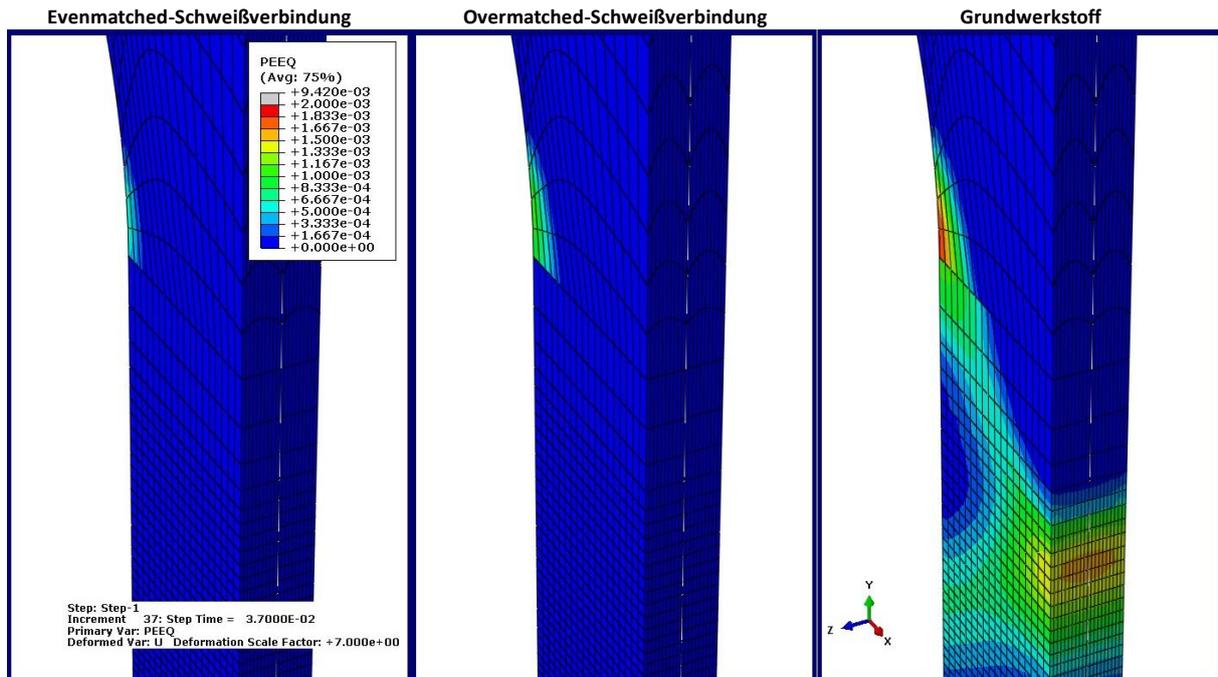


Abbildung 5-167: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) zwischen der Fließgrenze und der 0,2 %-Dehngrenze der Verbindungen (Step time 0,037)

In Abbildung 5-168 (Überblick) und Abbildung 5-169 (Detailansicht) ist die äquivalente plastische Vergleichsdehnung bei der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Verbindungen angeführt. Deutlich ersichtlich in Abbildung 5-168 ist, dass sich die Dehnungskonzentration der Grundwerkstoffprobe vollständig vom Radius in die Probenmitte verschiebt. Die Detailansicht in Abbildung 5-169 zeigt, dass sich das Maximum der äquivalenten plastischen Dehnung bei der Evenmatching-Probe in der Mitte der Probe im Zentrum der Weichen Zone konzentriert. In der Overmatching-Probe tritt im Gegensatz dazu die maximale plastische Dehnung örtlich stark begrenzt im Übergangsbereich zwischen dem festeren Schweißgut und der Weichen Zone an der Außenkante in Dickenrichtung betrachtet auf. Die lokale Konzentration der äquivalenten plastischen Dehnung in diesem Bereich wird mit dem Auftreten einer metallurgischen Kerbe (Spannungskonzentration durch Übergang von zwei Festigkeitsniveaus) und der hohen plastischen Dehnung in Breitenrichtung begründet. Durch die höhere Festigkeit des Overmatching-Schweißgutes ist auch die Stützwirkung auf die Weiche Zone größer, und die plastische Verformung in Dickenrichtung (die Querkontraktion) wird dabei behindert. Als Resultat sind die auftretenden Dehnungen in der Weichen Zone, global über den erweichten Bereich gesehen, bei Overmatching geringer, was wiederum eine Verschiebung der äquivalenten plastischen Dehnung in den unbeeinflussten Grundwerkstoff bewirkt. Dieser Effekt ist in der Probenmitte ausgeprägter als am Probenrand.

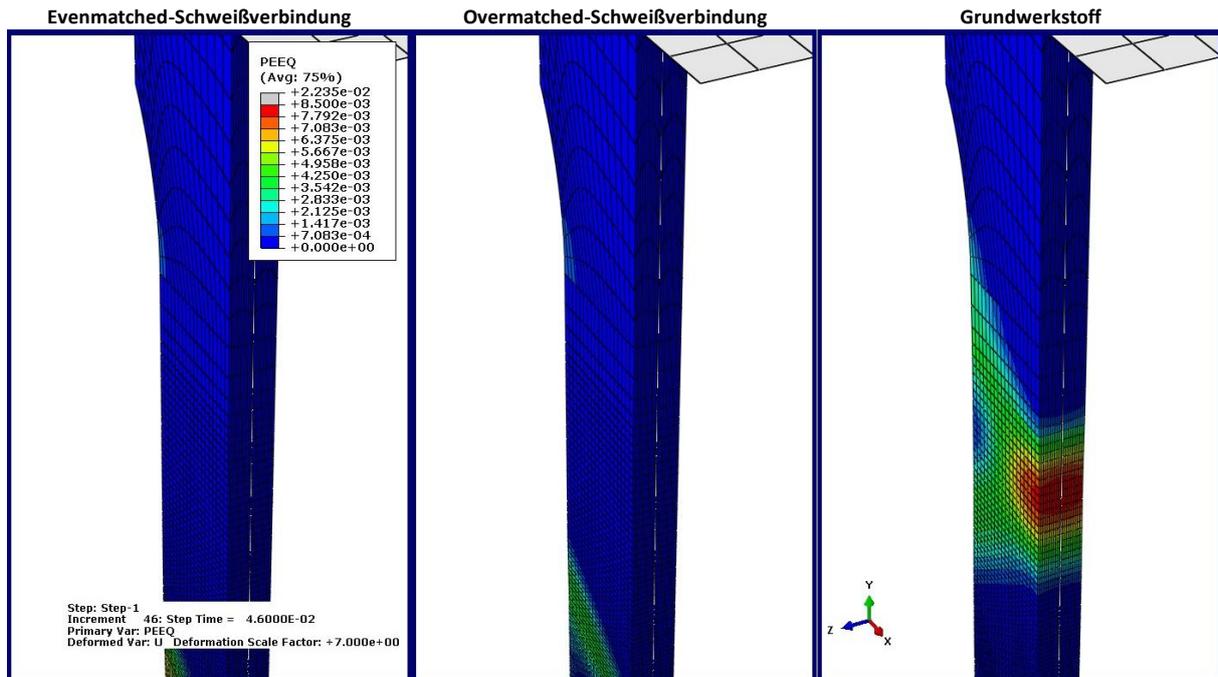


Abbildung 5-168: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Verbindungen

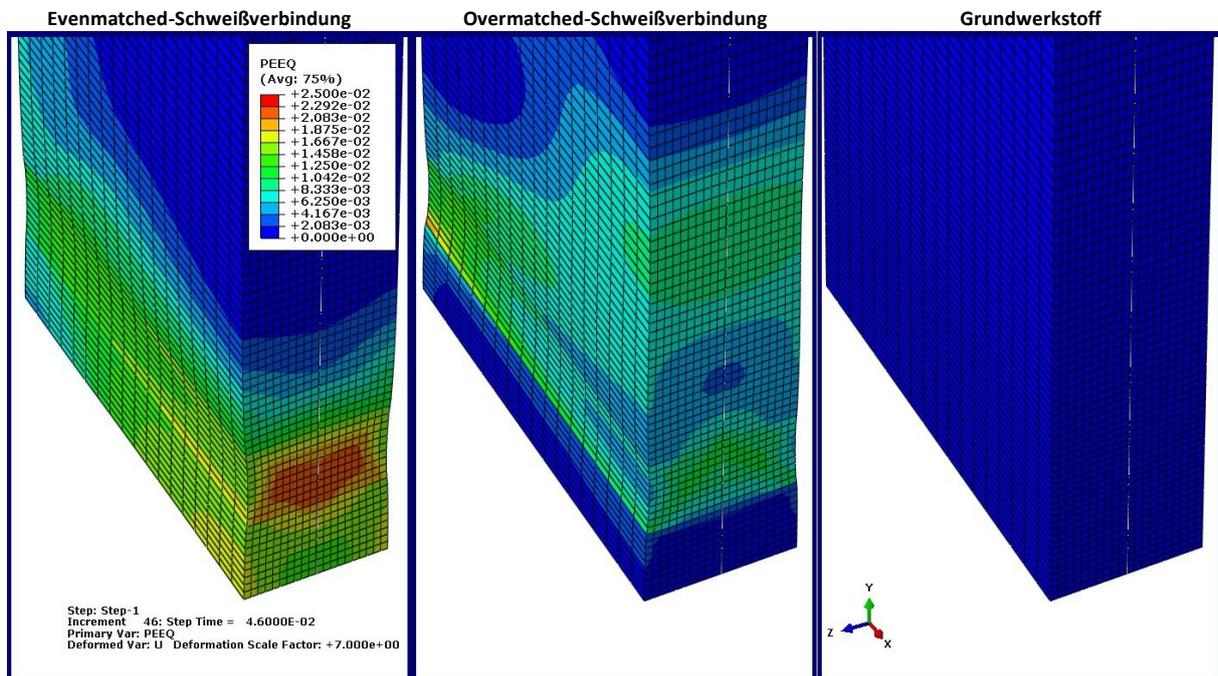


Abbildung 5-169: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Verbindungen (Detail)

Abbildung 5-170 zeigt die plastische Verformung zwischen der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und der Zugfestigkeit der Evenmatching-Verbindung. Durch die vorangegangene hohe plastische Verformung tritt auf Grund der geringeren Fließgrenze des Evenmatching-Schweißgutes im schweißgut eine sehr hohe Verfestigung auf. Als Resultat gleichen sich die Dehnungen zwischen dem Schweißgut und dem unbeeinflussten Grundwerkstoff an. Die größte äquivalente plastische Dehnung PEEQ befindet sich in der Weichen Zone. Im Vergleich dazu findet in der Overmatching-Verbindung im Schweißgut noch

immer keine großflächige plastische Verformung statt. Lediglich an der Außenkante, in Dickenrichtung betrachtet, tritt auf Grund der metallurgischen Kerbe eine Spannungsspitze auf, die eine kleine plastische Verformung in diesem Bereich bedingt. Diese starke Lokalisierung der Dehnung führt jedoch wiederum zu einer Abnahme der äquivalenten plastischen Dehnung in der Mitte der Probe im Bereich der Weichen Zone genau wie im unbeeinflussten Grundwerkstoff.

Karkhin et al. (1984 S. 6-7) führten eine ähnliche numerische Untersuchung an einer Rundzugprobe mit unterschiedlich festen Zonen (Harte Zone, Weiche Zone und Grundwerkstoff) durch und stellten fest, dass sich die äquivalenten plastischen Dehnungen an der Oberfläche und im Zentrum der Rundzugprobe konzentrierten. An der Oberfläche kam es zu einer Konzentration am Übergang der unterschiedlich festen Zonen, wohingegen sich die Dehnungen im Kreisquerschnittszentrum in der Mitte der WZ intensivierten. Einhergehend mit dieser Konzentration der Dehnungen kam es zu einer plastischen Verformung in diesen Bereichen, was einen möglichen Ausgangspunkt für das Versagen darstellt. Im Falle der aktuell durchgeführten Untersuchung konnten diese Stellen mit einer anderen Probengeometrie ebenfalls als Punkte mit maximaler Konzentration der plastischen Dehnung identifiziert werden.

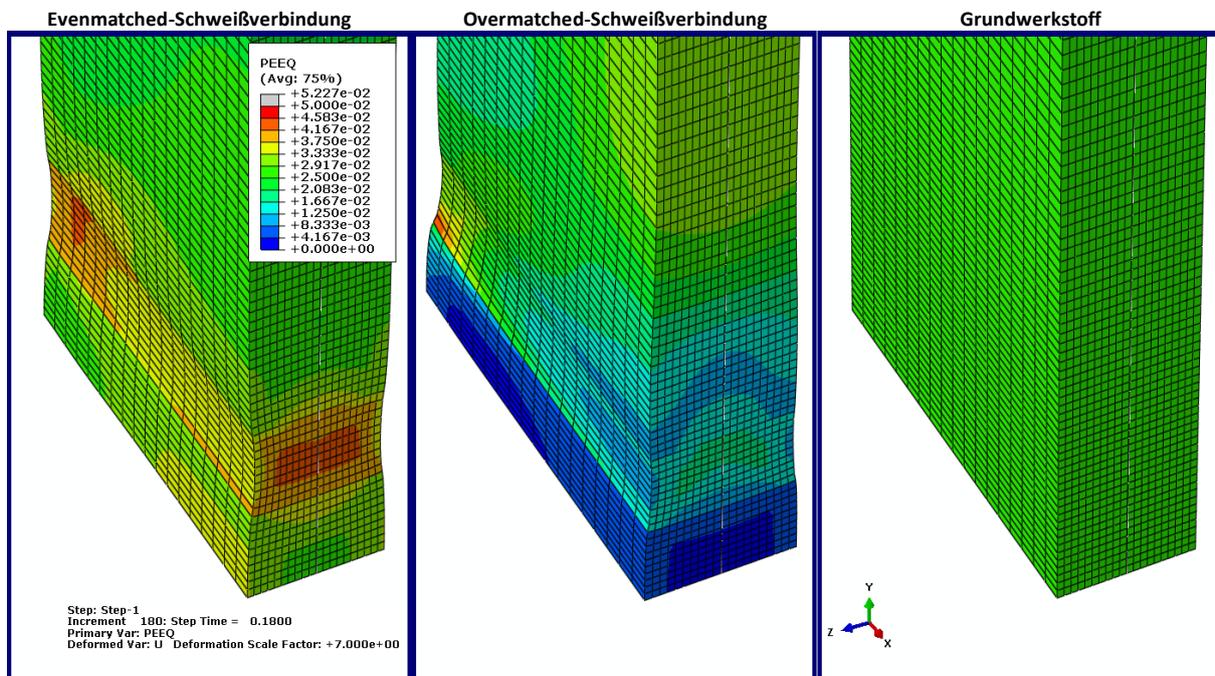


Abbildung 5-170: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) zwischen der Dehngrenze $R_{p0,z}$ und der Zugfestigkeit der Evenmatching-Verbindung (Step time 0,18)

In Abbildung 5-171 wird die plastische Verformung beim Erreichen der Zugfestigkeit der Evenmatching Schweißverbindung gezeigt. Durch die erfolgte Verfestigung in der Weichen Zone der Evenmatching-Verbindung verlagern sich die maximalen äquivalenten plastischen Dehnungen PEEQ in das Schweißgut. Bei Overmatching bildet sich bei der Lokalisierung der plastischen Dehnungen ein ähnlicher Zustand wie im vorangegangenen Verformungszustand (Abbildung 5-170) aus. Es zeigt sich, dass es beim Overmatching auf Grund des sehr großen Deformationsskalierungsfaktors neben der Konzentration der Einschnürung in der Weichen Zone am Probenrand zu einer Einschnürung im unbeeinflussten Grundwerkstoff in der Probenmitte kommt. Die Darstellung der Verschiebung in Dickenrichtung bei Overmatching in Abbildung 5-172 bestätigt diese Aussage; auffällig ist dabei, dass sich die Ver-

schiebung an der Außenkante der Probe in der Weichen Zone stark lokalisiert, im Gegensatz zur Mitte der Probe, wo die Einschnürung vergleichsweise gering ausfällt. Ferner zeigt sich, dass die Einschnürung in der Mitte der Probe neben der Weichen Zone im Grundwerkstoff ab- und anschließend wieder zunimmt. Diese Abnahme der Verformung in der Weichen Zone und im Grundwerkstoff direkt neben der Weichen Zone in der Mitte der Probe liegt wahrscheinlich in der Dehnungskonzentration in der Weichen Zone an der Außenseite der Probe in Dickenrichtung begründet. Dadurch entlastet sich dieser Teil an der Probe, was die Einschnürung wiederum reduziert.

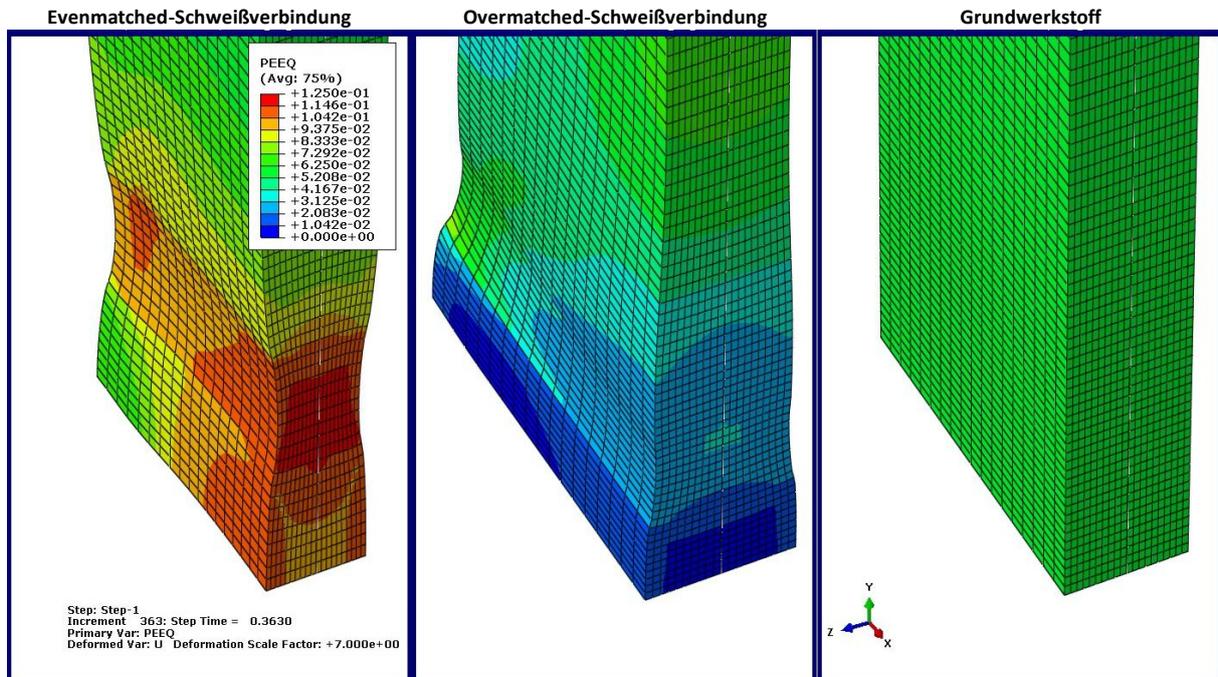


Abbildung 5-171: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der Zugfestigkeit der Evenmatching-Verbindung

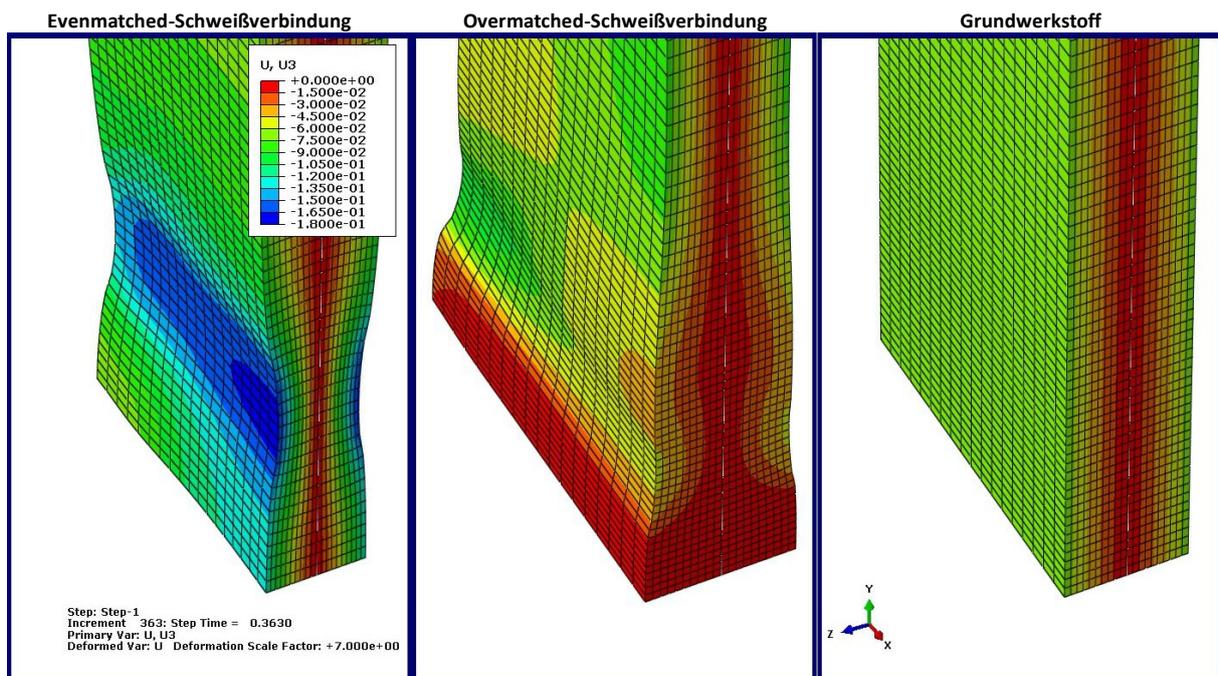


Abbildung 5-172: Verschiebung (U3) in Dickenrichtung bei der Zugfestigkeit der Evenmatching-Verbindung

In Abbildung 5-173 sind die Dehnungen in Längsrichtung der einzelnen Zonen angeführt, wobei die Messung in der Mitte der simulierten Probe erfolgte. Eine Skizze des Modelles mit den einzelnen Zonen ist in Abbildung 4-3 zu finden. Dabei sind die Ergebnisse einer Evenmatching- und Overmatching-Simulation gegenübergestellt. Die Berechnung der Dehnungen der einzelnen Zonen erfolgte nach Gleichung (4-1) bis (4-3). Im Falle von Evenmatching sind die Dehnungen im Bereich des Schweißgutes und der Weichen Zone wesentlich höher. Im Bereich des Schweißgutes ist dies auf dessen geringere Festigkeit zurückzuführen, während der Unterschied in der Weichen Zone, die sowohl bei Even- als auch bei Overmatching die gleiche Festigkeit aufweist, auf unterschiedlich hohe Stützwirkungen zurückgeführt wird. Bei Overmatching liegen die Dehnungen in der Weichen Zone und im Schweißgut größtenteils unter den Dehnungen des gesamten Bereiches (bezogen auf die Messlänge L_0). Die sehr hohe Festigkeit des Overmatching-Schweißgutes stützt die Weiche Zone in einem derartigen Ausmaß, dass sich die Dehnungskonzentration in der Mitte der Probe aus der WEZ in den Grundwerkstoff verlagert (siehe Abbildung 5-170).

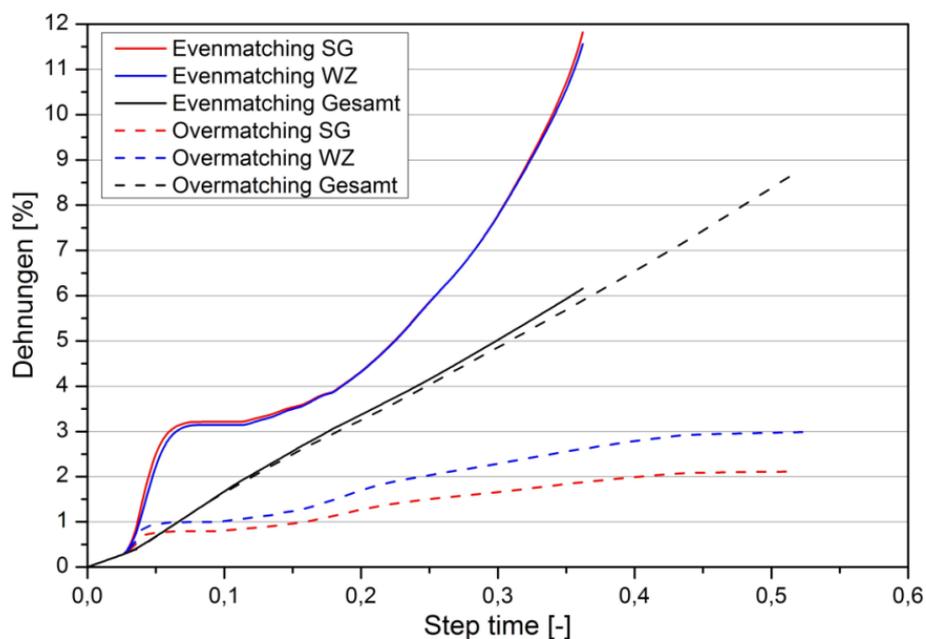


Abbildung 5-173: Dehnungen der einzelnen Bereich (SG, WZ, gesamt), gemessen in der Mitte

Im Vergleich zur Abbildung 5-173, die den Dehnungsverlauf in der Probenmitte darstellt, zeigt Abbildung 5-174 den Dehnungsverlauf am Rand des simulierten Zugversuches. Bei der Evenmatching-Simulation verhalten sich die Dehnungsverläufe, gemessen am Rand der Probe, sehr ähnlich zu den in der Probenmitte gemessenen Verläufen. Im Falle von Overmatching treten am Probenrand in der WZ und im Schweißgut höhere Dehnungen im Dehnungsverlauf auf als in der Probenmitte. Dieser Unterschied resultiert aus der metallurgischen Kerbe (Übergang zweier Zonen mit unterschiedlicher Festigkeit) in Kombination mit der Dehnungskonzentration in Dickenrichtung.

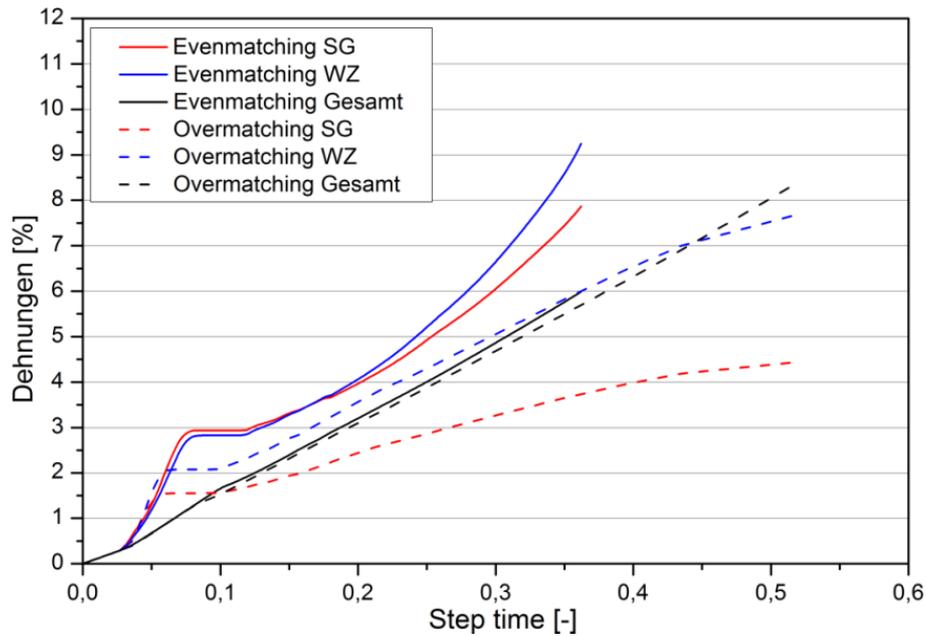


Abbildung 5-174: Dehnungen der einzelnen Bereich (SG, WZ, gesamt), gemessen am Rand

In Abbildung 5-175 und Abbildung 5-176 sind die Änderungen der Probendicke der einzelnen Messpunkte bei axialer Längsbelastung der Evenmatching-Schweißverbindung dargestellt, wobei in Abbildung 5-175 die Mitte und in Abbildung 5-176 der Rand der Probe betrachtet wird. Die Berechnung der Änderungen der Probendicke erfolgte durch die Gleichung (4-4). Eine Darstellung der Lage der einzelnen Messpunkte (M und R) im FE-Modell ist in Abbildung 4-3 zu finden. Im Vergleich von Probenmitte zu Probenrand zeigen die angeführten Messpunkte (M und R) die gleiche Systematik bei den Verläufen, lediglich die Größe der Dickenänderung weist im Vergleich von Mitte zu Rand einen Unterschied auf. Dieser Unterschied liegt den lokalen Einschnürungen zugrunde, da die Einschnürung sowohl in Breiten- als auch in Dickenrichtung in der Mitte der Probenseitenflächen startet und der Rand in der Größe der Ausprägung hintanbleibt. Wegen der höchsten Festigkeit in der Evenmatching-Verbindung weist der Grundwerkstoff die geringste Dickenänderung auf; dargestellt wird dies durch die Messpunkte M5 und R5. Die Messpunkte in der Mitte der Weichen Zone M3 und R3 weisen die größte Einschnürung und somit auch die größte Änderung der Dicke auf. Die Messpunkte M2 und M4 (bzw. R2 und R4) am Übergang vom Schweißgut zur Weichen Zone (bzw. Weiche Zone zum Grundwerkstoff) zeigen in Bezug auf den Dickenänderungsverlauf eine sehr hohe Korrelation, was auf die symmetrische Einschnürung im Bereich der Weichen Zone zurückgeführt werden kann.

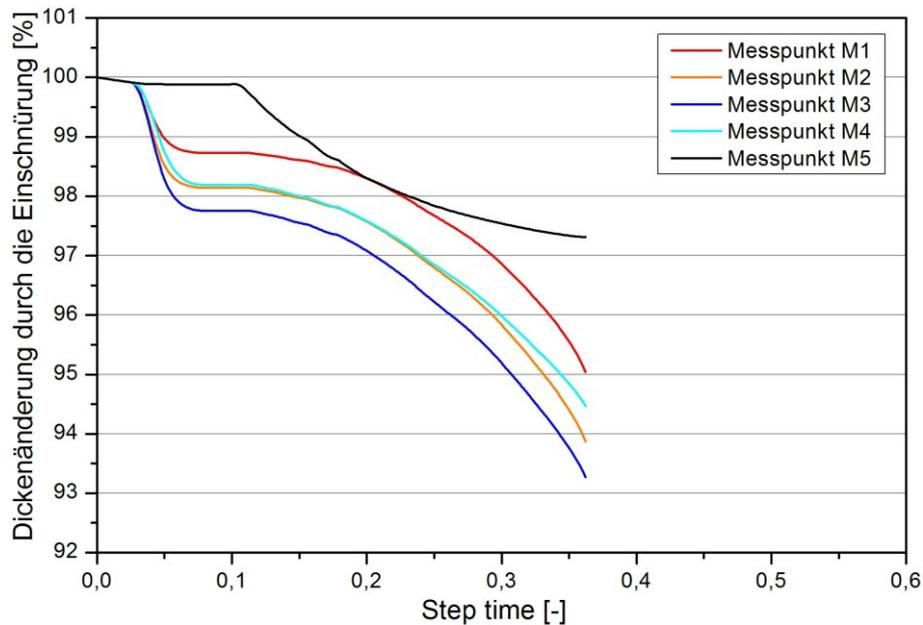


Abbildung 5-175: Einschnürung unterschiedlicher Positionen an der Evenmatching-Schweißverbindung, gemessen in der Mitte

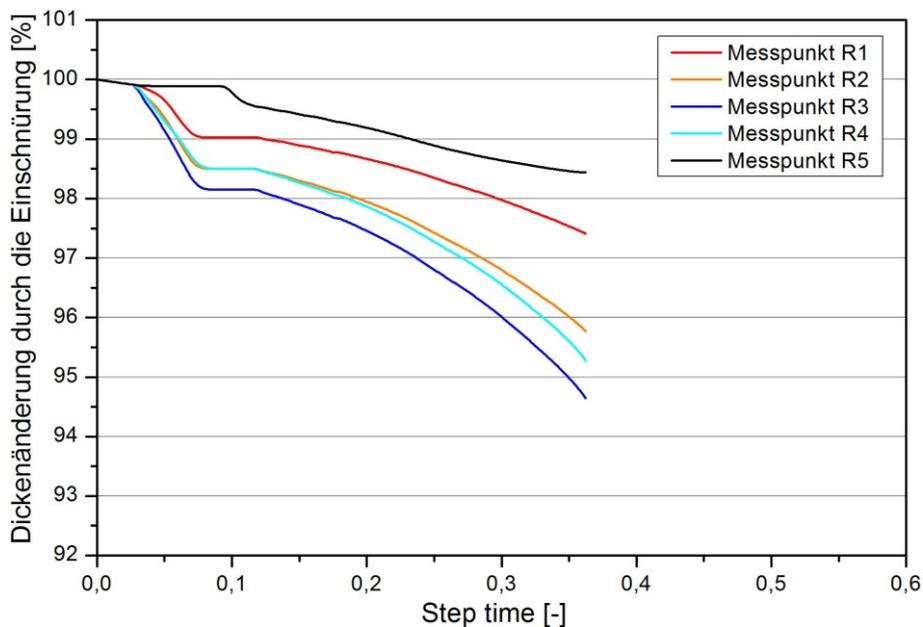


Abbildung 5-176: Einschnürung unterschiedlicher Positionen an der Evenmatching-Schweißverbindung, gemessen am Rand

Abbildung 5-177 und Abbildung 5-178 zeigen die Änderungen der Einschnürung in Dickenrichtung in der Mitte und am Rand bei Overmatching-Verbindungen. Auffallend hierbei ist jedoch, dass eine vergleichbare Systematik zwischen Mitte und Rand nur teilweise gegeben ist. Besonders die Dickenänderung im Grundwerkstoff (Messpunkt M5 und R5) weist eine sehr große Abweichung im Verlauf zwischen Mitte und Rand auf. In der Probenmitte (Abbildung 5-177) zeigt sich eine starke Dickenänderung bei zunehmender Belastung; daraus lässt sich schließen, dass sich die Dehnungen in den Grundwerkstoff verlagern und es deshalb zu einer Einschnürung in diesem Bereich kommt. Im Gegensatz dazu kommt es am Rand nicht zu einer so stark ausgeprägten Einschnürung; hier lokalisiert sich, wie bereits zuvor erwähnt, die Dehnung in der Weichen Zone auf Grund der Spannungsspitze zwischen Schweißgut und der WZ. Das Schweißgut (Messpunkt M1 und R1) weist dagegen

kaum eine Dickenänderung auf, was auf die hohe Festigkeit dieses Bereiches zurückzuführen ist. Des Weiteren führt dieser Effekt dazu, dass sich die Einschnürung nicht symmetrisch in der WZ ausbildet; somit ist die Dickenänderung am Übergang von Schweißgut zu WZ beziehungsweise von WZ zu Grundwerkstoff in den Messpunkten M2 und M4 (bzw. R2 und R4) verschieden.

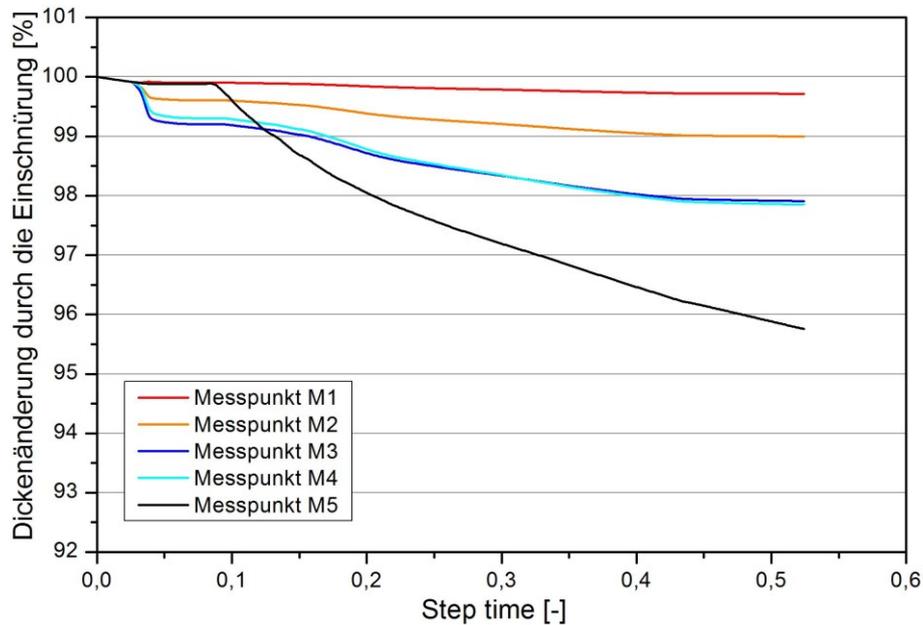


Abbildung 5-177: Einschnürung unterschiedlicher Positionen an der Overmatching-Schweißverbindung, gemessen in der Mitte

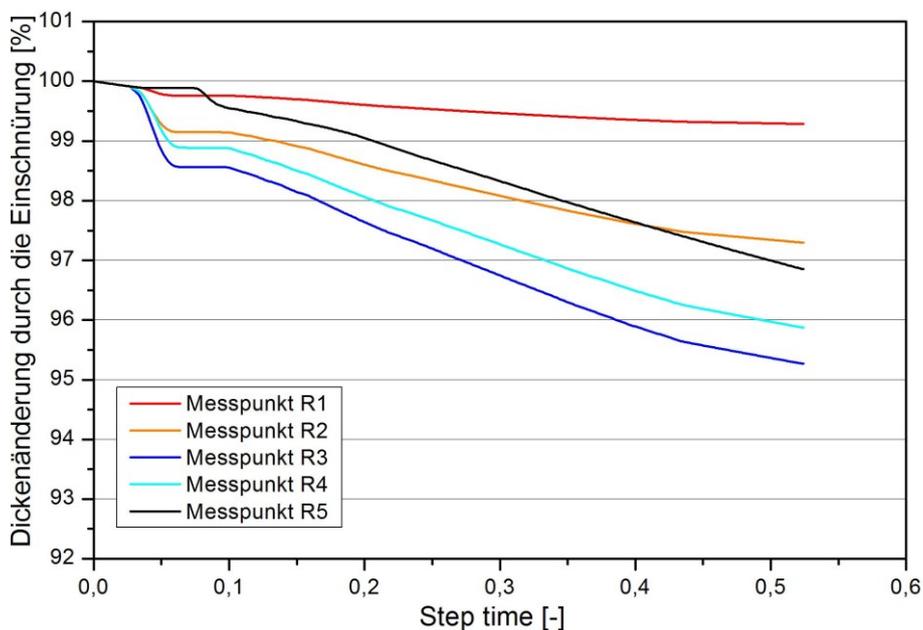


Abbildung 5-178: Einschnürung unterschiedlicher Positionen an der Overmatching-Schweißverbindung, gemessen am Rand

Die Änderung in Dickenrichtung für unterschiedliche Positionen in Abhängigkeit vom Matching-Verhältnis ist in Abbildung 5-179 und Abbildung 5-180 gegenübergestellt. Wie zuvor wurden auch hier die Mitte und der Rand der simulierten Probe getrennt betrachtet (die Mitte in Abbildung 5-179

und der Rand in Abbildung 5-180); außerdem wurden in den Abbildungen nur Messpunkte in den homogenen Bereichen betrachtet und keine an den Übergängen der beschriebenen Bereiche. Die Variation der Dicke in Abhängigkeit von der Belastung in der Mitte der Probe zeigte den Einfluss unterschiedlicher Schweißgutfestigkeiten. Durch die hohe Festigkeit im Schweißgut kommt es bei Overmatching im Gegensatz zu Evenmatching zu kaum einer Dickenänderung im Schweißgut. Dafür tritt im Grundwerkstoff auf Grund der Verschiebung der Dehnungen in diesem Bereich eine größere Abnahme der Dicke auf als bei Evenmatching (Abbildung 5-179). Diese Verschiebung führt dazu, dass die Einschnürung im Bereich der Weichen Zone bei Overmatching geringer ausfällt als bei Evenmatching. Im Gegensatz dazu tritt dieser Effekt am Rand der simulierten Probe in sehr abgeschwächter Form auf (Abbildung 5-180). Die Dickenänderung ist in diesen Bereichen daher annähernd gleich.

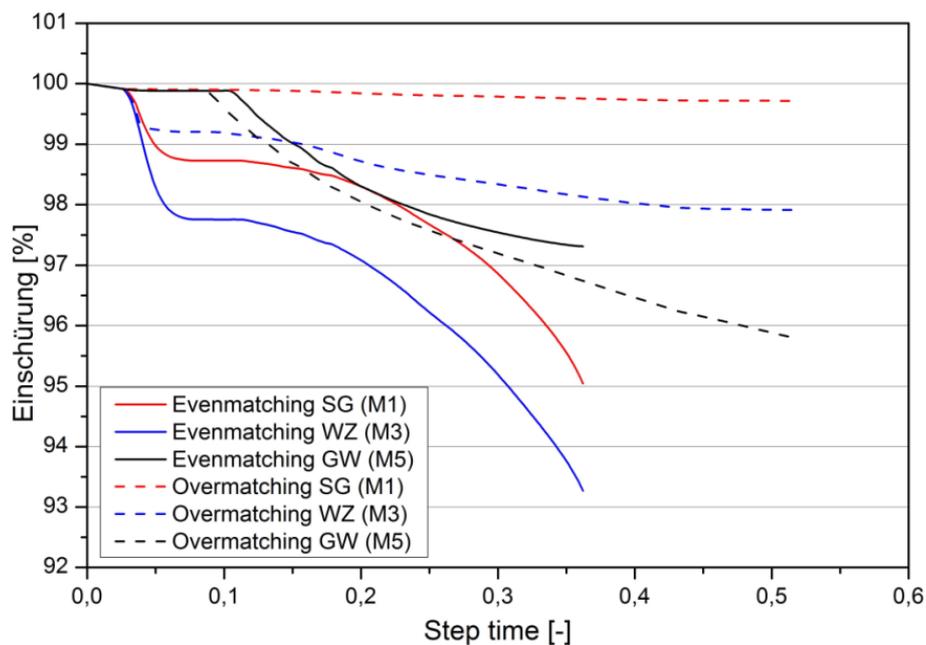


Abbildung 5-179: Einschnürung der unterschiedlichen Zonen, gemessen in der Mitte

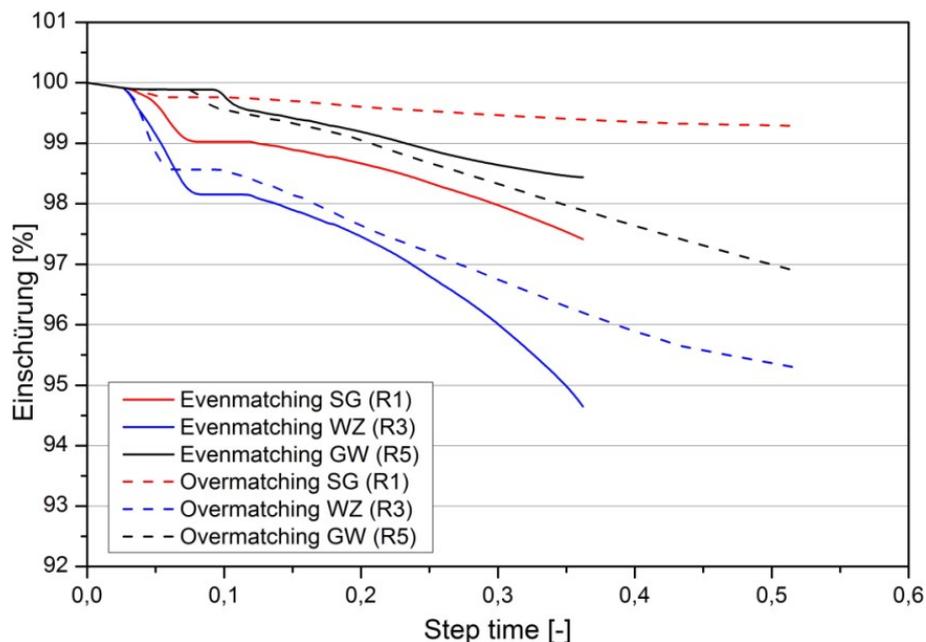


Abbildung 5-180: Einschnürung der unterschiedlichen Zonen, gemessen am Rand

In Abbildung 5-181 ist der Stützfaktor q der Weichen Zone nach der Gleichung (2-4) von Satoh und Toyoda (1970b S. 7-12) über die ingenieurmäßige Dehnung dargestellt. Die Von-Mises-Vergleichsspannung der WZ wurde für die Berechnung des Stütz factors q an einem Knotenpunkt nach der Definition des Punktes M3 des FE-Modelles in Abbildung 4-3 ermittelt. Aus den dargestellten Kurvenverläufen lässt sich ein Anstieg des Stütz factors bei allen Matching-Verhältnissen und relativen WZ-Breiten X_{WZ} bei Fließbeginn in der WZ feststellen. Der Stütz faktor q steigt, bis das Fließen im Schweißgut beziehungsweise im Grundwerkstoff einsetzt, abhängig von der Schweißgutfestigkeit und von der relativen WZ-Breite. Der Fließbeginn im Schweißgut beziehungsweise im Grundwerkstoff wird von der Fließgrenze der Materialzone und vom vorherrschenden Spannungszustand in der jeweiligen Zone bestimmt. Eine geringere relative WZ-Breite X_{WZ} bewirkt einen höheren maximalen Stütz faktor q , auch führt eine höhere Schweißgutfestigkeit zu einer Erhöhung des angesprochenen Faktors. Nach dem Einsetzen der plastischen Verformung in den angesprochenen Zonen tritt bei den Evenmatched-Verbindungen ein Abfall des Stütz factors q mit steigender Dehnung auf. Die simulierten Verbindungen mit höheren Schweißgutfestigkeiten (Overmatching) zeigen diesen Abfall nur bei großen relativen WZ-Breiten X_{WZ} und hier auch nur in relativ geringem Umfang. Der Verlauf des Stütz factors kann in diesem Fall als annähernd konstant über den Dehnungsbereich angesehen werden.

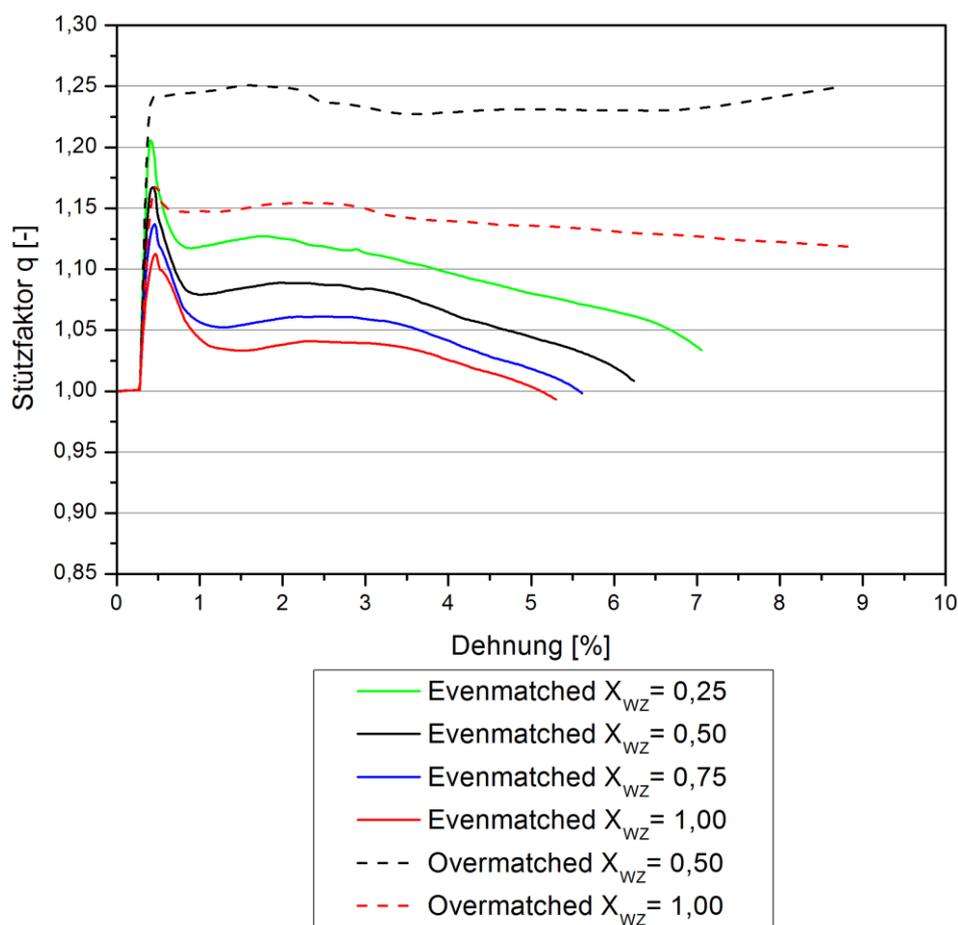


Abbildung 5-181: Stützzahl q nach Satoh (1970b S. 7-12) für unterschiedliche relative WZ-Breiten X_{WZ} und Schweißgutfestigkeiten

In Abbildung 5-182 ist das Verfestigungsverhalten der unterschiedlichen Zonen einer Evenmatched-Schweißverbindung mit einer relativen WZ-Breite $X_{WZ} = 0,5$ zur Darstellung der die Auswirkung auf

den Stützfaktor q gezeigt. Als Ausgangspunkt hierfür diene die Simulation mit realem Verfestigungsverhalten. Nimmt man nun für alle Zonen der Verbindung ein ideal-plastisches Verhalten an, so fällt das Niveau des Stützfaktors q über die ingenieurmäßige Dehnung geringer aus, da es zu keiner Verfestigung in den einzelnen Zonen kommt. Im Falle eines realen plastischen Werkstoffverhaltens in der WZ und eines ideal-plastischen Verhaltens in den anderen Zonen ist das Festigkeitsniveau des Stützfaktors nochmals geringer, da die Stützwirkung durch das Schweißgut beziehungsweise durch den unbeeinflussten Grundwerkstoff auf Grund der fehlenden Verfestigung in den beschriebenen Zonen geringer ausfällt. Bei ausschließlich ideal-plastischem Verhalten in der WZ stellt sich das höchste Niveau für den Stützfaktor über die Dehnung ein. Hier können sich das Schweißgut und der Grundwerkstoff verfestigen, und somit ist die Stützwirkung durch diese Zonen im Vergleich zur WZ, welche keine Verfestigung aufweist, stärker ausgeprägt als in den anderen besprochenen Fällen.

Als Erkenntnis kann aus diesen Untersuchungen festgehalten werden, dass neben den zuvor angesprochenen Faktoren auch die Verfestigung in den einzelnen Zonen einen Einfluss auf die Stützwirkung ausübt.

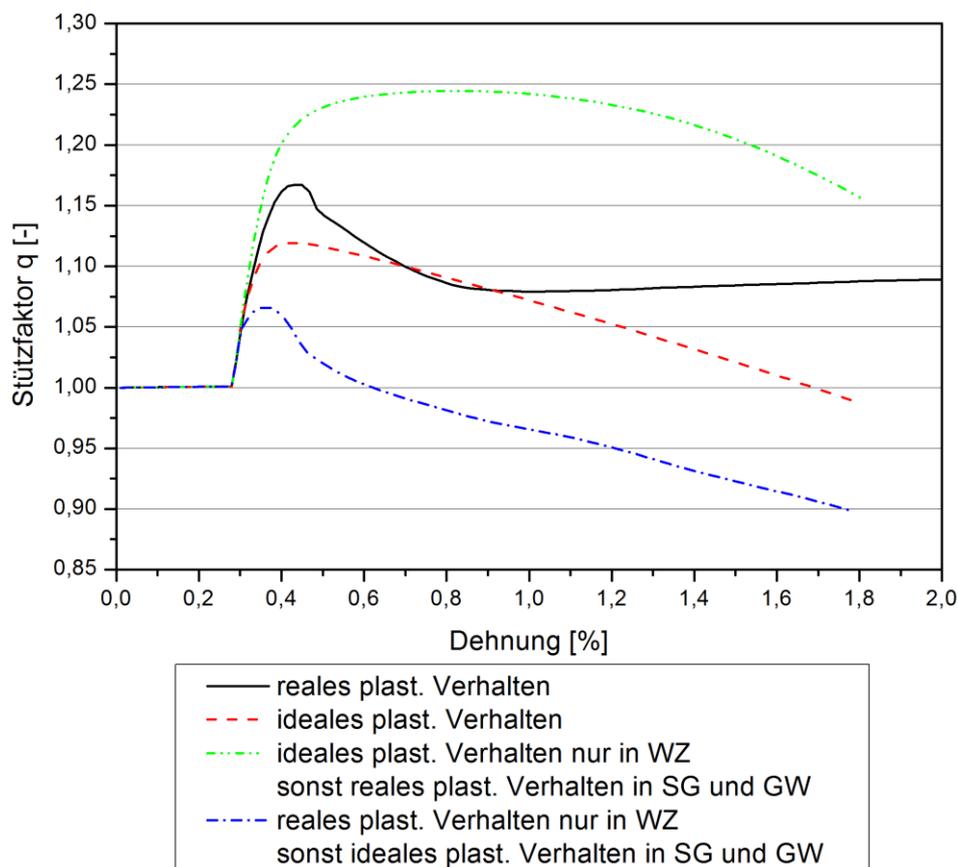


Abbildung 5-182: Stützzahl q nach Satoh (1970b S. 7-12) für unterschiedliche Verfestigungsverhalten, Evenmatched, $X_{WZ} = 0,5$

5.6.8 Nahtform-Untersuchung

In Abbildung 5-183 sind die Ergebnisse der Simulation des Zugversuches von Evenmatching-Verbindungen mit unterschiedlichen Nahtformen dargestellt. Dabei zeigte sich, dass die Nahtform keine Auswirkung auf die Spannungs-Dehnungskurve des ingenieurmäßigen Zugversuches ausübt. Die unterschiedlichen Nahtformen weisen die gleichen charakteristischen Kennwerte des Zugversuches (Fließgrenze, 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m) auf. Die Aussage über den Einfluss der Nahtform trifft nicht nur bei Evenmatching-Verbindungen zu, sondern kann auch auf Overmatching-Verbindungen übertragen werden (Abbildung 5-184). Für die in Abbildung 5-183 eingezeichneten charakteristischen Punkte wurde eine genaue Dehnungsanalyse im Bereich der Schweißnaht für Evenmatching-Verbindungen durchgeführt (Abbildung 5-185 bis Abbildung 5-187).

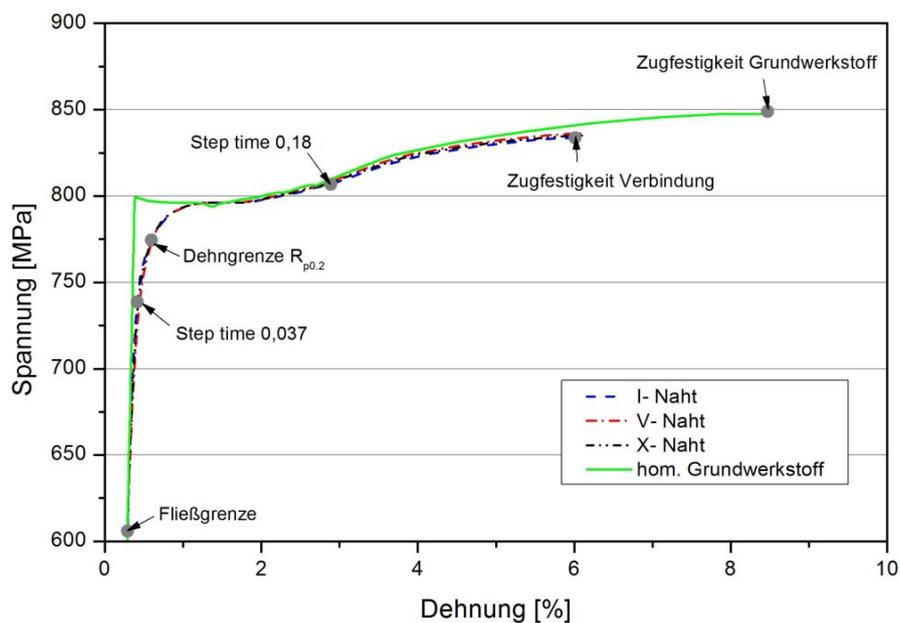


Abbildung 5-183: Einfluss der Nahtform auf den simulierten Zugversuch bei Evenmatching, WZ-Breite ($X_{WZ} = 0,5$)

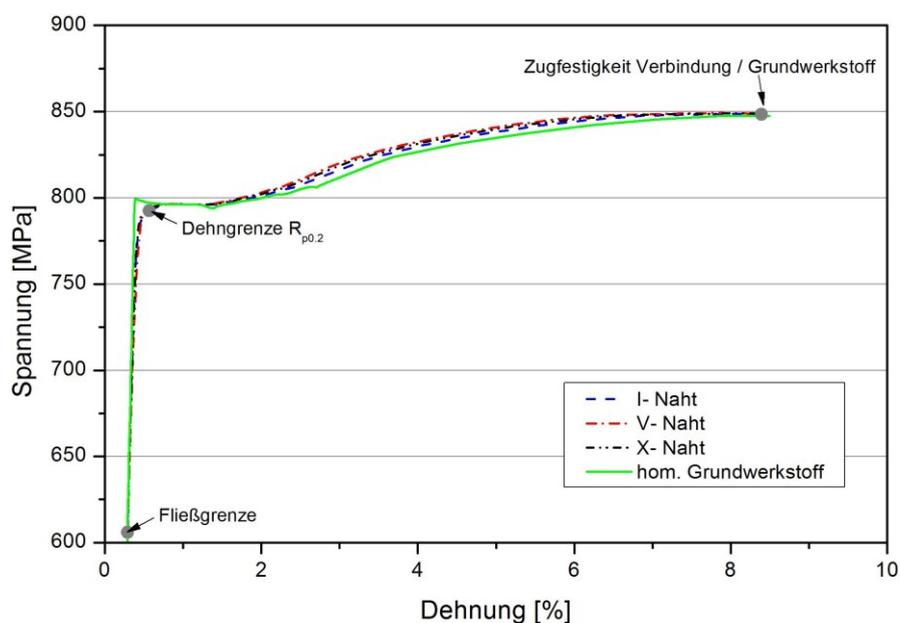


Abbildung 5-184: Einfluss der Nahtform auf den simulierten Zugversuch bei Overmatching, WZ-Breite ($X_{WZ} = 0,5$)

Abbildung 5-185 zeigt die äquivalente plastische Dehnung PEEQ für die unterschiedlichen Nahtformen bei Fließbeginn. Die Weiche Zone beginnt, unabhängig von der Nahtform, bei den gleichen aufgebrauchten Verschiebungen zu fließen, jedoch ist die Größe der äquivalenten plastischen Dehnungen PEEQ unterschiedlich. Im Gegensatz dazu wurde bei der Variation des Matching-Verhältnisses in Abbildung 5-166 kein Unterschied in der Ausprägung und Größe der äquivalenten plastischen Dehnungen PEEQ bei Fließbeginn festgestellt. Daraus lässt sich schließen, dass der Unterschied in der Größe der äquivalenten plastischen Dehnung PEEQ ein rein geometrischer Einfluss (Nahtform) ist. Die größten äquivalenten plastischen Dehnungen PEEQ treten bei V-Nähten am äußeren Rand am Übergang zum Schweißgut (metallurgische Kerbe) an der Oberseite der Probe auf. Im Gegensatz dazu treten diese Spitzen bei der I- und der X-Naht nicht auf, sondern es stellt sich eine annähernd homogene Verteilung in der Weichen Zone ein.

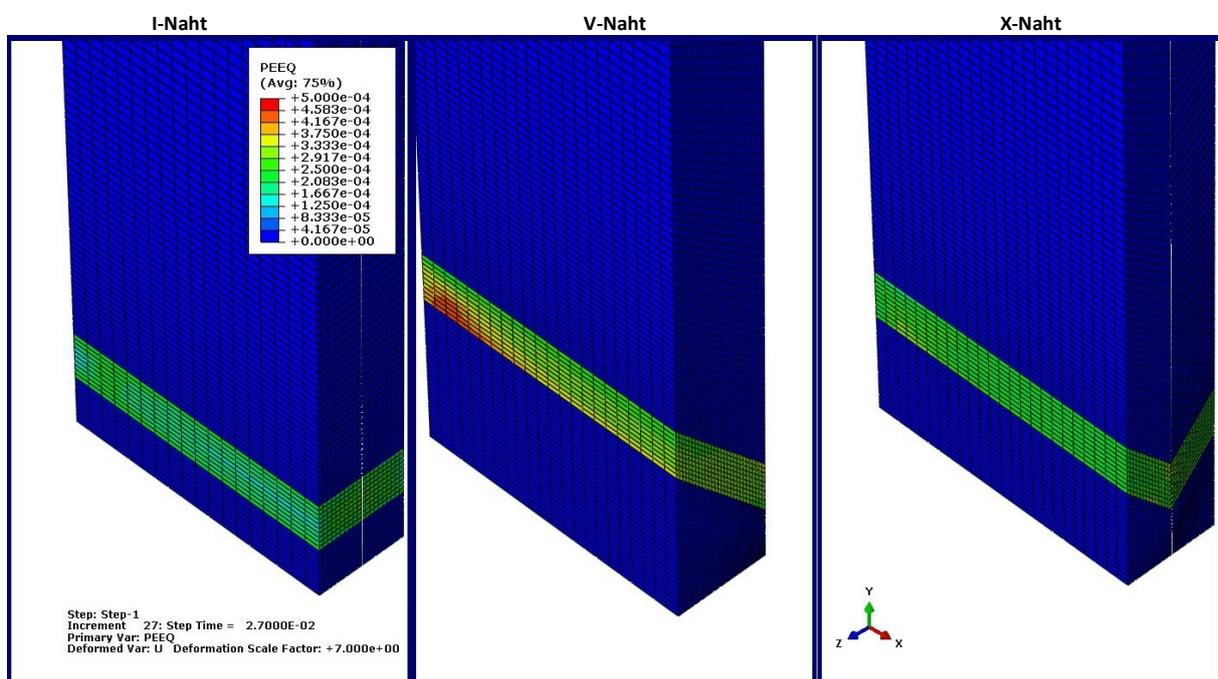


Abbildung 5-185: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der Fließgrenze der Verbindungen

Mit steigender Verformung kommt es zu einer Konzentration der Dehnungen bei der I- und X-Naht in der Probenmitte der beiden Symmetrieebenen (Abbildung 5-186), wohingegen sich die größten äquivalenten plastischen Dehnungen PEEQ bei der V-Naht vom Rand in die Mitte verlagern. Es findet nicht nur eine Verlagerung in Breitenrichtung, sondern auch in Dickenrichtung statt. Die größten äquivalenten plastischen Dehnungen befinden sich nun an der Unterseite der simulierten Probe am Übergang zum Schweißgut.

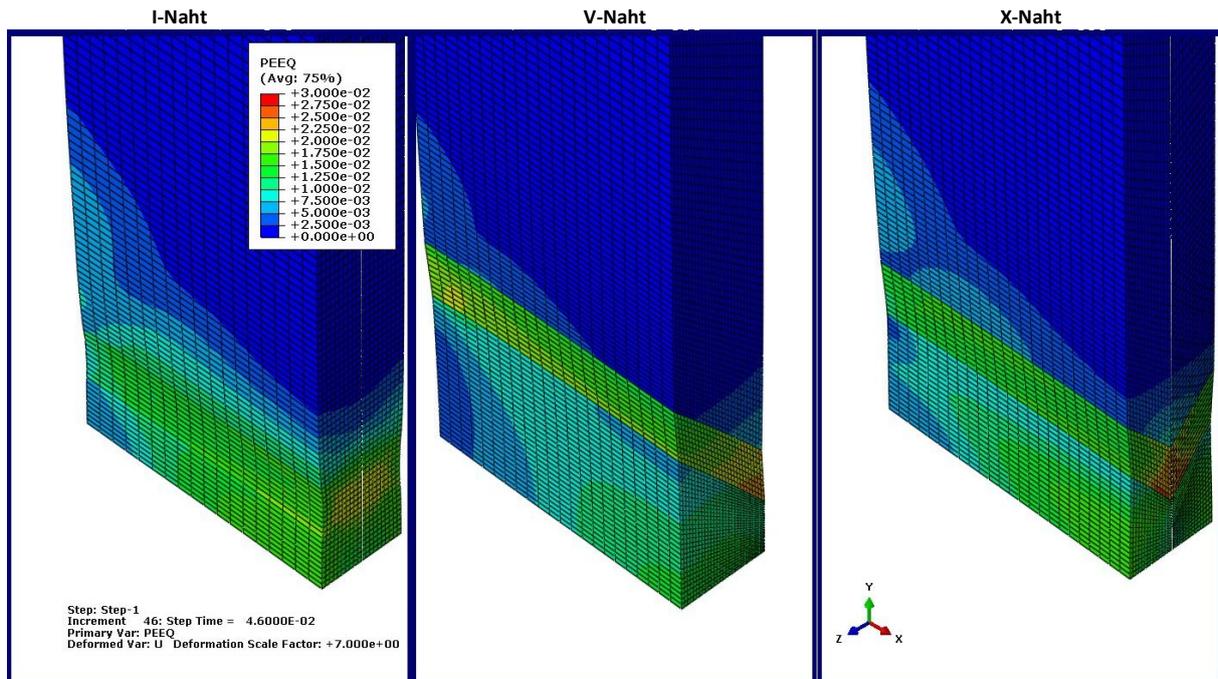


Abbildung 5-186: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Verbindung

In Abbildung 5-187 sind die lokalen äquivalenten plastischen Dehnungen PEEQ bei Erreichen der Zugfestigkeit der Verbindungen dargestellt. Bei der I-Naht kommt es zu keiner Verschiebung des Dehnungsmaximums aus der Mitte der Weichen Zone in Dickenrichtung, jedoch verlagert sich die maximale Dehnung der Weichen Zone wegen der fortgeschrittenen Einschnürung in Breitenrichtung an den Rand der Probe in den Übergangsbereich zum Schweißgut. Ebenso lokalisiert sich die maximale äquivalente plastische Dehnung PEEQ bei V-Nähten am Übergang zum Schweißgut am äußeren Probenrand.

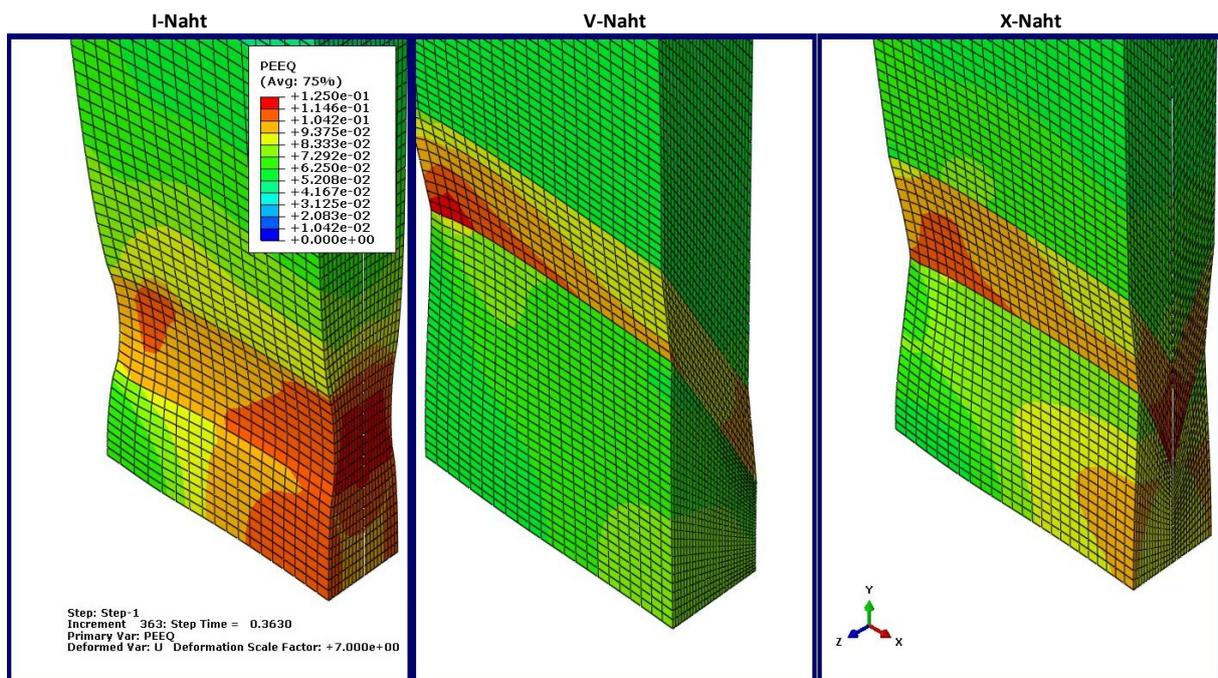


Abbildung 5-187: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der Zugfestigkeit R_m der Verbindung

Diese Simulationsergebnisse korrelieren sehr gut mit den Erkenntnissen von realen Zugversuchen an V-Nähten. Hier kommt es bei vergleichbaren relativen WZ-Breiten und Matching-Verhältnissen ebenfalls zu einem Versagen in der WZ. Es hat dabei oft den Anschein, dass die Abscherung an der Fusionslinie (Übergang von Schweißgut zu WZ) beginnt und sich anschließend im erweichten Bereich fortsetzt (siehe Abbildung 5-72 und Abbildung 5-73). Dieses Phänomen kann auch an den X-Nähten bei realen Verbindungen beobachtet werden.

Obwohl sich die Verteilung der Dehnungen im Bereich der Schweißnähte lokal unterschiedlich ausbildet, tritt dieser Unterschied bei der globalen Betrachtung der mechanischen Kennwerte nicht auf; mit globaler Betrachtung ist die Bestimmung der mechanischen Kennwerte anhand eines simulierten quasi-statischen Zugversuches zu verstehen.

5.6.9 Bestimmung des Einflusses der Eigenspannungen auf die Schwingfestigkeit

Eigenspannungen durch thermische Behandlungen üben einen Einfluss auf die ertragbare Schwingfestigkeit von Proben oder Bauteilen aus. Um mögliche eingebrachte thermische Spannungen durch die physikalische WEZ-Simulation abschätzen und deren Einfluss auf die Ergebnisse der Schwingfestigkeitsuntersuchungen beurteilen zu können, wurde eine Schweißstruktursimulation mit einer anschließenden numerischen Abschätzung der lokalen Schwingfestigkeit durchgeführt.

5.6.9.1 Schweißstruktursimulation

Die Bestimmung der einzelnen wärmebehandelten Zonen (erweichte Zone, beide Übergangszonen WEZ 1 und WEZ 2) und deren mechanische Eigenschaften erfolgte mit Hilfe von Sysweld. Berechnet wurden die mechanischen Eigenschaften der einzelnen Zonen durch das Aufsummieren der mechanischen Kennwerte der unterschiedlichen Phasen in Abhängigkeit des Phasenanteiles. Die Ergebnisse dieser Berechnung dienen gleichzeitig als Eingabewerte für die nachfolgende numerische Simulation. Die mechanischen Eigenschaften der einzelnen Zonen wurden in Tabelle 4-7 dargestellt.

In Abbildung 5-188 und Abbildung 5-190 sind die daraus resultierenden Von-Mises-Vergleichsspannungen nach dem thermischen Temperaturzyklus für die unterschiedlich großen Erweichungen (unterschiedliche Probenform und Nutbreiten) und die homogene Erweichung dargestellt. Bei der homogen erweichten Probe (ohne Nut) in Abbildung 5-188 kam es lediglich im Bereich der simulierten Einspannung zu einer Konzentration der Vergleichsspannung. Die maximalen Vergleichsspannungen sind wegen des großen erwärmten Volumens (zwischen den simulierten Einspannungen) höher als bei den gekerbten Proben. In diesem Bereich ist mit keiner Beeinflussung der Schwingfestigkeit auf Grund eingebrachter Eigenspannungen zu rechnen, da sich die Spannungskonzentration im Kopfbereich (Übergangsradius) der Probe und nicht im kritischen Prüfquerschnitt befindet.

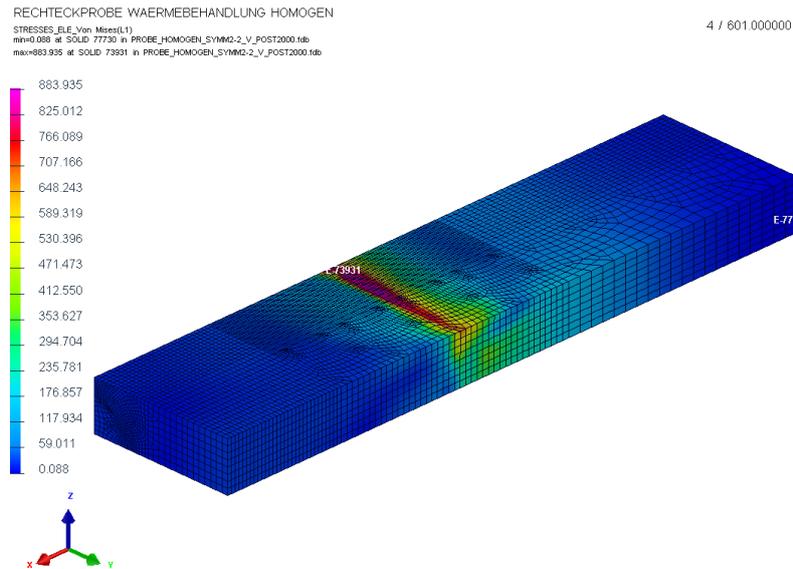


Abbildung 5-188: Von-Mises-Vergleichsspannung nach der thermischen Simulation, homogene Erweichung ($X_{WZ} = \infty$)

Die Probe mit der geringsten lokalen Erweichung (relative WZ-Breite $X_{WZ} = 0,6$) weist nach der thermischen Simulation im Kerbgrund am Übergang zur größeren Probenbreite die höchste Vergleichsspannung auf (Abbildung 5-189). Eine Begründung hierfür liegt im auftretenden Steifigkeitssprung, welcher zu einer örtlichen Ausprägung des Spannungsgradienten in diesem Bereich führt. Die Vergleichsspannungen sind im Vergleich zu den beiden anderen Probenformen am geringsten, da das erwärmte Volumen in der Nut am kleinsten ist. Im Bereich der starren Einspannung kommt es ebenfalls zu einer Konzentration der Vergleichsspannungen, wobei diese im Betrag zu vernachlässigen sind.

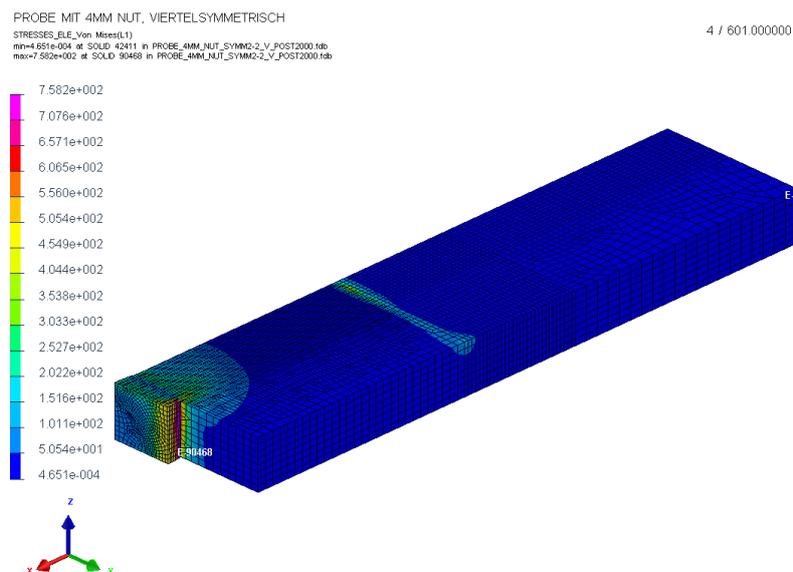


Abbildung 5-189: Von-Mises-Vergleichsspannung nach der thermischen Simulation, lokale Erweichung ($X_{WZ} = 0,6$)

In Abbildung 5-190 ist die Simulation der Probe mit der größten lokalen Erweichung (relative WZ-Breite $X_{WZ} = 1,0$; Nutbreite 20 mm) dargestellt. Es zeigte sich eine höhere maximale Vergleichsspannung als bei der Probe mit der lokalen Erweichung von $X_{WZ} = 0,6$; jedoch ist der Wert geringer als bei der homogen erweichten Probe, was, wie bereits zuvor erwähnt, an der Größe des erwärmten Volumens liegen dürfte. Im Unterschied zur Probe mit der geringeren Erweichung (Nutbreite 4 mm) tritt hier das Maximum der Vergleichsspannung nicht im Kerbgrund, sondern in der symmetrischen Mitte der Probe in Höhe des Breitensprungs zu größeren Probenbreiten auf.

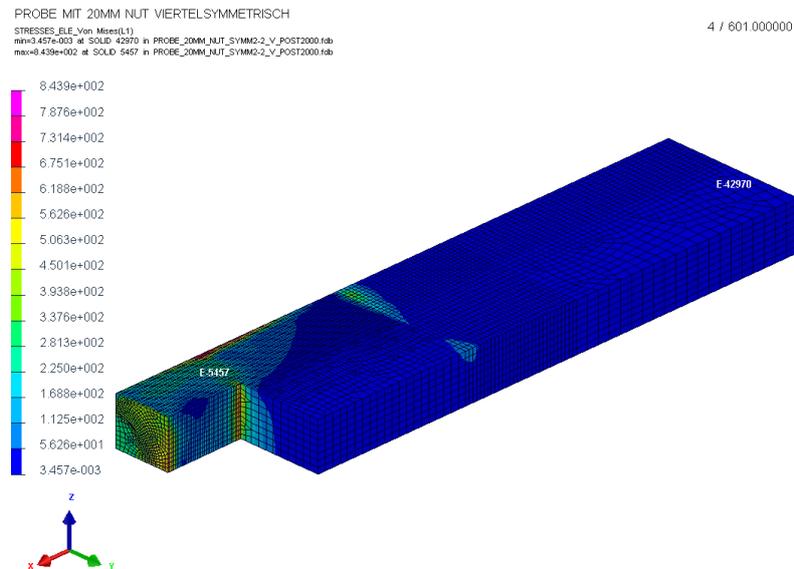


Abbildung 5-190: Von-Mises-Vergleichsspannung nach der thermischen Simulation, lokale Erweichung ($X_{WZ} = 1,0$)

5.6.9.2 Freischneiden der Schwingversuchsgeometrie

Nach der thermischen Simulation erfolgte das Freischneiden der Geometrie für die Schwingversuchsproben aus der WEZ-Simulatorprobe. Infolgedessen tritt ein Verzug mit einer Beeinflussung der Spannungen (Umlagerung und Abbau) auf. In Abbildung 5-191 sind die Von-Mises-Vergleichsspannungen für die unterschiedlich erweichten Proben (unterschiedliche Nutbreiten und ohne Nut, siehe Abbildung 4-8) zu sehen. Das FE-Modell wurde dahingehend vereinfacht, dass nur die zylindrische Form der Messlänge dargestellt ist. Die höchsten Vergleichsspannungen treten, wie aus der Schweißstruktursimulation ermittelt, im Bereich der Erweichung am Übergang zum unbeeinflussten Grundwerkstoff oder bei der homogen erweichten Probe im Bereich der Einspannung auf. Durch das Freischneiden wird der maximale Betrag der Vergleichsspannungen auf Grund der Längenänderung reduziert. Die daraus resultierenden Eigenspannungen in Längsrichtung sind in Abbildung 5-192 dargestellt; auf Grund des Kräftegleichgewichts stellt sich ein ausgeglichenes Verhältnis zwischen Zug- und Druckspannungen ein. Die Lokalisierung der Maximalwerte entspricht in etwa der Verteilung aus der bekannten Analyse mit den Von-Mises-Vergleichsspannungen.

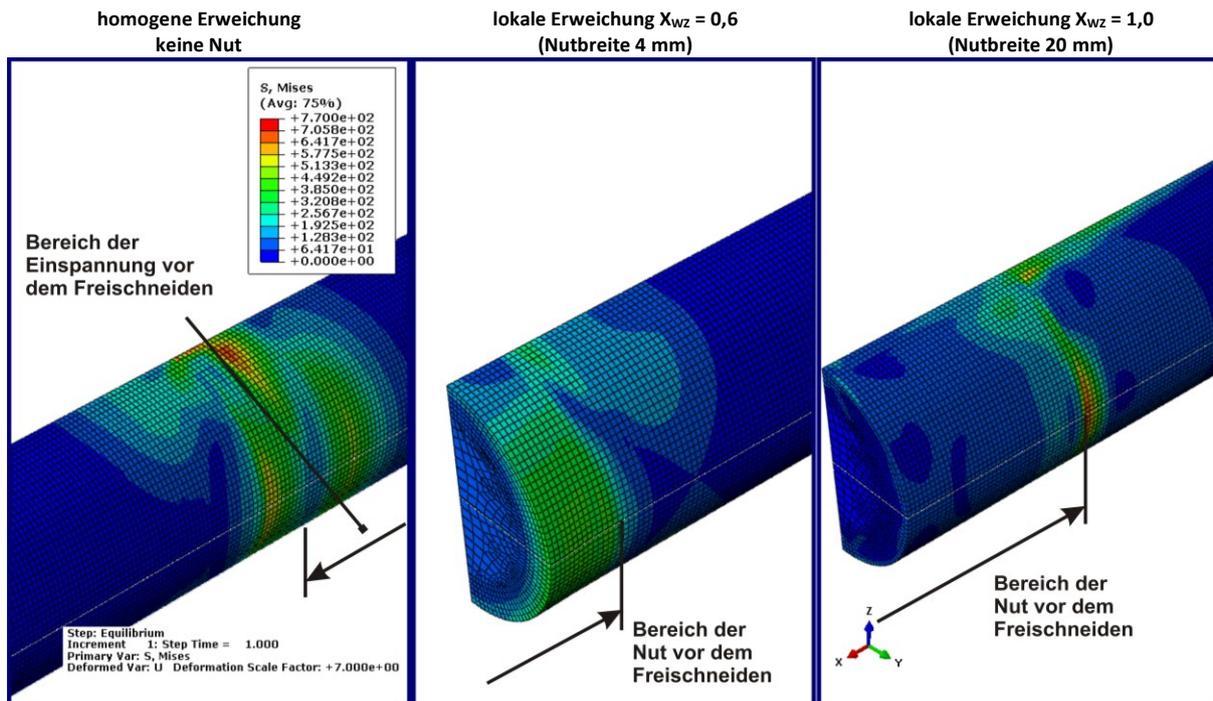


Abbildung 5-191: Ausbildung der Von-Mises-Vergleichsspannung in Abhängigkeit von der Probenform

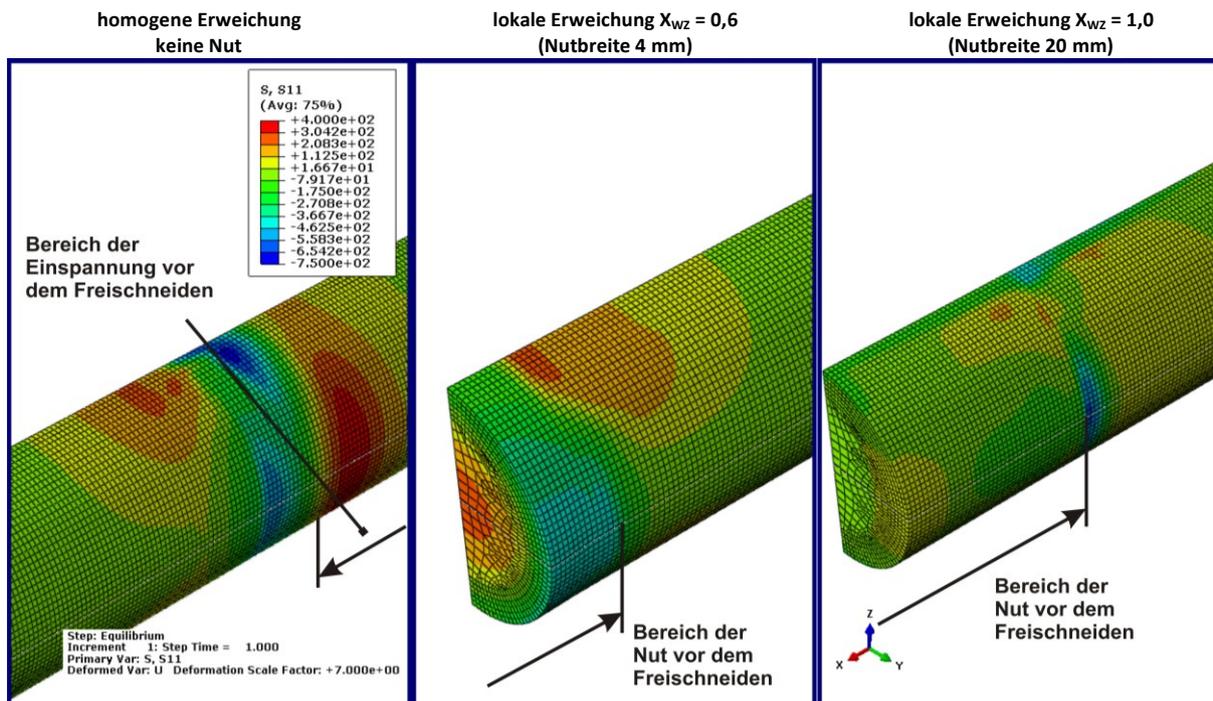


Abbildung 5-192: Ausbildung der Spannung in Längsrichtung in Abhängigkeit von der Probenform nach der thermischen Simulation

Durch die anschließende zyklische Beanspruchung mit einer Spannungsamplitude von 500 MPa und der Annahme eines kombinierten Verfestigungsverhaltens tritt nach einer beschränkten Lastspielzahl ein stabilisiertes Werkstoffverhalten auf. Dadurch kommt es zu einer geringfügigen Verlagerung der Spannungsspitzen und zur lokalen Plastifizierung bei Überschreitung der Fließgrenze, was zusätzlich zum Abbau der Spannungsspitzen führt. In Abbildung 5-193 sind die Spannungen in Längsrichtung im stabilisierten Werkstoffzustand dargestellt. An der Kerbe beziehungsweise am Materialübergang von

Weicher Zone zum Grundwerkstoff kommt es zu einer Ausbildung von Druckspannungen in der Höhe von ca. 300 MPa. Im Falle der homogen erweichten Probe treten noch höhere Zug- und Druckspannungen im Bereich der fixen Einspannung auf, jedoch können diese im Hinblick auf die realen Schwingfestigkeitsuntersuchungen als gegenstandslos betrachtet werden, da sich dieser Bereich bei der realen Probengeometrie im Kopfbereich und somit außerhalb des kritischen Prüfquerschnittes befindet. Bei der Probe mit der geringsten lokalen Erweichung (Nutbreite 4mm) kommt es zu einer Ausprägung von Zugeigenspannungen im Bereich des Kernes.

Die angeführten Eigenspannungen wurden als lastunabhängige Mittelspannungen in das Softwarepaket FEMFAT übernommen, um dort eine lokale Schädigungsanalyse durchzuführen.

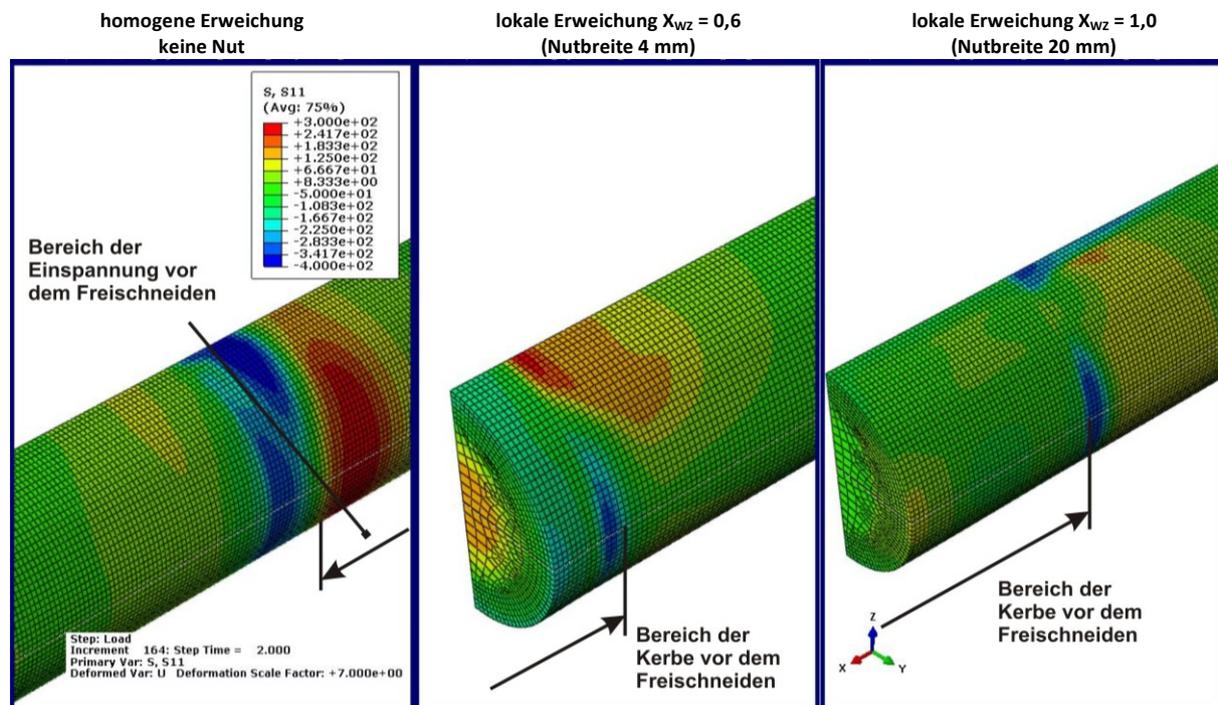


Abbildung 5-193: Ausbildung der Spannung in Längsrichtung in Abhängigkeit von der Probenform nach der Beaufschlagung von 10 Lastzyklen mit kombinierten Verfestigungsverhalten

5.6.9.3 Lokale Schwingfestigkeit

Infolge der lastunabhängigen Mittelspannungen kommt es zu einer Beeinflussung der lokalen Schwingfestigkeit, wobei sich die Druckspannungen positiv auf die lokale Schwingfestigkeit auswirken und die Zugspannungen diese reduzieren (Abbildung 5-194). Im Bereich der Kerbe erhöht sich auf Grund der eingebrachten Druckeigenspannungen die lokale Schwingfestigkeit im Bereich des Überganges von der erweichten Zone zum Grundwerkstoff. Im Gegensatz dazu bildet sich im Bereich des Kernes auf Grund des Gleichgewichts eine Zugspannung aus, welche die lokale Schwingfestigkeit in diesem Bereich reduziert. Dieser Effekt ist bei der Probe mit der geringsten Erweichung (Probe mit der kleinsten Nutbreite) besonders stark ausgeprägt. Betrachtet man nun die hochbeanspruchte Probenoberfläche, von welcher bei den Schwingversuchen der Bruch den Ausgang nahm, dann ist zu konstatieren, dass der Unterschied der lokalen Schwingfestigkeit im Bereich der Erweichung vernach-

lässigbar gering bleibt. Die Auswertung der mittleren lokalen Schwingfestigkeit mit Hilfe eines Pfades über die Oberfläche der erweichten Zone (lokal und homogen) zeigte, dass die Probe mit der geringsten Erweichung $X_{WZ} = 0,6$ (geringste Nutbreite) mit ca. 333 MPa die höchste durchschnittliche lokale Schwingfestigkeit aufweist; die Probe mit der größten Erweichung weist eine durchschnittliche lokale Schwingfestigkeit von ca. 327 MPa auf und die homogen erweichte Probe eine von ca. 313 MPa. Die Mittelung der lokalen Schwingfestigkeit mit Hilfe eines Pfades in Abbildung 5-194 ermöglichte eine grobe Abschätzung der Schwingfestigkeit über dem Bereich der Erweichung. Die Position des Pfades wurde so gewählt, dass ein Vergleich der unterschiedlichen Erweichungsstufen unter dem Kriterium „Versagensausgang an der Oberfläche“ möglich sein sollte. Daraus lässt sich ableiten, dass es zwischen der Probe mit der geringsten Erweichung und der homogen erweichten Probe zu einer Abweichung der durchschnittlichen Schwingfestigkeit im Bereich der Weichen Zone von ca. 6 % kommt.

Betrachtet man nun die Randbedingungen der Einspannung genauer, also die starre Verbindung zwischen den fiktiven Einspannbacken und der simulierten Probe, dann liegt die Annahme zugrunde, dass es sich dabei um eine Einspannung mit höchstmöglicher Steifheit handelt und somit mit den größten Eigenspannungen beziehungsweise lastunabhängigen Mittelspannungen zu rechnen ist. Bei der realen WEZ-Simulation hingegen kann ein Schlupf zwischen den Backen und der Probe auftreten, und es kann zu einer elastischen Verformung der Spannvorrichtung kommen, was zu einer Abweichung von den Modellannahmen führt. Die numerische Abschätzung der lokalen Schwingfestigkeit zeigte, dass es zu einer äußerst geringen Beeinflussung derselben in der erweichten Zone zwischen den unterschiedlichen Probenformen kommt. Berücksichtigt man die schwer zu erfassenden Abweichungen von der Modellannahme, wie dies bei der Herstellung (physikalische WEZ-Simulation) der realen Schwingversuchsproben der Fall ist, so ist davon auszugehen, dass es bei den realen Proben zu keiner Beeinflussung der Schwingfestigkeit durch die bei der physikalischen WEZ-Simulation eingebrachten Eigenspannungen kommt.

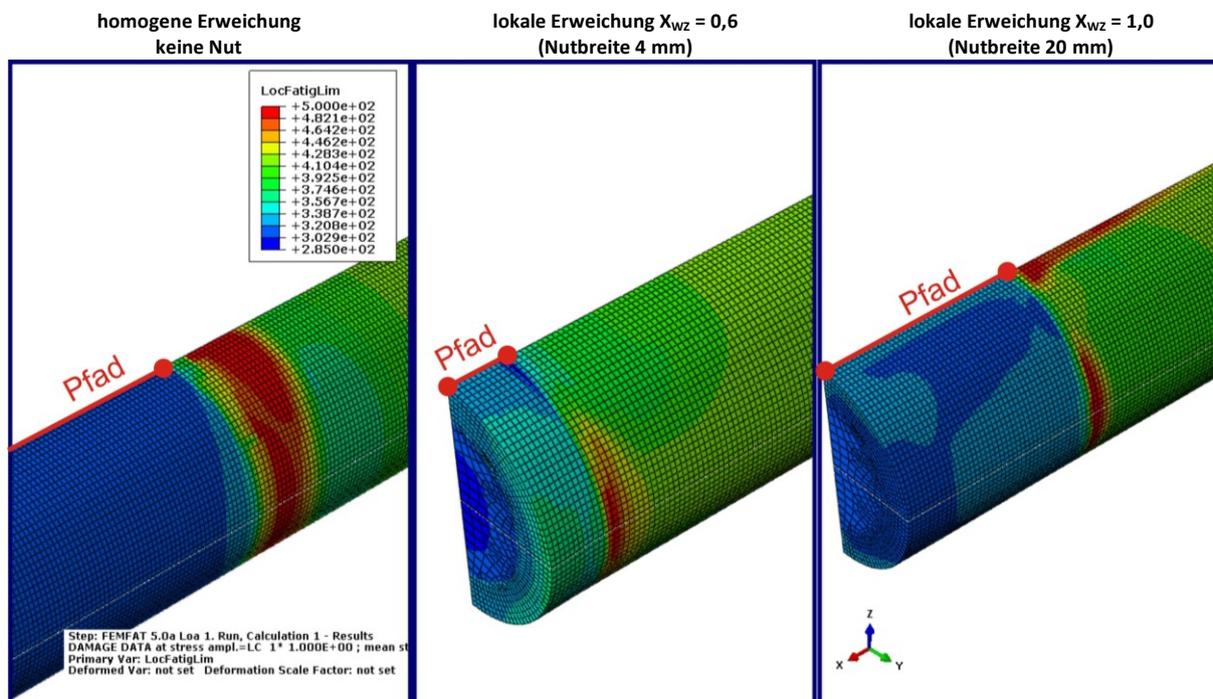


Abbildung 5-194: Lokale Schwingfestigkeit in Abhängigkeit von der Probenform

6 Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit dem Thema der Weichen Zone, wie sie in der Wärmeeinflusszone von Realschweißungen auftreten kann. Dabei wurden jene Einflüsse ermittelt, die eine lokale Erweichung in der WEZ auf die Bauteilfestigkeit ausübt.

Aus vorhergehenden praktischen einlagigen MAG-Schweißversuchen zum Beispiel von Hochhauser (2009) und diversen anderen Veröffentlichungen war der grundlegende Zusammenhang zwischen der relativen WZ-Breite und der Proben- oder Bauteilfestigkeit bekannt.

Für die in dieser Arbeit durchgeführten einlagigen Schweißversuche wurde neben einem auf die Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes abgestimmten Schweißgut in Form eines Evenmatched-Schweißzusatzes auch ein deutlich Overmatched-Schweißzusatz verwendet. Mit dem Evenmatched-Schweißzusatz bestätigte sich die ursprünglich getroffene Aussage von Wallner (1972), dass die Zugfestigkeit eines Bauteiles mit lokaler Erweichung der Zugfestigkeit des unbeeinflussten Grundwerkstoffes entspricht, wenn die WZ-Breite ein Viertel der Blechdicke ($X_{WZ} \leq 0,25$) nicht überschreitet. Durch den Einsatz eines Schweißzusatzes mit höherer Festigkeit (Overmatched-Schweißverbindung) verschiebt sich dieser Grenzwert auf in etwa die Hälfte der Blechdicke ($X_{WZ} \leq 0,50$), und es tritt ein höheres Niveau für die Abhängigkeit der quasi-statischen Verbindungsfestigkeit über die relative WZ-Breite auf.

Die mehrlagigen Schweißversuche bestätigen die Aussagen über den positiven Effekt der höheren Schweißgutfestigkeit auf die quasi-statische Verbindungsfestigkeit. Des Weiteren wurde bei den mehrlagigen Schweißverbindungen der Einfluss der Nahtform untersucht, wobei kein Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit festgestellt werden konnte.

Der Vergleich von ein- und mehrlagigen Schweißungen (unterschiedliche Warmbänder) zeigte, dass neben der relativen WZ-Breite und der Schweißgutfestigkeit auch noch das WZ-Festigkeitsniveau einen starken Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit ausübt.

Verifiziert wurden die Ergebnisse aus den realen Schweißversuchen mit Hilfe einer numerischen Simulation. So wurde zum Beispiel die Aussage über die Unabhängigkeit der Verbindungsfestigkeit von der Nahtform überprüft und festgestellt, dass es im Hinblick auf das globale Bauteilverhalten keine Unterschiede durch die Nahtform gibt, jedoch treten lokal gesehen unterschiedliche Spannungs- oder Dehnungskonzentrationen auf. Ferner war es durch die gezielte Variation der Einflussgrößen (WZ-Breite, WZ-Festigkeit, SG-Festigkeit), die in der Realität bei Schweißungen eine starke Interaktion aufweisen, möglich, eine Reihung des Einflusses auf die Verbindungsfestigkeit zu erstellen. Daraus wird ersichtlich, dass die relative WZ-Breite mit Abstand den größten Einfluss ausübt, gefolgt von der WZ- und der Schweißgutfestigkeit, während der Einfluss des Schweißgutflankenwinkel und der Schweißnahtbreite als vernachlässigbar angesehen werden können. Auf der Basis dieser Untersuchungen wurden zusätzlich Regressionsmodelle erstellt, um die Verbindungsfestigkeit abschätzen zu können.

Mit der homogenen physikalischen WEZ-Simulation wurde eine Charakterisierung der verwendeten Grundwerkstoffe durchgeführt; damit konnten Profile des mechanischen Verhaltens über die Spitztemperatur T_{\max} und die Abkühlzeit $t_{8/5}$ erstellt werden. Die daraus gewonnenen Erkenntnisse zeigten, dass die verwendeten Werkstoffe ausschließlich eine Umwandlungserweichung aufwiesen und ein Minimum der Festigkeit in der Feinkornzone auftrat. Des Weiteren fiel auf, dass sich in Abhängigkeit vom gewählten Warmband (bzw. Blechdicke) ein leicht unterschiedlicher Verlauf über den WEZ-Simulationsbereich einstellte. So kam es bei den Warmbändern mit 6 bzw. 12 mm Blechdicke im Bereich der subkritischen Zone zu einer leichten Aufhärtung infolge von Ausscheidungen. Die numerische Untersuchung, ob dieser Effekt eine festigkeitswirksame Auswirkung hat, zeigte, dass es zu einer minimalen Erhöhung der globalen Festigkeit eines Bauteiles mit lokaler Erweichung kommt.

Durch die Erzeugung einer gezielten Erweichung mit Hilfe einer physikalischen WEZ-Simulation konnte auf einen Fügeprozess verzichtet und damit eine mögliche Fehlerquelle im Vorhinein ausgeschlossen werden. Die mit dieser Methode erzeugten lokalen Erweichungen waren jedoch größer als die von realen Schweißversuchen. Die zuvor angesprochene Interaktion von WZ-Breite und WZ-Festigkeitsniveau konnte bei der Bestimmung der quasi-statischen Eigenschaften ebenfalls bestätigt werden.

Neben den quasi-statischen Eigenschaften wurden auch Schwinguntersuchungen an heterogenen WEZ-Simulatorproben mit lokalisierter Erweichung durchgeführt. Hier zeigten sich die besonderen Vorteile der Generierung einer WZ ohne die Zuhilfenahme eines Fügeverfahrens, da somit innere Fehler (Poren, Bindefehler) ausgeschlossen und der „reine“ Einfluss der Erweichung abgeschätzt werden konnte. Die Untersuchungen ließen erkennen, dass die Größe der Erweichung einen Einfluss auf die Schwingfestigkeit ausübt; die ertragbare Schwingfestigkeit steigt mit sinkender relativer WZ-Breite. Diese Abhängigkeit von der Größe der Erweichung wird dabei nicht (bzw. nur äußerst beschränkt) auf auftretende Stützeffekte infolge einer inhomogenen Spannungsverteilung zurückgeführt, sondern auf den statistischen Größeneinfluss durch die steigende Größe der WZ, welcher als Ausgangspunkt für das Versagen gilt.

Ein weiterer, im Allgemeinen für die Schwinguntersuchung an geschweißten Bauteilen nicht außer Acht zu lassender Faktor, sind Eigenspannungen infolge thermischer Erwärmung, welche als lastunabhängige Mittelspannungen die ertragbare Schwingfestigkeit beeinflussen. Diese Eigenspannungen und deren Einfluss wurden für die heterogene WEZ-Probe mit Hilfe einer numerischen Simulation abgeschätzt; es zeigte sich, dass diese Größe kaum einen Einfluss auf die Schwingfestigkeit ausübt. Generell muss zum Einfluss der lokalen Erweichung auf die ertragbare Schwingfestigkeit angemerkt werden, dass dieser Faktor im Vergleich zu anderen wirksamen Faktoren (Oberfläche, Kerben) eine nur untergeordnete Rolle spielt. So sind die ertragbaren Schwingfestigkeiten bei realen Schweißverbindungen, welche üblicherweise im Zeitfestigkeitsbereich nach IIW (Hobbacher, 2008) durch FAT-Klassen und genormte Steigungen charakterisiert werden, weitaus geringer als die bei diesen Versuchen ermittelten Schwingfestigkeiten von lokal erweichten Proben oder Bauteilen. Diese Erkenntnis stimmt mit den Aussagen von Mozimo (1991 S. 598-601) überein, der den geometrischen Einflussfaktoren ebenfalls einen höheren Stellenwert zuweist.

Als Fazit der Untersuchungen dieser Arbeit zum Themengebiet der Weichen Zone kann festgehalten werden, dass eine lokale Erweichung in der Wärmeeinflusszone unter Einhaltung entsprechender Vorgaben (Verarbeitungshinweise) keine problematische Größe für die Betriebseigenschaft eines

Bauteiles nach der schweißtechnischen Verarbeitung darstellt. In der Literatur wird oft nur die Größe der Erweichung als entscheidender Faktor für eine mögliche Abminderung der Verbindungsfestigkeit angesehen. Anhand der vorliegenden Ergebnisse dieser Arbeit konnte aber gezeigt werden, dass dieser Abminderung mit Hilfe eines Schweißgutes mit höherer Festigkeit oder mit einer Erhöhung des Festigkeitsniveaus der WZ entgegengewirkt und die quasi-statische Verbindungsfestigkeit im positiven Sinn beeinflusst werden kann. Im Hinblick auf die Schwingfestigkeit spielt die lokale Erweichung selbst eine untergeordnete oder vernachlässigbare Rolle. Hier ist das Augenmerk mit Sicherheit auf abgeminderte Kerbradien und eine verminderte Oberflächenrauheit zu legen.

7 Literaturverzeichnis

- Adonyi, Y. 2006.** Heat affected zone characterization by physical simulations. *Welding journal*. October 2006, 2006.
- Arola, D. und Williams, C. L. 2002.** Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces. *International Journal of Fatigue* 24. 2002.
- ASTM E739. 2010.** Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data. 2010.
- Bakshi, O. A. und Shron, R. Z. 1962.** The static tensile strength of welded joints with a soft interlayer. *Welding production (English translation of Svarochnoe Proizvodstvo)*. No. 5, 1962.
- Bakshi, O. A., Klykov, N. A. und Reshetov, A. L. 1974.** The fatigue strength of welded joints with a soft interlayer during torsional bending. *Welding production (English translation of Svarochnoe Proizvodstvo)*. No. 1, 1974.
- Böhm, J. und Heckel, K. 1982.** Die Vorhersage der Dauerschwingfestigkeit unter Berücksichtigung des statistischen Größeneinflusses. *Zeitschrift für Werkstofftechnik*. 13, 1982.
- Budkin, G. V., et al. 1985.** Determination of the mechanical properties of the material of thin soft interlayers. *Industrial laboratory* 51. Nr. 10, 1985.
- Davidenkov, N. N. und Spridonova, N. I. 1946.** Analysis of the state of stress in the neck of a tension specimen. *Proc. ASTM*. 46, 1946.
- de Meester, B. 1997.** The weldability of modern structural TMCP steels. *ISIJ International*. Vol. 37, 1997, Bd. No. 6.
- Decker, I., Voß, O. und Wohlfahrt, H. 1997.** Nutzen numerischer Simulationen für das Einrichten realer Schweißprozesse. *DVS-Bericht*. 1997, Bd. Bd. 186.
- Degenkolbe, Joachim, Kaiser, Hans-Jürgen und Uwer, Dietrich. 1989.** Zähigkeit der Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen. *Stahl u. Eisen*. 1989, Bd. 109, 18.
- Denys, R. 1989.** The effect of HAZ softening on the fracture characteristics of modern steel weldments and the practical integrity of marine structures made by TMCP steels. *Proc. EALMAT 89*. Vol. 2, 1989.
- Dilthey, Ulrich. 2005.** *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2 - Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, 3. Auflage*. Aachen: Springer Verlag, 2005. ISBN 3-540-62661-1.
- DIN EN 10025-6. 2009.** Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 6: Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand. *Deutsche Fassung*. 2009.

- DIN EN 1011-2. 2001.** Schweißen - Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe - Teil 2: Lichtbogenschweißen von ferritischen Stählen. Deutsche Fassung, 2001.
- DIN EN 10149-2. 1995.** Warmgewalzte Flacherzeugnisse aus Stählen mit hoher Streckgrenze zum Kaltumformen - Teil 2: Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte Stähle. *Deutsche Fassung*. 1995.
- DIN EN ISO 14175. 2008.** Schweißzusätze - Gase und Mischgase für das Lichtbogenschweißen und verwandte Prozesse. Deutsche Fassung, 2008.
- DIN EN ISO 14343. 2010.** Schweißzusätze - Drahtelektroden, Bandedelektroden, Drähte und Stäbe zum Lichtbogenschweißen von korrosionsbeständigen und hitzebeständigen Stählen. Deutsche Fassung, 2010.
- DIN EN ISO 16834. 2012.** Schweißzusätze - Drahtelektroden, Drähte, Stäbe und Schweißgut zum Schutzgasschweißen von hochfesten Stählen. Deutsche Fassung, 2012.
- DIN EN ISO 4063. 2011.** Schweißen und verwandte Prozesse - Liste der Prozesse und Ordnungsnummern. *Dreisprachige Fassung*. 2011.
- DIN EN ISO 6892-1. 2009.** Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. Deutsche Fassung, 2009.
- Doerge, Eckart und Behrens, Bernd-Arno. 2010.** *Handbuch Umformtechnik- Grundlagen, Technologien, Maschinen- 2. Auflage*. Hannover: Springer Verlag, 2010. ISBN 978-3-642-04248-5.
- Eichlseder, W. 2003.** Lebensdauervorhersage auf Basis von Finite Elemente Ergebnissen. *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik* . 34, No. 9, 2003.
- Eid, N. M. und Thomason, P. F. 1979.** The nucleation of fatigue cracks in a low-alloy steel under high cycle fatigue conditions and uniaxial loadings. *Acta Metallurgica* . Vol. 27, 1979.
- Fahrenwaldt, Hans J. und Schuler, Volkmar. 2009.** *Praxiswissen Schweißtechnik, 3. Auflage*. Stuttgart / Ulm: Vieweg+Teubner, 2009. ISBN 978-3-8348-0382-5.
- FKM, Richtlinie. 2012.** *Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile, 6. Auflage*. Frankfurt: VDMA Verlag, 2012. ISBN 978-3-8163-0605-4.
- Friederich, Heinrich. 1995.** *Einfluss der Probengröße auf das Ermüdungsverhalten bauteilähnlicher Proben unter einstufigen und zufallsartigen Beanspruchungsabläufen- Dissertation TH Darmstadt-Berichte aus der Werkstofftechnik*. Aachen: Verlag Shaker, 1995. ISBN 3-8265-1016-X.
- Fröschl, Jürgen, Decker, Matthias und Eichlseder, Wilfried. 2011.** Neuer Ansatz zur Bewertung von Stützwirkung und statistischem Größeneinfluss im Auslegungsprozess. *Materials Testing*. 53, No. 5, 2011.
- Greenwood, G. W. und Johnson, R. H. 1964.** The Deformation of Metals Under Small Stresses During Phase Transformations. *Proceedings of the Royal Society*. Vol. 283, 1964.

Haibach, Erwin. 2002. *Betriebsfestigkeit- Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung.* Wiesbaden: Springer Verlag, 2002. ISBN-10 3-540-29363-9.

Heckel, K. und Köhler, J. 1975. Experimentelle Untersuchung des statistischen Größeneinflusses im Dauerschwingversuch an ungekerbten Stahlproben. *Zeitschrift für Werkstofftechnik* . 6. Jahrgang, Nr. 2, 1975.

Hildebrand, Jörg. 2008. *Numerische Schweißsimulation Bestimmung von Temperatur, Gefüge und Eigenspannung an Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen, Dissertation Bauhaus-Universität Weimar.* 2008.

Hobbacher, A. 2008. Recommendations for fatigue design of welded joints and components. *IIW-Document IIW-1823-07.* 2008.

Hochhauser, F., et al. 2012. Influence of the soft zone on the strength of modern HSLA steels. *Welding in the World.* 2012, Bd. No. 5/6, Vol. 56.

Hochhauser, Franz. 2009. Die Weiche Zone beim Schweißen hochfester Stähle, Diplomarbeit TU Graz, Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik. 2009.

Holzmann, G., Meyer, H. und Schumpich, G. 2006. *Technische Mechanik Festigkeitslehre- 9. Auflage.* Wiesbaden: Teubner Verlag, 2006. ISBN 3-519-36522-7.

Honeycombe, Robert und Bhadeshia, H. K. D. H. 1995. *Steels- Microstructure and properties.* Cambridge: Edward Arnold, 1995. ISBN 0-340-58946-9.

IIW IX-535-67. 1967. Technical Report. *International institute of welding IIW.* 1967.

Iksoo, Kim. 2002. Einfluß des Spannungszustandes während des hydraulischen Tiefungsversuchs auf das Umformverhalten von Blechwerkstoffen. *Dissertation an der Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Geowissenschaften der Rheinisch-Westfälischen Technische Hochschule Aachen.* 2002.

ISO 6507-1. 2005. Metallic materials - Vickers hardness-Part 1: Test method. 2005.

Ito, Reisuke, et al. 2000. Controlling of the softened region in weld heat affected zone of ultra fine grained steels. *ISIJ International.* Vol. 40, 2000.

Jaeschke, B., Ernst, W. und Luritzhofer, M. 2013. Verringerung von Fehlern bei der werkstoffspezifischen Bestimmung von Streckenenergie und Wärmeeinbringung durch moderne Lichtbogenschweißprozesse. *DVS-Bericht, Abstract 3444.* 2013.

Karkhin, V. A., Mikhailov, V. I. und Petrov, E. P. 1984. The stress-strain state of welded joints with soft and hard interlayers. *Welding production (English translation of Svarochnoe Proizvodstvo).* No. 3, March 1984.

Katsuta , J., Kawano, K. und Yajima, H. 1995. On the fatigue characteristics of the the welded joint with softened area at heat affected zone. *Trans. of the West-Japan society of naval architects.* Vol. 90, 1995.

- Kawano, Hajime. 2002.** Fatigue strength of thermo-mechanically controlled process steel and it's weld joint. *Proceedings of the twelfth international offshore and polar engineering conference, Kitakyushu, Japan.* 2002.
- Klein, Bernd. 2007.** *FEM- Grundlagen und Anwendungen der Finite-Elemente- Methode im Maschinen- und Fahrzeugbau, 7. Auflage.* Kassel: vieweg Verlag, 2007. ISBN 978-3-8348-0296-5.
- Kloos, K. H. 1976.** Einfluss des Oberflächenzustandes und der Probengröße auf die Schwingfestigkeitseigenschaften. *VDI- Bericht.* Nr. 268, 1976.
- Krysl, Michael. 2012.** Experimentelle Ermittlung von Schweiß-ZTU-Diagrammen für einen thermomechanisch gewalzten Stahl S700MC . *Diplomarbeit TU Graz, Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik.* 2012.
- Kudryavtsev, P. I. und Gel'man, A. S. 1964.** The effect of mechanical non-uniformity on the fatigue strength of welds. *Welding production (English translation of Svarochnoe Proizvodstvo).* No. 11, 1964.
- Läpple, Volker. 2008.** *Einführung in die Festigkeitslehre, Lehr- und Übungsbuch, 2. Auflage.* Wiesbaden: Vieweg + Teubner Verlag, 2008. ISBN 978-3-8348-1605-4.
- Leblond, J. B. und Devaux, J. 1984.** A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size . *Acta metall.* Vol. 32; No. 1 , 1984.
- Leblond, J. B., Mottet, G. und Devaux, J. C. 1986.** A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations. Part I: Derivation of general relations. *Journal of the mechanics and physics of solids.* Vol. 34, No. 4, 1986.
- Lundin, C. D. und Mao, T. P. S. 1989.** Heat affected zone in low carbon microalloyed steels. *Recent trends in welding science and technology Proceedings, 2nd International Conference.* 1989.
- Macherauch, E. und Wohlfahrt, H. 1985.** Eigenspannungen und Ermüdung. [Buchverf.] Munz D. *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffes.* DGM- Informationsgesellschaft. Oberursel : DGM- Informationsges. Verlag, 1985.
- Macherauch, E., Wohlfahrt, H. und Wolfstieg, E. 1973.** Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen. *Härterei-Technische Mitteilungen* 28. H. 3, 1973.
- Maurer, W., et al. 2012.** Electron beam welding of a TMCP steel with 700 MPa yield strength. *Welding in the world.* 2012, Bd. No.9/10, Vol. 56.
- Maurer, Wilhelm. 2010.** Vergleich der weichen Zone zwischen realer Schweißung und physikalischer Gleeble – Simulation eines thermomechanisch gewalzten mikrolegierten Stahles, Diplomarbeit TU Graz, Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik. 2010.
- Merkel, Markus und Öchsner, Andreas. 2010.** *Eindimensionale Finite Elemente-Ein Einstieg in die Methode.* Hüttlingen: Springer Verlag, 2010. ISBN 978-3-642-04991-0.
- Miner, M. 1945.** Cumulative damage in fatigue. *Journal of applied mechanics.* September 1945, 1945.

- Mochizuki, M., Shintomi, T. und Hashimoto, Y. 2004.** Analytical study on deformation and strength in HAZ-softened welded joints of fine-grained steels. *Welding in the world*. No. 09-10, Vol. 48, 2004, Doc. IIW-1573-02.
- Mozimo, Y. 1991.** Performance of welded joints in TMCP steel plates. *Welding international*. 5, 1991, Bd. (8).
- Müller, R. 1966.** Problemen beim Schweißen von vergüteten Baustählen. *DVS-Bericht*. 1966, Bd. Band 46.
- Münstermann, Sebastian. 2006.** *Numerische Beschreibung des duktilen Verhaltens von hochfesten Baustählen unter Berücksichtigung der Mikrostruktur, Band 4*. Aachen: RWTH Aachen, Dissertation, 2006.
- Palmgren, A. 1924.** Die Lebensdauer von Kugellagern. *Zeitschrift des Vereins deutscher Ingenieure*. Band 68; Nr. 14, 1924.
- Panda, S. K., Kuntz, M. L. und Zhou, Y. 2009.** Finite element analysis of effects of soft zones on formability of laser welded advanced high strength steels. *Science and Technology of welding and Joining*. Vol. 14, No. 1, 2009.
- Pasquale, Pablo. 2001.** *Numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte, Dissertation*. Karlsruhe: Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik, 2001.
- Pisarski, H. G. und Dolby, R. E. 2003.** The significance of softened HAZs in high strength structural steels. *Welding in the World*. Vol. 47, 2003, Bd. No. 5/6.
- Radaj, D. 1999.** *Fachbuchreihe Schweißtechnik Bd. 141: Schweißprozesssimulation: Grundlagen und Anwendung*. Düsseldorf: DVS-Verlag, 1999. ISBN 978-3-87155-188-8.
- **2002.** *Fachbuchreihe Schweißtechnik Bd. 143: Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen: Rechen- und Messverfahren*. Düsseldorf: DVS-Verlag, 2002. ISBN 978-3-87155-194-9.
- **1988.** *Wärmewirkung des Schweißens: Temperaturfeld, Eigenspannungen, Verzug*. Stuttgart: Springer Verlag, 1988. ISBN 3-540-18695-6.
- Radaj, Dieter und Vormwald, Michael. 2007.** *Ermüdungsfestigkeit- Grundlagen für Ingenieure, 3. Auflage*. Stuttgart und Darmstadt: Springer Verlag, 2007. ISBN 978-3-540-71458-3.
- Rodrigues, D. M., et al. 2004.** Numerical study of the plastic behaviour in tension of welds in high strength steels. *International journal of plasticity*. 20, 2004.
- Rust, Wilhelm. 2009.** *Nicht lineare Finite-Elemente-Berechnungen: Kontakt, Geometrie, Material; 1. Auflage*. Wiesbaden: Vieweg + Teubner Verlag, 2009. ISBN 978-3-8351-0232-2.
- Satoh, K. und Toyoda, M. 1975.** Joint strength of heavy plates with lower strength weld metal. *Welding research supplement*. September 1975, 1975.
- Satoh, Kunihiko und Nagai, Akira. 1969.** Fatigue strength of welded bars having a hard or soft interlayer. *International institut of welding*. Doc. XIII-530-69, 1969.

- Satoh, Kunihiko und Toyoda, Masao. 1971.** Mechanical behaviors of welded plates including a soft interlayer under tension parallel to a weld line. *Transactions of the Japan Welding Society*. Vol. 2, 1971, Bd. No. 1.
- **1970a.** Static strength of welded plates including soft interlayer under tension across a weld line. *Transactions of the Japan Welding Society*. September 1970, 1970a.
- **1970b.** Static tensile properties of welded joints including soft interlayer. *Transactions of Japan Welding Society*. April 1970, 1970b.
- Schott, Günter. 1997.** *Werkstoff- Ermüdungsfestigkeit*. Stuttgart : Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1997. ISBN 3-342-00511-4.
- Schulze, Günter. 2010.** *Die Metallurgie des Schweißens, 4. Auflage*. Berlin : Springer Verlag, 2010. ISBN 978-3-642-03182-3.
- Schwab, Wolfgang. 1989.** *Ermüdungsverhalten von massivumgeformten bauteilähnlichen Proben aus Stahl*. Stuttgart: Springer Verlag, 1989. ISBN 3-540-50805-8.
- SEW 088. 1993.** Stahl- Eisen- Werkstoffblätter. *Schweißgeeignete Feinkornbaustähle; Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen*. 1993.
- Shi, Yaowu, et al. 2004.** HAZ microstructure simulation in welding of a ultra fine grain steel. *Computational Materials Science*. Volume 1, Issues 3-4, 2004.
- Shron, R. Z. und Bakshi, G. A. 1962.** The problem of gauging the strengths of welded joints in which there is a soft zone. *Welding Production (English translation of Svarochnoe Proizvodstvo)*. No. 9, 1962.
- Siebel, E. und Stieler, M. 1955.** Ungleichförmige Spannungsverteilung bei schwingender Beanspruchung. *VDI Zeitschrift*. Bd. 97, Nr. 5, 1955.
- Spindler, Helmut, et al. 2005.** High strength and ultra high strength hot rolled steel grades- Products for advanced applications . *Conference Super High Strength Steels*. SHSS Rom 2005, 2005.
- Stoschka, Michael und Leitner, Martin. 2013.** Vergleichende Berechnung der Ermüdungsfestigkeit wärmebehandelter Zonen hochfester Stahlwerkstoffe. *interner Bericht AMB13B04*. 2013.
- Suhr, R. W. 1986.** The effect of surface finish on high cycle fatigue of a low alloy steel. *Mechanical Engineering Publications- The behaviour of short fatigue cracks*. 1986.
- Toyosada, M. 1983.** Tensile strength and fatigue strength of TMCP steel. *Symposium on newly developed TMCP steel and its application to welded structures, The society of naval architects of Japan*. 1983.
- Unfried, J., Garzon, C. M. und Giraldo, J. E. 2009.** Numerical and experimental analysis of microstructure evolution during arc welding in amor plate steels. *Journal of Materials Processing Technology*. 209, 2009.

Vollertsen, F. und Vogler, S. 1989. *Werkstoffeigenschaften und Mikrostruktur*. Erlangen: Carl Hanser Verlag, 1989. ISBN 3-446-15584-8.

Wallner, F., Schimböck, R. und Rauch, R. 2000. Verbesserte und neue TM- Stähle für geschweißte Konstruktionen. *Vortrag bei der internationalen schweiß- und fertigungstechnischen Tagung 2000, Wien*. 2000.

Wallner, Felix. 1972. Grundsätzliches zur Schweißseignung wasservergüteter hochfester Al- Si- Mn- Stähle - Die Eigenschaften und das Verhalten der wärmebeeinflussten Zone. *Dissertation an der Fakultät für Maschinenbau und Elektrotechnik an der technischen Hochschule in Graz*. 1972.

Weibull, Waloddi. 1959. Zur Abhängigkeit der Festigkeit von der Probengröße. *Archieve of applied mechanics*. Vol. 28 (1), 1959.

Wohlfahrt, D. 1988. Einfluss von Mittelspannungen und Eigenspannungen auf die Dauerfestigkeit. *VDI - Bericht 661*. 1988.

Wormsen, Anders und Härkegård, Gunnar. 2010. A statistical investigation of fatigue behaviour according to Weibull's weakest-link theory. *ECF 15, Department of Machine Design and Materials Technology, Norwegian University of Science and Technology*. 2010.

Eigene Veröffentlichungen

Maurer, W. 2010. Vergleich der weichen Zone zwischen realer Schweißung und physikalischer Gleeble – Simulation eines thermomechanisch gewalzten mikrolegierten Stahles, Diplomarbeit TU Graz, Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik. 2010.

Maurer, W., Ernst, W., Rauch, R., Kapl, S., Pohl, A., Krüssel, T., Vallant, R., Enzinger, N. 2012. Electron beam welding of a TMCP steel with 700 MPa yield strength. *Welding in the World*. 2012, Bd. No.9/10, Vol. 56, S. 84-94, ISSN 0043-2288.

Maurer, W., Ernst, W., Rauch, R., Kapl, S., Vallant, R., Enzinger, N. 2012. Numerical simulation on the effect of HAZ softening on static strength of HSLA steel welds. *Mathematic modelling of weld phenomena*. 2012, Verlag der technischen Universität Graz, S. 669-690, ISBN 978-3-85125-4.

Maurer, W., Ernst, W., Rauch, R., Vallant, R., Enzinger, N. 2013. Einfluss der Weichen Zone auf die mechanischen Eigenschaften hochfester Schweißverbindungen. *Schweiß- und Prüftechnik*. 2013, Sonderausgabe 2013, S. 10-15.

Krysl, M., Rahman, M., Vallant, R., Ernst, W., Maurer, W., Enzinger, N. 2013. Untersuchung des Umwandlungsverhaltens in der Wärmeeinflusszone eines thermomechanisch gewalzten Stahls S700MC. *Schweiß- und Prüftechnik*. 2013, 01-02/2013, S. 5-9.

Rahman, M., Maurer, W., Ernst, W., Rauch, R., Enzinger, N. 2013. Calculation of hardness distribution in the HAZ of micro-alloyed steel. *IIW Doc. IX-L-1107-13* (to be published in *Welding in the World*).

Maurer, W., Ernst, W., Rauch, R., Vallant, R., Enzinger, N. 2014. Evaluation of the factors influencing the static strength of a HAZ softened HSLA steel weld. *IIW Doc.* (to be published in *Welding in the World*).

8 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Vergleich der Temperaturverläufe und Ausbildung der Wärmeeinflusszone a) für das Gasschweißen und b) für das Lichtbogenschweißen in Anlehnung an Dilthey (2005 S. 44)	4
Abbildung 2-2: Typischer Temperatur-Zeit-Zyklus einer Schweißverbindung (Schulze, 2010 S. 385)	5
Abbildung 2-3: Bereiche mit unterschiedlichem Gefüge in der Wärmeeinflusszone einer Einlagenschweißung (Degenkolbe, et al., 1989 S. 63)	6
Abbildung 2-4: Bereich der Wärmeeinflusszone von Mehrlagenschweißungen mit unterschiedlichem Gefüge (Degenkolbe, et al., 1989 S. 65).....	8
Abbildung 2-5: Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf das S-ZTU Schaubild eines Baustahles (St 52-3) (Decker, et al., 1997 S. 34-38)	9
Abbildung 2-6: Schematische Darstellung einer Schweißverbindung mit lokalisierter Erweichung und Härtemapping einer MAG-Schweißverbindung	10
Abbildung 2-7: Härtespur Vergütungsstahl vs. TM-Stahl (Wallner, et al., 2000).....	11
Abbildung 2-8: Einfluss der relativen WZ-Breite X_{WZ} und des Verhältnisses „Blechdicke zu Probenbreite“ auf die Zugfestigkeit von Schweißverbindungen in Anlehnung an Satoh und Toyoda (1970a S. 10-17).....	15
Abbildung 2-9: Zugfestigkeit in Abhängigkeit von relativer WZ-Breite X_{WZ} sowie der Probenbreite zu Blechdicke in Anlehnung an Satoh und Toyoda (1970a S. 10-17)	16
Abbildung 2-10: Spannungs-Dehnungsverlauf von homogenen Werkstoffen (S10C, S35C) und bei Verbindungen mit unterschiedlichen relativen WZ-Breiten X_{WZ} in Anlehnung an Satoh und Toyoda (1970b S. 7-12)	18
Abbildung 2-11: Wahrer Spannungs-Dehnungsverlauf von homogenen Werkstoffen und bei Verbindungen mit unterschiedlichen relativen WZ-Breiten X_{WZ} in Anlehnung an Satoh und Toyoda (1970b S. 7-12)	19
Abbildung 2-12: Einschnürung infolge einer Belastung mit den entsprechenden Geometriefaktoren	20
Abbildung 2-13: Plastischer Stützfaktor und analytische Beschreibung durch die Funktion $(=1+a/4R)$ als eine Funktion der Dehnung in Beanspruchungsrichtung in Anlehnung an Satoh und Toyoda (1970b S. 7-12)	21
Abbildung 2-14: Abhängigkeit der Verbundfestigkeit vom Verhältnis harter Schicht zur weicheren Schicht (m-Wert) in Anlehnung an Satoh und Toyoda (1971 S. 52-59)	25
Abbildung 2-15: Teilgebiet der Schweißsimulation nach Radaj (2002), (Hildebrand, 2008 S. 23).....	29
Abbildung 2-16: Verschiebung der Fließfläche bei kinematischer Verfestigung, (Rust, 2009 S. 196) ..	33
Abbildung 2-17: Kennwerte und unterschiedliche Bereiche einer Wöhler-Linie (Haibach, 2002 S. 26)	39
Abbildung 2-18: Arten der Größeneinflüsse (Kloos, 1976 S. 63-75)	41
Abbildung 2-19: Technologischer Größeneinfluss am Beispiel eines vergüteten Bauteils in Anlehnung an Läßle (2008 S. 281 ff.).....	42
Abbildung 2-20: Spannungsmechanischer Größeneinfluss auf die Schwingfestigkeit (Läßle, 2008 S. 281 ff)	42
Abbildung 2-21: Arten von Kerben (Radaj, et al., 2007 S. 148)	43
Abbildung 2-22: Stützziffer in Abhängigkeit von der Werkstoffart und der Werkstofffestigkeit als Funktion des bezogenen Spannungsgradienten nach VDI 2226 (Radaj, et al., 2007 S. 192)	44

Abbildung 2-23: Neuber-Hyperbel in Anlehnung an Friederich (1995 S. 10)	46
Abbildung 2-24: Eigenspannungsempfindlichkeit M_E und Mittelspannungsempfindlichkeit M für Stähle als Funktion der Zugfestigkeit nach Macherauch et al. (1985 S. 237-283) und Wohlfahrt (1988 S. 99-127), (Radaj, et al., 2007 S. 118)	48
Abbildung 2-25: Abminderungsfaktor der Dauerfestigkeit als Funktion der Zugfestigkeit und unterschiedlicher Rautiefen a), von verschiedenen Eisengusswerkstoffen als Funktion der Zugfestigkeit b) nach FKM-Richtlinie (Radaj, et al., 2007 S. 124)	49
Abbildung 2-26: Haigh-Diagramm für Proben mit unterschiedlicher Oberflächenrauigkeit nach spanabhebender Bearbeitung und anschließendem Warmentspannen; vergleichsweise Proben mit V-Kerbe (Kerbtiefe a) nach Suhr (1986), (Radaj, et al., 2007 S. 125)	50
Abbildung 2-27: Schematische Darstellung der unterschiedlichen Miner-Regeln	51
Abbildung 3-1: Geometrie der Anarbeitung und der Versuchsbleche, Angabe in mm.....	56
Abbildung 3-2: Geometrie der Anarbeitung der Versuchsbleche der V-Naht, Angabe in mm.....	58
Abbildung 3-3: Geometrie der Anarbeitung der Versuchsbleche der X-Naht, Angabe in mm.....	58
Abbildung 3-4: Probe im WEZ-Simulator.....	60
Abbildung 3-5: Zugprobe mit homogen erweichtem Bereich	61
Abbildung 3-6: Zugprobe mit lokal (heterogen) erweichtem Bereich	62
Abbildung 3-7: Gekerbte WEZ-Simulatorprobe für 6 bzw. 10 mm Blechdicke.....	62
Abbildung 3-8: Gekerbte WEZ-Simulatorprobe für 12 mm Blechdicke.....	63
Abbildung 3-9: Härtemessung der WEZ-Simulatorprobe mit homogener Erweichung	63
Abbildung 3-10: Härtemessung der WEZ-Simulatorprobe mit lokalisierter Erweichung.....	64
Abbildung 3-11: Position der Härtespuren bei den einlagigen Schweißverbindungen.....	64
Abbildung 3-12: Sonderprobenform mit variabler Breite	65
Abbildung 3-13: WEZ-Simulator, Probenform	65
Abbildung 3-14: Schweißgutprobe.....	66
Abbildung 3-15: Schwingversuchsprobe mit lokalisierter Erweichung	67
Abbildung 3-16: Schwingversuchsprobe mit homogener Erweichung	67
Abbildung 4-1: FE-Modell der charakteristischen Zonen der WEZ (Grundansicht)	68
Abbildung 4-2: Charakterisierung der WEZ mit Hilfe eines Härtemappings	68
Abbildung 4-3: Skizze der Wegmesspunkte des FEM-Modells	71
Abbildung 4-4: Darstellung der modellierten Nahtformen	72
Abbildung 4-5: Schematische Darstellung des FE-Modells zur statistischen Evaluierung der Einflussgrößen	73
Abbildung 4-6: FE-Modell WEZ-Simulation mit lokalisierter Erweichung	75
Abbildung 4-7: FE-Modell WEZ-Simulation mit lokalisierter Erweichung und subkritischer Zone	75
Abbildung 4-8: Modell der Schweißstruktursimulation	77
Abbildung 4-9: Temperaturvorgabe für die numerische Simulation	78
Abbildung 4-10: SZTU-Diagramm S 700MC mit 100 °C Spitztemperatur (Krysl, 2012)	79
Abbildung 4-11: E-Modul über die Temperatur in Abhängigkeit der Phase.....	79
Abbildung 4-12: Spezifische Wärmekapazität über die Temperatur in Abhängigkeit von der Phase...80	
Abbildung 4-13: Wärmeleitfähigkeit über die Temperatur in Abhängigkeit von der Phase	80
Abbildung 4-14: Thermische Dehnung über die Temperatur in Abhängigkeit von der Phase	81
Abbildung 4-15: Freigeschnittene Schwingversuchsprobe.....	81
Abbildung 4-16: FEMFAT-Modell mit den unterschiedlichen Materialzonen	82

Abbildung 5-1: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,75 kJ/mm	84
Abbildung 5-2: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm	84
Abbildung 5-3: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,75 kJ/mm ..	85
Abbildung 5-4: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,75 kJ/mm	86
Abbildung 5-5: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,75 kJ/mm.....	86
Abbildung 5-6: Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,76 kJ/mm	86
Abbildung 5-7: Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,76 kJ/mm.....	86
Abbildung 5-8: Metallographie der Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,42 kJ/mm, Härte ca. 380 HV5	86
Abbildung 5-9: Metallographie der Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,42 kJ/mm, Härte ca. 365 HV5	86
Abbildung 5-10: Härtemapping Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,75 kJ/mm	87
Abbildung 5-11: Härtemapping Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,38 kJ/mm	87
Abbildung 5-12: Relative WZ-Breite über die Streckenenergie (Mittelwert aus oberer und unterer Härtespur)	87
Abbildung 5-13: Relative WZ-Breite über die Streckenenergie (beide Härtespuren getrennt dargestellt)	87
Abbildung 5-14: WZ-Härte über die Streckenenergie (Mittelwert aus oberer und unterer Härtespur).....	88
Abbildung 5-15: WZ-Härte über die Streckenenergie (beide Härtespuren getrennt dargestellt)	88
Abbildung 5-16: WZ-Härte über relativer WZ-Breite X_{WZ}	88
Abbildung 5-17: Schweißguthärte über die Streckenenergie (Mittelwert aus oberer und unterer Härtespur)	89
Abbildung 5-18: Schweißguthärte über die Streckenenergie (beide Härtespuren getrennt dargestellt).....	89
Abbildung 5-19: Relative Schweißguthärte über die Streckenenergie	90
Abbildung 5-20: Relative WZ-Härte über die Streckenenergie.....	90
Abbildung 5-21: Zugfestigkeit R_m der Schweißverbindung über relative WZ-Breite X_{WZ} , Probenform C	91
Abbildung 5-22: Dehngrenze $R_{p0.2}$ der Schweißverbindung über relative WZ-Breite X_{WZ} , Probenform C	91
Abbildung 5-23: Gleichmaßdehnung A_g über relative WZ-Breite X_{WZ}	92
Abbildung 5-24: Bruchdehnung A über relative WZ-Breite X_{WZ}	93
Abbildung 5-25: Relative Zugfestigkeit über relative WZ-Breite X_{WZ}	93
Abbildung 5-26: Relative Dehngrenze über relative WZ-Breite X_{WZ}	94
Abbildung 5-27: Relative Gleichmaßdehnung über relative WZ-Breite X_{WZ}	94
Abbildung 5-28: Relative Bruchdehnung über relative WZ-Breite X_{WZ}	95
Abbildung 5-29: Zugfestigkeit als Funktion der Probengeometrie und der relativen WZ-Breite	95
Abbildung 5-30: Zugfestigkeit als Funktion der Probengeometrie	96
Abbildung 5-31: Zugfestigkeit als Funktion der relativen WZ-Breite	96
Abbildung 5-32: Bruchlage Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,76 kJ/mm	97
Abbildung 5-33: Bruchlage Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm	97
Abbildung 5-34: Zugfestigkeit des aufgemischten Schweißgutes über die effektive Streckenenergie	98
Abbildung 5-35: Dehngrenze des aufgemischten Schweißgutes über die effektive Streckenenergie..	98

Abbildung 5-36: Gleichmaßdehnung des aufgemischten Schweißgutes über die effektive Streckenenergie.....	99
Abbildung 5-37: Fließkurven aus dem Schweißgut (Längsproben) bei unterschiedlichen effektiven Streckenenergien.....	99
Abbildung 5-38: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm	100
Abbildung 5-39: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,35 kJ/mm.....	100
Abbildung 5-40: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm.....	100
Abbildung 5-41: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,30 kJ/mm.....	100
Abbildung 5-42: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm (obere Spur)	101
Abbildung 5-43: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm (obere Spur)	101
Abbildung 5-44: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm (mittlere Spur)	101
Abbildung 5-45: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm (mittlere Spur)	101
Abbildung 5-46: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm (untere Spur)	101
Abbildung 5-47: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,39 kJ/mm (untere Spur)	101
Abbildung 5-48: Härtemapping Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm.....	102
Abbildung 5-49: Härtemapping Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm.....	102
Abbildung 5-50: Härtemapping Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm.....	102
Abbildung 5-51: Härtemapping Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,05 kJ/mm.....	102
Abbildung 5-52: Relative WZ-Breite über die effektive Streckenenergie.....	103
Abbildung 5-53: Relative WZ-Breite der einzelnen Härtespuren über die effektive Streckenenergie (V-Naht).....	103
Abbildung 5-54: Relative WZ-Breite der einzelnen Härtespuren über die effektive Streckenenergie (X-Naht).....	103
Abbildung 5-55: WZ-Härte über die relative Streckenenergie	104
Abbildung 5-56: WZ-Härte der einzelnen Härtespuren über die relative Streckenenergie (V-Naht) .	104
Abbildung 5-57: WZ-Härte der einzelnen Härtespuren über die relative Streckenenergie (X-Naht) .	104
Abbildung 5-58: WZ-Härte über relativer WZ-Breite X_{WZ}	105
Abbildung 5-59: SG-Härte über die relative Streckenenergie	105
Abbildung 5-60: SG-Härte der einzelnen Härtespuren über die relative Streckenenergie (V-Naht) ..	106
Abbildung 5-61: SG-Härte der einzelnen Härtespuren über die relative Streckenenergie (X-Naht) ..	106
Abbildung 5-62: Relative WZ-Härte über effektive Streckenenergie.....	106
Abbildung 5-63: Relative Schweißguthärte über effektive Streckenenergie.....	107
Abbildung 5-64: Zugfestigkeit R_m über relative WZ-Breite X_{WZ}	107
Abbildung 5-65: Dehngrenze $R_{p0.2}$ über relative WZ-Breite X_{WZ}	108
Abbildung 5-66: Gleichmaßdehnung A_g über relative WZ-Breite X_{WZ}	109
Abbildung 5-67: Bruchdehnung A über relative WZ-Breite X_{WZ}	109
Abbildung 5-68: Relative Zugfestigkeit über relative WZ-Breite X_{WZ}	110
Abbildung 5-69: Relative Dehngrenze über relative WZ-Breite X_{WZ}	110
Abbildung 5-70: Relative Gleichmaßdehnung über relative WZ-Breite X_{WZ}	111
Abbildung 5-71: Relative Bruchdehnung über relative WZ-Breite X_{WZ}	111
Abbildung 5-72: Bruchlage V-Naht, Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,15 kJ/mm	112
Abbildung 5-73: Bruchlage X-Naht, Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm.....	112
Abbildung 5-74: Relative Zugfestigkeit der Verbindung in Abhängigkeit von der relativen WZ-Breite X_{WZ}	113

Abbildung 5-75: Grundwerkstoff (S 700MC, Blechdicke 6 mm)	114
Abbildung 5-76: WEZ-Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1362,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 4,6 \text{ s}$	114
Abbildung 5-77: WEZ-Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 983,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5,9 \text{ s}$	114
Abbildung 5-78: WEZ-Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 753,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,3 \text{ s}$	114
Abbildung 5-79: WEZ-Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1366,5 \text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 5,2 \text{ s}$, $T_{\max}(2) = 1380,0 \text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 5,1 \text{ s}$	115
Abbildung 5-80: WEZ-Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1284,5 \text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 5,4 \text{ s}$, $T_{\max}(2) = 982,1 \text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 6,0 \text{ s}$	115
Abbildung 5-81: WEZ-Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1238,2 \text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 5,1 \text{ s}$, $T_{\max}(2) = 720,6 \text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 5,0 \text{ s}$	115
Abbildung 5-82: Härte über Spitzentemperatur (S 700MC, Blechdicke 6 mm)	116
Abbildung 5-83: Härte über Spitzentemperatur (S 700MC, Blechdicke 10 mm)	117
Abbildung 5-84: Härte über Spitzentemperatur (S 700MC, Blechdicke 12 mm)	117
Abbildung 5-85: Härte über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5 \text{ s}$ (S 700MC)	118
Abbildung 5-86: Relative Härte über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5 \text{ s}$ (S 700MC)	118
Abbildung 5-87: Doppelzyklen: Härte über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von 5 s (S 700MC, Blechdicke 10 mm)	120
Abbildung 5-88: Doppelzyklen: Härte über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von 25 s (S 700MC, Blechdicke 10 mm)	120
Abbildung 5-89: Zugfestigkeit über Spitzentemperatur (S 700MC, Blechdicke 6 mm)	121
Abbildung 5-90: Zugfestigkeit über Spitzentemperatur (S 700MC, Blechdicke 10 mm)	121
Abbildung 5-91: Zugfestigkeit über Spitzentemperatur (S 700MC, Blechdicke 12 mm)	122
Abbildung 5-92: Zugfestigkeit über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5 \text{ s}$ (S 700MC)	122
Abbildung 5-93: Relative Zugfestigkeit über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5 \text{ s}$ (S 700MC)	123
Abbildung 5-94: 0,2 %-Dehngrenze über Spitzentemperatur (S 700MC, Blechdicke 6 mm)	123
Abbildung 5-95: 0,2 %-Dehngrenze über Spitzentemperatur (S 700MC, Blechdicke 10 mm)	124
Abbildung 5-96: 0,2 %-Dehngrenze über Spitzentemperatur (S 700MC, Blechdicke 12 mm)	124
Abbildung 5-97: Dehngrenze über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5 \text{ s}$ (S 700MC)	125
Abbildung 5-98: Relative Dehngrenze über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5 \text{ s}$ (S 700MC)	125
Abbildung 5-99: Gleichmaßdehnung über Spitzentemperatur (S 700MC, Blechdicke 6 mm)	126
Abbildung 5-100: Gleichmaßdehnung über Spitzentemperatur (S 700MC, Blechdicke 10 mm)	126
Abbildung 5-101: Gleichmaßdehnung über Spitzentemperatur (S 700MC, Blechdicke 12 mm)	127
Abbildung 5-102: Gleichmaßdehnung über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5 \text{ s}$ (S 700MC)	127
Abbildung 5-103: Relative Gleichmaßdehnung über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5 \text{ s}$ (S 700MC)	128
Abbildung 5-104: Doppelzyklen: Zugfestigkeit über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5 \text{ s}$ (S 700MC, Blechdicke 10 mm)	128
Abbildung 5-105: Doppelzyklen: Zugfestigkeit über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25 \text{ s}$ (S 700MC, Blechdicke 10 mm)	129
Abbildung 5-106: Doppelzyklen: 0,2 %-Dehngrenze über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5 \text{ s}$ (S 700MC, Blechdicke 10 mm)	129

Abbildung 5-107: Doppelzyklen: 0,2 %-Dehngrenze über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25$ s (S 700MC, Blechdicke 10 mm)	130
Abbildung 5-108: Doppelzyklen: Gleichmaßdehnung über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s (S 700MC, Blechdicke 10 mm).....	131
Abbildung 5-109: Doppelzyklen: Gleichmaßdehnung über die Spitzentemperaturen bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25$ s (S 700MC, Blechdicke 10 mm).....	131
Abbildung 5-110: Fließkurven des Grundwerkstoffes und der homogenen WEZ-Simulationen mit unterschiedlichen Spitzentemperaturen, S 700MC Blechdicke 6 mm, Abkühlzeit $t_{8/5} = 5$ s.....	132
Abbildung 5-111: Vergleich der Fließkurven mit unterschiedlichen Spitzentemperaturen und Abkühlzeiten $t_{8/5}$, S 700MC Blechdicke 6mm	132
Abbildung 5-112: Vergleich der Fließkurven der unterschiedlichen Blechdicken (Grundwerkstoff und homogene WEZ-Simulation)	133
Abbildung 5-113: Vergleich der Fließkurven der WEZ-Simulation mit Doppelzyklen.....	133
Abbildung 5-114: Zugfestigkeit R_m über der relativen WZ-Breite X_{WZ}	134
Abbildung 5-115: 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ über die relative WZ-Breite.....	135
Abbildung 5-116: Gleichmaßdehnung A_g über die relative WZ-Breite.....	135
Abbildung 5-117: Schweißversuche und physikalisch heterogen erweichte WEZ-Simulation.....	136
Abbildung 5-118: Zeitfestigkeit des Grundwerkstoffes bei schwellender Belastung	138
Abbildung 5-119: Zeitfestigkeit der lokal erweichten Probe ($X_{WZ} = 0,6$) bei schwellender Belastung	139
Abbildung 5-120: Zeitfestigkeit der lokal erweichten Probe ($X_{WZ} = 1,0$) bei schwellender Belastung	140
Abbildung 5-121: Zeitfestigkeit der homogen erweichten Probe ($X_{WZ} = \infty$) bei schwellender Belastung.....	140
Abbildung 5-122: Einfluss der Größe des erweichten Bereiches auf die Zeitfestigkeit bei schwellender Belastung.....	141
Abbildung 5-123: Zeitfestigkeit des Grundwerkstoffes bei wechselnder Belastung	142
Abbildung 5-124: Zeitfestigkeit der lokal erweichten Probe ($X_{WZ} = 0,6$) bei wechselnder Belastung.	143
Abbildung 5-125: Zeitfestigkeit der lokal erweichten Probe ($X_{WZ} = 1,0$) bei wechselnder Belastung.	143
Abbildung 5-126: Zeitfestigkeit der homogen erweichten Probe ($X_{WZ} = \infty$) bei wechselnder Belastung.....	144
Abbildung 5-127: Einfluss der Größe des erweichten Bereiches auf die Zeitfestigkeit bei wechselnder Belastung.....	145
Abbildung 5-128: Stereoaufnahme der Bruchfläche Probe 2289 ($X_{WZ} = 1,0$; $R = 0,1$; $\sigma_a = 300$ MPa) .	146
Abbildung 5-129: REM-Aufnahme im Bereich des Anrisses, Probe 2289.....	147
Abbildung 5-130: REM-Aufnahme im Bereich des Restbruches, Probe 2289	147
Abbildung 5-131: Stereoaufnahme der Bruchfläche, Probe 2237 ($X_{WZ} = 0,6$; $R = -1$; $\sigma_a = 480$ MPa) .	148
Abbildung 5-132: Stereoaufnahme der Bruchfläche, Probe 2282 ($X_{WZ} = 1,0$; $R = -1$; $\sigma_a = 480$ MPa) .	148
Abbildung 5-133: REM-Aufnahme des Bruchausganges, Probe 2282	149
Abbildung 5-134: Vergleich Experiment und Simulation, dargestellt als Zugfestigkeit über Probengeometrie und relative WZ-Breite (3D-Graph)	150
Abbildung 5-135: Vergleich Experiment und Simulation dargestellt als Zugfestigkeit über Probengeometrie.....	151
Abbildung 5-136: Zugfestigkeit über relative WZ-Breite, Probendicke 6 mm, WZ Festigkeitsniveau $S_{WZ} = 0,91$	152

Abbildung 5-137: 0,2 %-Dehngrenze über relative WZ-Breite, Probendicke 6 mm, WZ-Festigkeitsniveau $S_{WZ} = 0,91$	152
Abbildung 5-138: Gleichmaßdehnung über relative WZ-Breite, Probendicke 6 mm, WZ-Festigkeitsniveau $S_{WZ} = 0,91$	153
Abbildung 5-139: Zugfestigkeit über relative WZ-Breite, Probendicke 10 mm	153
Abbildung 5-140: Dehngrenze über relative WZ-Breite, Probendicke 10 mm	154
Abbildung 5-141: Gleichmaßdehnung über relative WZ-Breite, Probendicke 10 mm.....	155
Abbildung 5-142: Zugfestigkeit über relative WZ-Breite, Probendicke 12 mm	155
Abbildung 5-143: 0,2 %-Dehngrenze über relative WZ-Breite, Probendicke 12 mm.....	156
Abbildung 5-144: Gleichmaßdehnung über relative WZ-Breite, Probendicke 12 mm.....	156
Abbildung 5-145: Vergleich der relativen Zugfestigkeit über relative WZ-Breite.....	157
Abbildung 5-146: Vergleich der relativen Dehngrenze über die relative WZ-Breite	158
Abbildung 5-147: Vergleich der relativen Gleichmaßdehnung über die relative WZ-Breite.....	158
Abbildung 5-148: Abgleich der Zugfestigkeit R_m bei lokaler Erweichung; Versuch und numerische Simulation	159
Abbildung 5-149: Abgleich der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei lokaler Erweichung; Versuch und numerische Simulation	160
Abbildung 5-150: Abgleich der Gleichmaßdehnung A_g bei lokaler Erweichung; Versuch und numerische Simulation	160
Abbildung 5-151: Einfluss der WZ-Festigkeit auf die relative Zugfestigkeit, $X_{WZ} = 0,4$, $S_{SG} = 1,0$, $X_{SG} = 0,66$, $A = 90^\circ$	161
Abbildung 5-152: Einfluss der WZ-Festigkeit auf die relative 0,2 %-Dehngrenze, $X_{WZ} = 0,4$, $S_{SG} = 1,0$, $X_{SG} = 0,66$, $A = 90^\circ$	161
Abbildung 5-153: Einfluss der relativen WZ-Breite X_{WZ} auf die relative Zugfestigkeit, $S_{SG} = 1,0$, $X_{SG} = 0,66$, $A = 90^\circ$	162
Abbildung 5-154: Einfluss der relativen WZ-Breite X_{WZ} auf die relative Dehngrenze, $S_{SG} = 1,0$, $X_{SG} = 0,66$, $A = 90^\circ$	162
Abbildung 5-155: Einfluss des Festigkeitsniveaus des SG S_{SG} auf die relative Zugfestigkeit, $X_{SG} = 0,66$, $A = 90^\circ$	163
Abbildung 5-156: Einfluss des Festigkeitsniveaus des SG S_{SG} auf die relative Dehngrenze, $X_{SG} = 0,66$, $A = 90^\circ$	163
Abbildung 5-157: Einfluss der relativen Schweißgutbreite X_{SG} auf die relative Zugfestigkeit, $A = 90^\circ$	164
Abbildung 5-158: Einfluss der relativen Schweißgutbreite X_{SG} auf die relative Dehngrenze, $A = 90^\circ$	164
Abbildung 5-159: Einfluss des Schweißgutflankenwinkels A auf die relative Zugfestigkeit, $S_{SG} = 1,0$, $X_{SG} = 0,66$	165
Abbildung 5-160: Einfluss des Schweißgutflankenwinkels A auf die relative Dehngrenze, $S_{SG} = 1,0$, $X_{SG} = 0,66$	165
Abbildung 5-161: Vergleich Prognosewert mit beobachtetem Wert der relativen Zugfestigkeit	168
Abbildung 5-162: Vergleich Prognosewert mit beobachtetem Wert der relativen 0,2 %-Dehngrenze.....	168
Abbildung 5-163: Vergleich Prognosewert mit beobachtetem Wert der relativen Gleichmaßdehnung.....	169

Abbildung 5-164: Vergleich der Verbindungsfestigkeit einer realen Schweißverbindung mit diversen Modellen zur Abschätzung der Verbindungsfestigkeit	170
Abbildung 5-165: Einfluss des Matching-Verhältnisses auf den simulierten Zugversuch, relative WZ-Breite $X_{WZ} = 0,5$	171
Abbildung 5-166: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der Fließgrenze der Verbindungen ..	172
Abbildung 5-167: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) zwischen der Fließgrenze und der 0,2 %-Dehngrenze der Verbindungen (Step time 0,037)	173
Abbildung 5-168: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Verbindungen	174
Abbildung 5-169: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Verbindungen (Detail)	174
Abbildung 5-170: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) zwischen der Dehngrenze $R_{p0,2}$ und der Zugfestigkeit der Evenmatching-Verbindung (Step time 0,18)	175
Abbildung 5-171: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der Zugfestigkeit der Evenmatching-Verbindung	176
Abbildung 5-172: Verschiebung (U3) in Dickenrichtung bei der Zugfestigkeit der Evenmatching-Verbindung	176
Abbildung 5-173: Dehnungen der einzelnen Bereich (SG, WZ, gesamt), gemessen in der Mitte	177
Abbildung 5-174: Dehnungen der einzelnen Bereich (SG, WZ, gesamt), gemessen am Rand	178
Abbildung 5-175: Einschnürung unterschiedlicher Positionen an der Evenmatching-Schweißverbindung, gemessen in der Mitte	179
Abbildung 5-176: Einschnürung unterschiedlicher Positionen an der Evenmatching-Schweißverbindung, gemessen am Rand	179
Abbildung 5-177: Einschnürung unterschiedlicher Positionen an der Overmatching-Schweißverbindung, gemessen in der Mitte	180
Abbildung 5-178: Einschnürung unterschiedlicher Positionen an der Overmatching-Schweißverbindung, gemessen am Rand	180
Abbildung 5-179: Einschnürung der unterschiedlichen Zonen, gemessen in der Mitte	181
Abbildung 5-180: Einschnürung der unterschiedlichen Zonen, gemessen am Rand	181
Abbildung 5-181: Stützzahl q nach Satoh (1970b S. 7-12) für unterschiedliche relative WZ-Breiten X_{WZ} und Schweißgutfestigkeiten	182
Abbildung 5-182: Stützzahl q nach Satoh (1970b S. 7-12) für unterschiedliche Verfestigungsverhalten, Evenmatched, $X_{WZ} = 0,5$	183
Abbildung 5-183: Einfluss der Nahtform auf den simulierten Zugversuch bei Evenmatching, WZ-Breite ($X_{WZ} = 0,5$)	184
Abbildung 5-184: Einfluss der Nahtform auf den simulierten Zugversuch bei Overmatching, WZ-Breite ($X_{WZ} = 0,5$)	184
Abbildung 5-185: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der Fließgrenze der Verbindungen ..	185
Abbildung 5-186: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Verbindung	186
Abbildung 5-187: Äquivalente plastische Dehnung (PEEQ) bei der Zugfestigkeit R_m der Verbindung	186
Abbildung 5-188: Von-Mises-Vergleichsspannung nach der thermischen Simulation, homogene Erweichung ($X_{WZ} = \infty$)	188

Abbildung 5-189: Von-Mises-Vergleichsspannung nach der thermischen Simulation, lokale Erweichung ($X_{wz} = 0,6$)	188
Abbildung 5-190: Von-Mises-Vergleichsspannung nach der thermischen Simulation, lokale Erweichung ($X_{wz} = 1,0$)	189
Abbildung 5-191: Ausbildung der Von-Mises-Vergleichsspannung in Abhängigkeit von der Probenform	190
Abbildung 5-192: Ausbildung der Spannung in Längsrichtung in Abhängigkeit von der Probenform nach der thermischen Simulation.....	190
Abbildung 5-193: Ausbildung der Spannung in Längsrichtung in Abhängigkeit von der Probenform nach der Beaufschlagung von 10 Lastzyklen mit kombinierten Verfestigungsverhalten	191
Abbildung 5-194: Lokale Schwingfestigkeit in Abhängigkeit von der Probenform	192

9 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Bereiche der Wärmeeinflusszone von Mehrlagenschweißungen.....	8
Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes (S 700MC) mit unterschiedlichen Blechdicken	54
Tabelle 3-2: Mechanische Eigenschaften des Grundwerkstoffes (S 700MC) mit unterschiedlichen Blechdicken	54
Tabelle 3-3: Chemische Zusammensetzung der Schweißzusätze	55
Tabelle 3-4: Mechanische Eigenschaften der Schweißzusätze	55
Tabelle 3-5: Angestrebte Abkühlzeiten $t_{8/5}$ für die Schweißversuche mit unterschiedlichen Zusätzen	56
Tabelle 3-6: Schweißparameter einlagig Zusatz A.....	56
Tabelle 3-7: Schweißparameter einlagig Zusatz B.....	57
Tabelle 3-8: Schweißparameter einlagig Zusatz C.....	57
Tabelle 3-9: Angestrebte Abkühlzeiten $t_{8/5}$ für die mehrlagigen Schweißversuche mit unterschiedlichen Zusätzen und Nahtformen.....	57
Tabelle 3-10: Schweißparameter V-Naht (Zusatz A)	58
Tabelle 3-11: Schweißparameter X-Naht (Zusatz A).....	58
Tabelle 3-12: Schweißparameter V-Naht (Zusatz C).....	59
Tabelle 3-13: Schweißparameter X-Naht (Zusatz C).....	59
Tabelle 3-14: Spitzentemperatur und Abkühlzeit $t_{8/5}$ bei S 700MC mit 6 mm Blechdicke	61
Tabelle 3-15: Spitzentemperatur und Abkühlzeit $t_{8/5}$ bei S 700MC mit 10 mm und 12 mm Blechdicke.....	61
Tabelle 3-16: Doppelzyklen Spitzentemperatur und Abkühlzeit $t_{8/5}$ bei S 700MC mit 10 mm Blechdicke.....	61
Tabelle 3-17: Nutbreite der gekerbten WEZ-Simulatorprobe (Dicke 6 und 10 mm)	62
Tabelle 3-18: Nutbreite der gekerbten WEZ-Simulatorprobe (Dicke 12 mm)	63
Tabelle 3-19: Sonderzugprobenabmessungen Schweißproben mit variabler Breite.....	65
Tabelle 3-20: Sonderzugprobenabmessungen WEZ-Simulation	65
Tabelle 4-1: Ausgewählte Zyklen der WEZ-Simulation.....	69
Tabelle 4-2: Effektive Streckenenergie in Kombination mit dem WEZ-Zyklus.....	69
Tabelle 4-3: Probenbreite der FE-Modelle	69
Tabelle 4-4: Kombinationen der Einflussgrößen für die Parameterstudie	74
Tabelle 4-5: FE-Modelle mit unterschiedlichen Probendicken und den applizierten relativen WZ-Breiten.....	75
Tabelle 4-6: Mechanische Eigenschaften der unterschiedlichen Phasenanteile und des Grundwerkstoffes.....	81
Tabelle 4-7: Mechanische Eigenschaften der unterschiedlichen Materialzonen	82
Tabelle 5-1: Veränderung der Härte durch eine sekundäre Erwärmung in Abhängigkeit von der Spitzentemperatur und der Abkühlzeit $t_{8/5}$	119
Tabelle 5-2: Regressionskoeffizienten der linearen Regression	166
Tabelle 5-3: Regressionskoeffizienten der linear-quadratischen Regression.....	166
Tabelle 5-4: Regressionskoeffizienten der linear-quadratischen Regression mit Wechselwirkung ...	167
Tabelle 5-5: Aufstellung der Regressionsmodelle und ihr Determinationskoeffizient R^2	167

Anhang

A Einlagige Schweißversuche

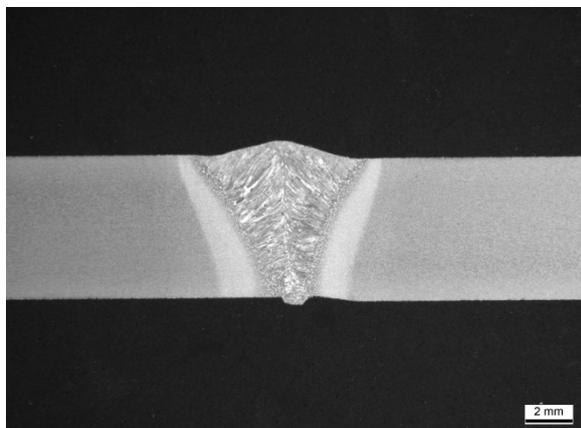


Abbildung A 1: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,56 kJ/mm

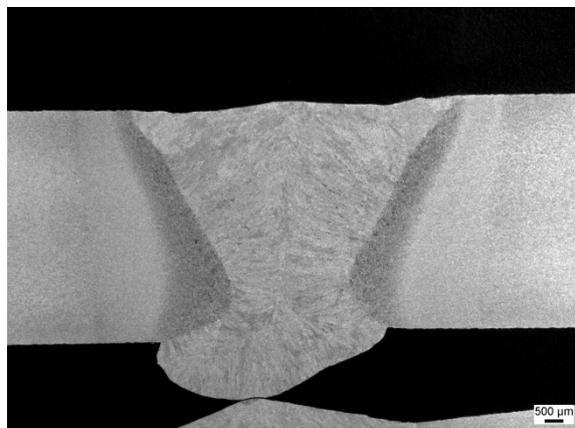


Abbildung A 2: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,98 kJ/mm

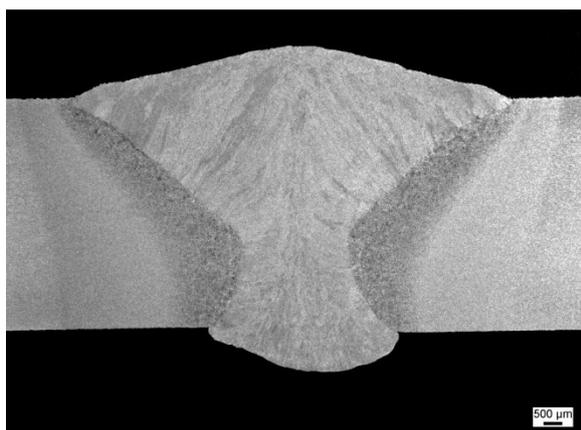


Abbildung A 3: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,27 kJ/mm

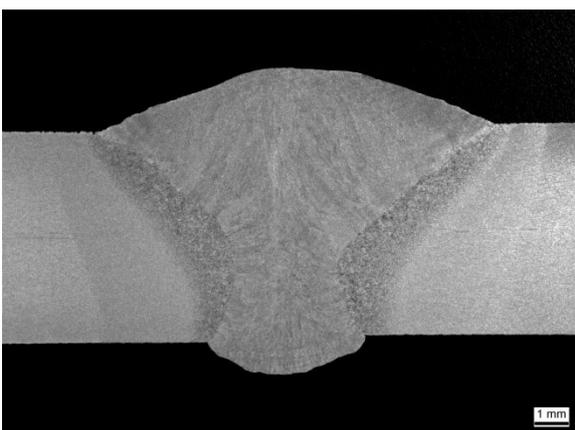


Abbildung A 4: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,38 kJ/mm

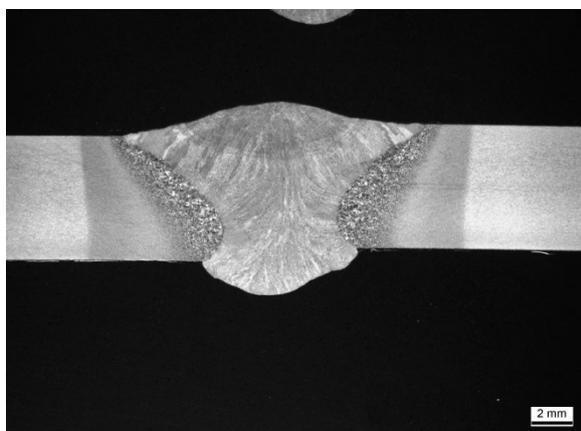


Abbildung A 5: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,17 kJ/mm

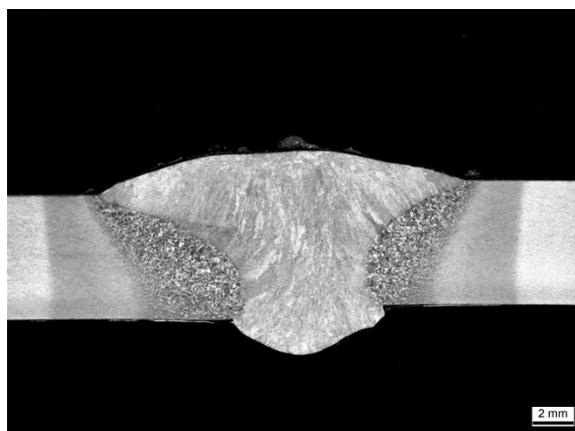


Abbildung A 6: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,78 kJ/mm

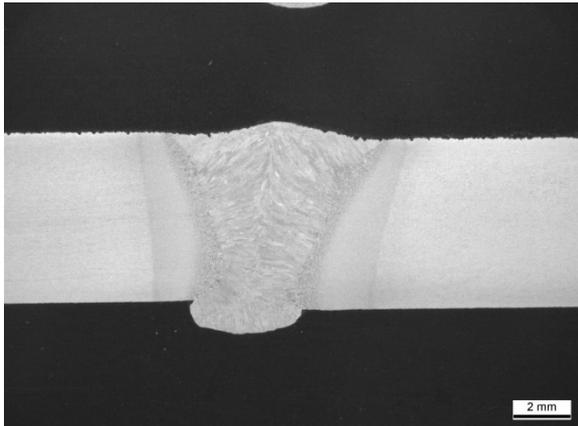


Abbildung A 7: Schweißnaht Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,72 kJ/mm

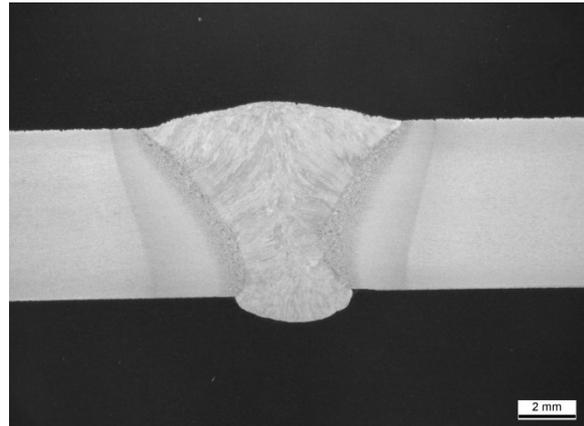


Abbildung A 8: Schweißnaht Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,94 kJ/mm

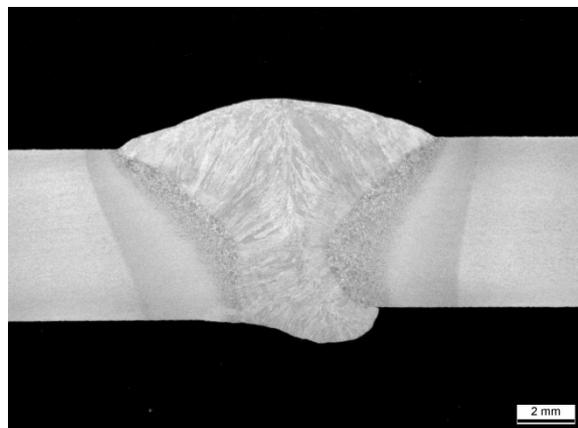


Abbildung A 9: Schweißnaht Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,20 kJ/mm

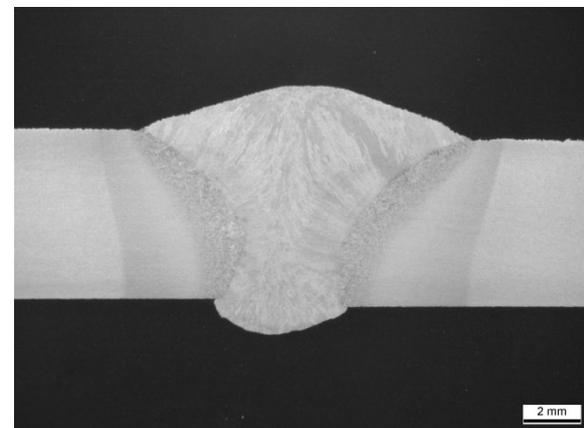


Abbildung A 10: Schweißnaht Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,32 kJ/mm

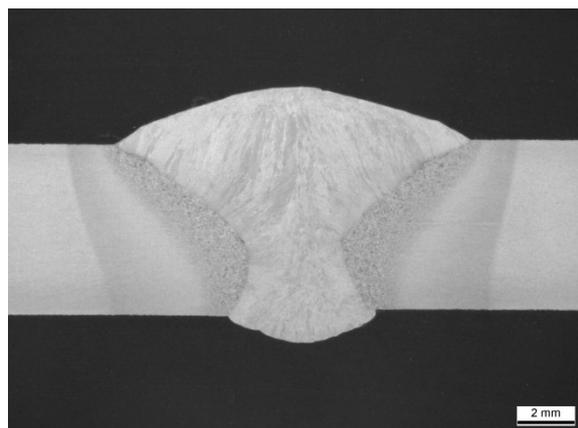


Abbildung A 11: Schweißnaht Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm

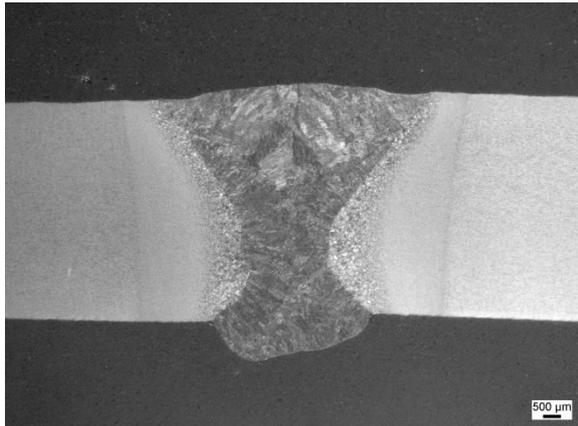


Abbildung A 12: Schweißnaht Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,76 kJ/mm

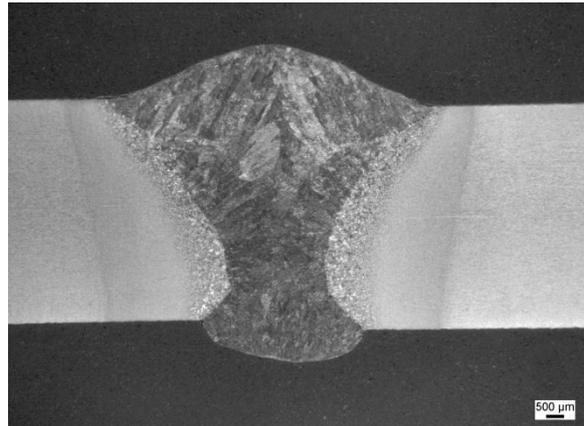


Abbildung A 13: Schweißnaht Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm

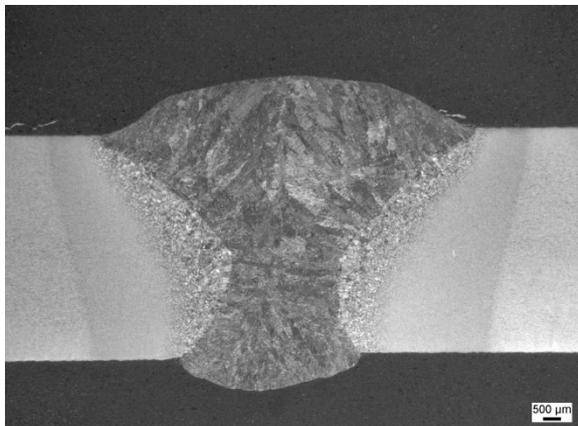


Abbildung A 14: Schweißnaht Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,29 kJ/mm

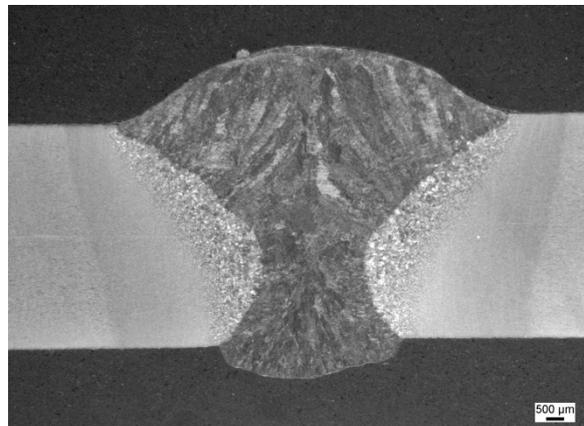


Abbildung A 15: Schweißnaht Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,42 kJ/mm

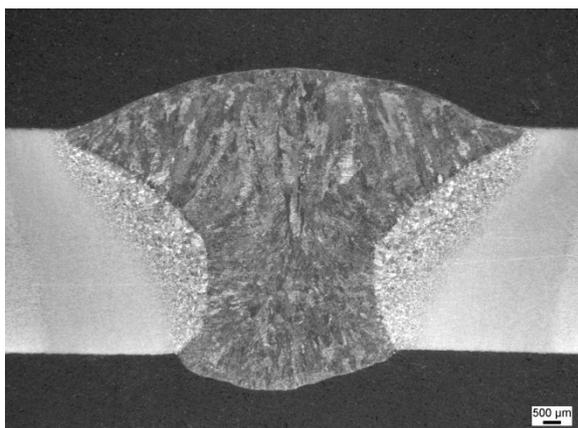


Abbildung A 16: Schweißnaht Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,69 kJ/mm

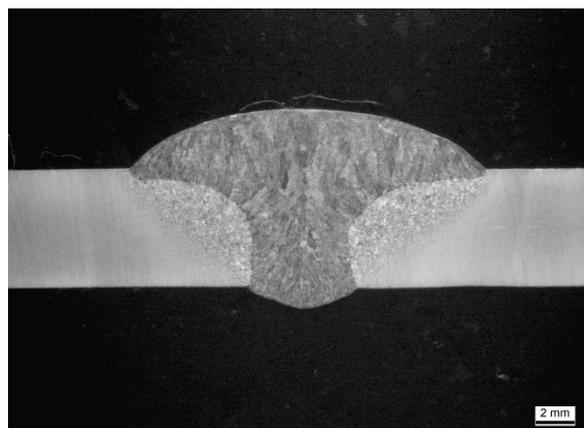


Abbildung A 17: Schweißnaht Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,68 kJ/mm

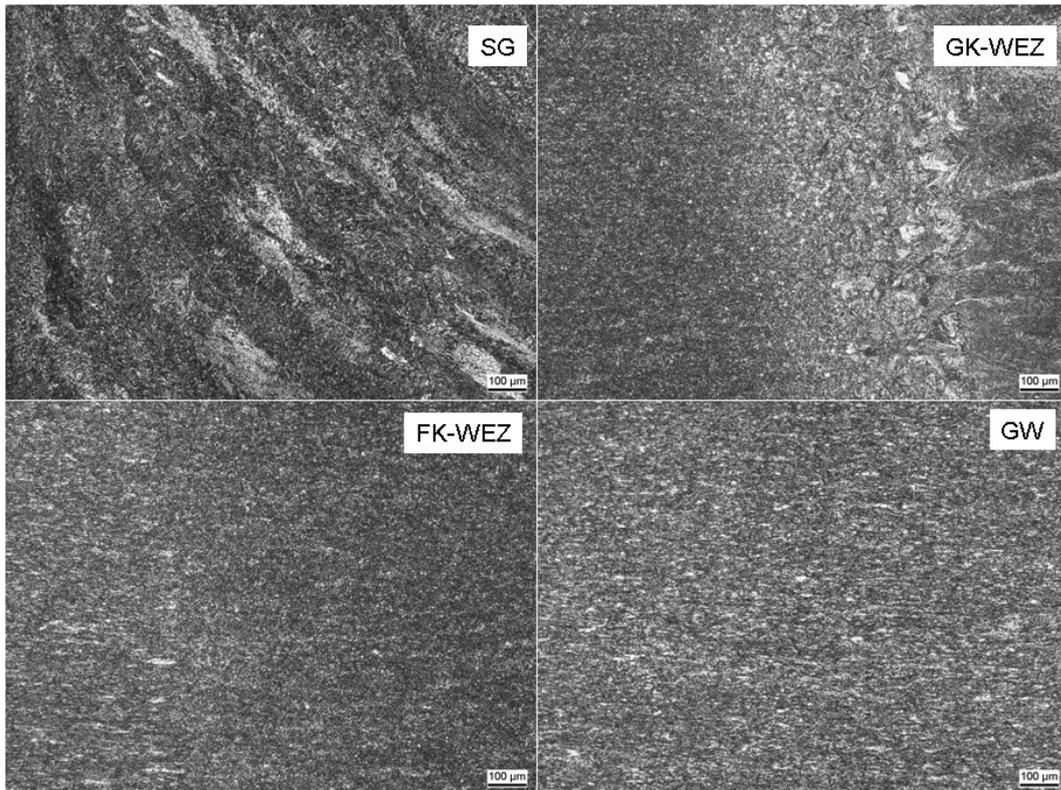


Abbildung A 18: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,56 kJ/mm

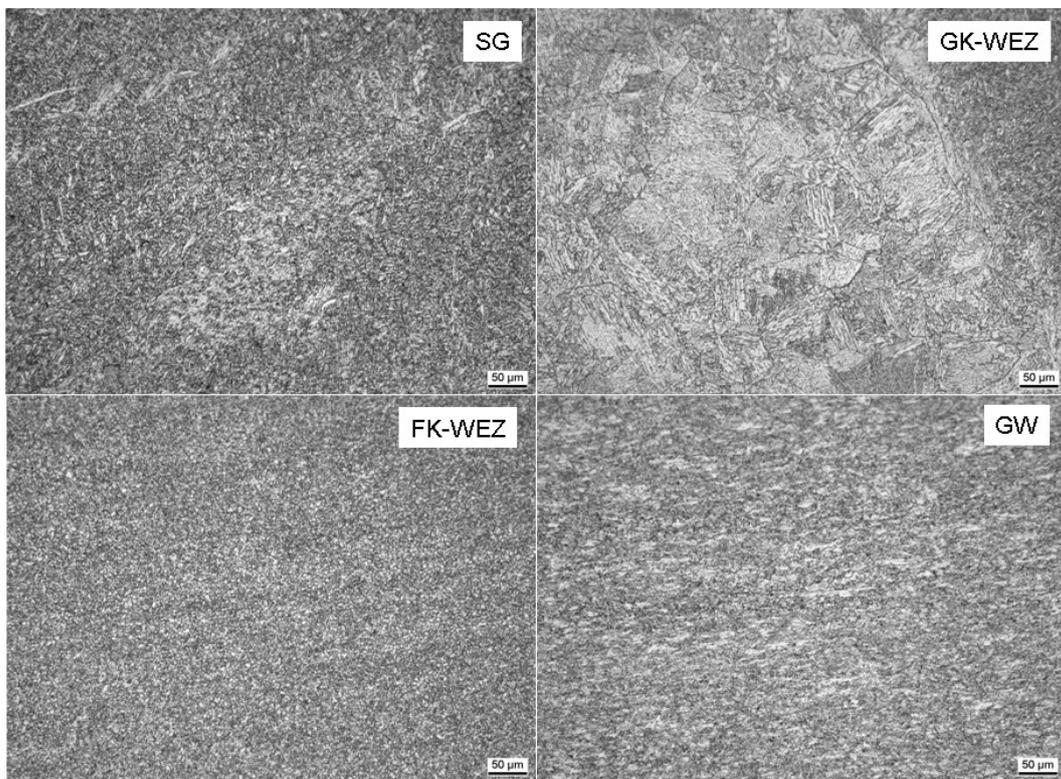


Abbildung A 19: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,98 kJ/mm

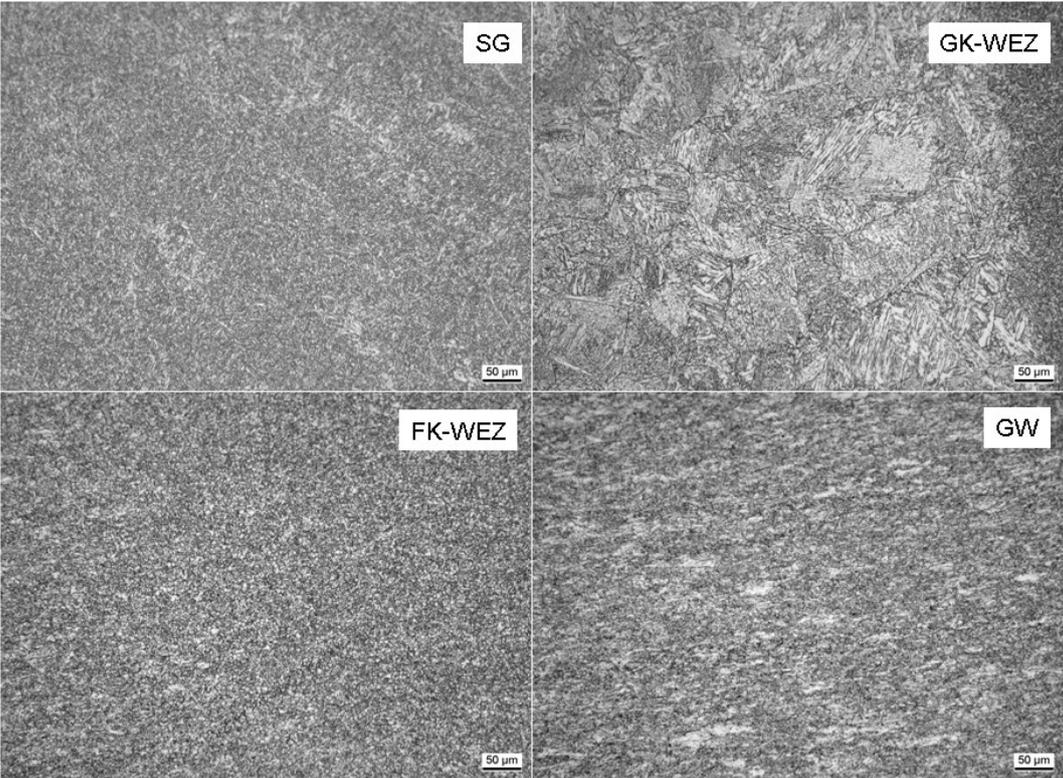


Abbildung 1: Metallographie SG, WEZ und GW, Böhler X 90-IG, effektive Streckenergie 1,27 kJ/mm

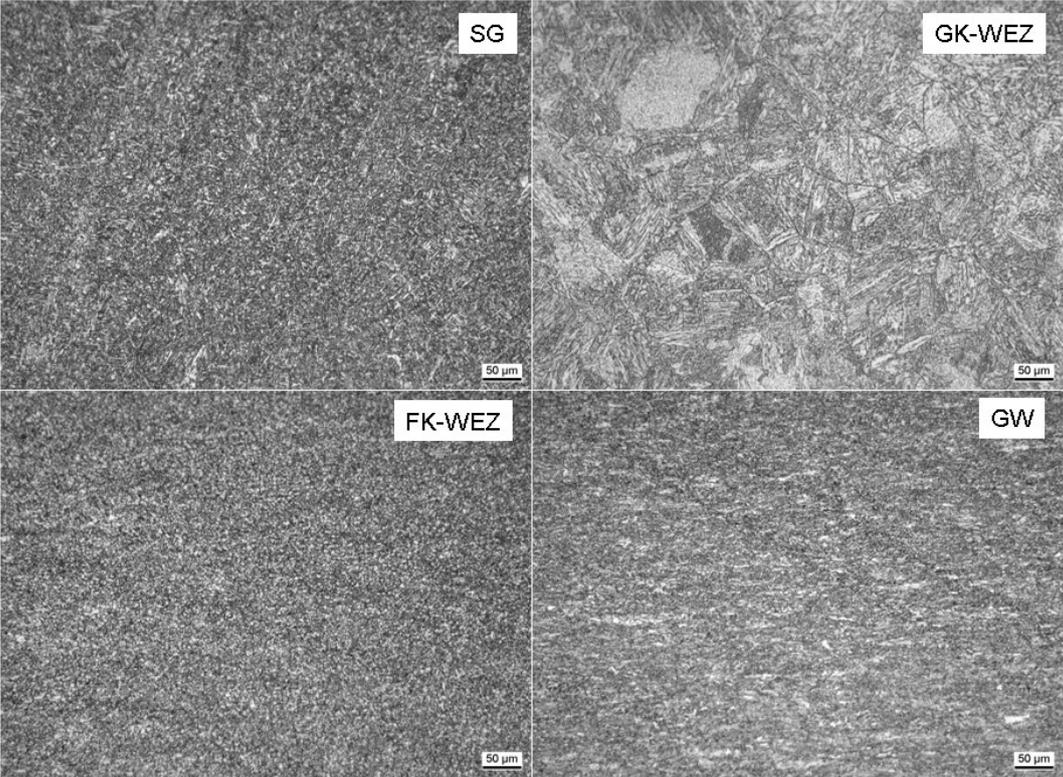


Abbildung A 20: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenergie 1,38 kJ/mm

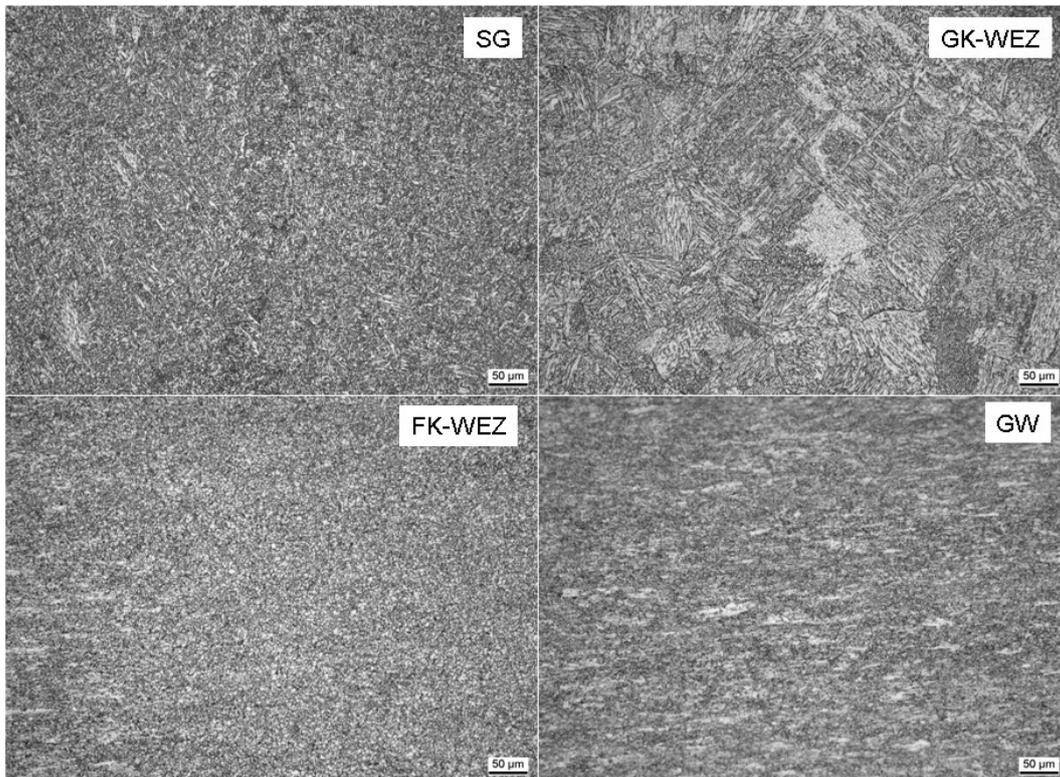


Abbildung A 21: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm

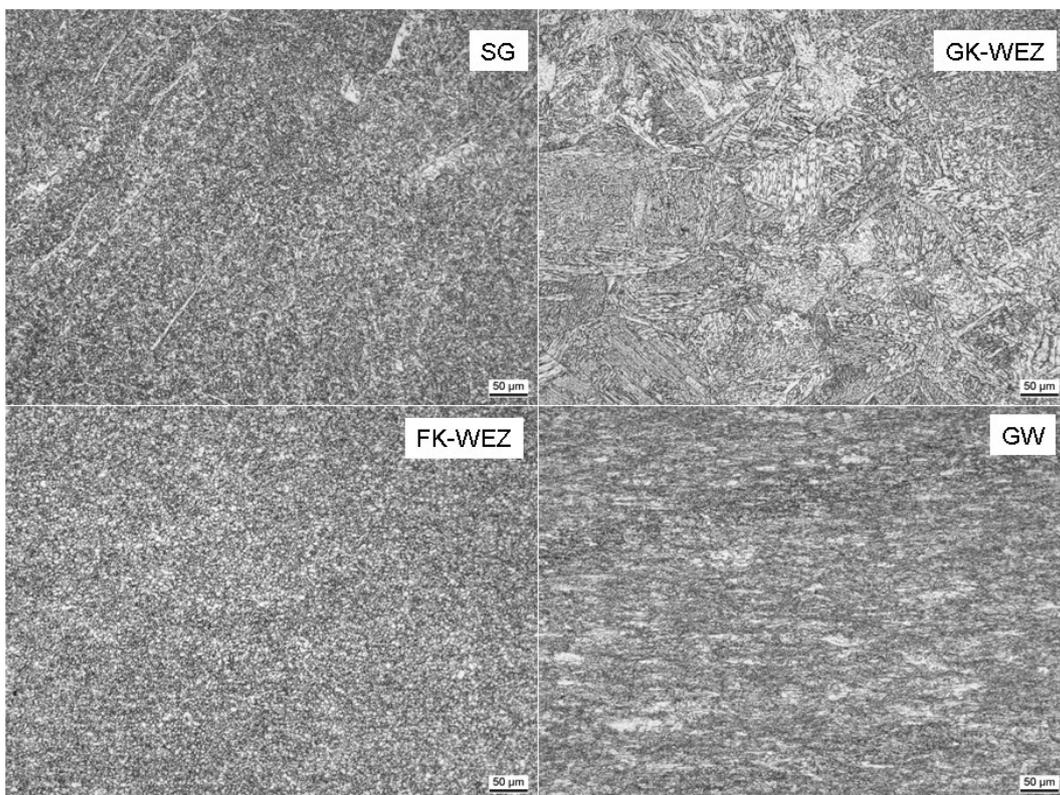


Abbildung A 22: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,17 kJ/mm

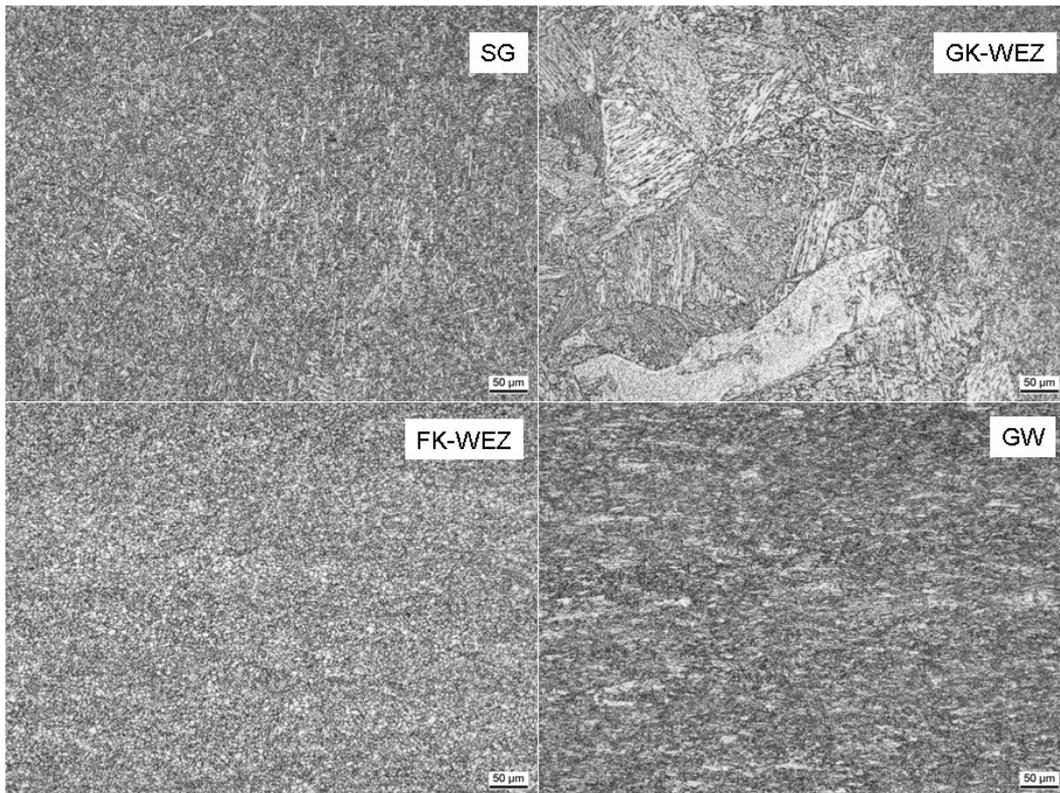


Abbildung A 23: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,78 kJ/mm

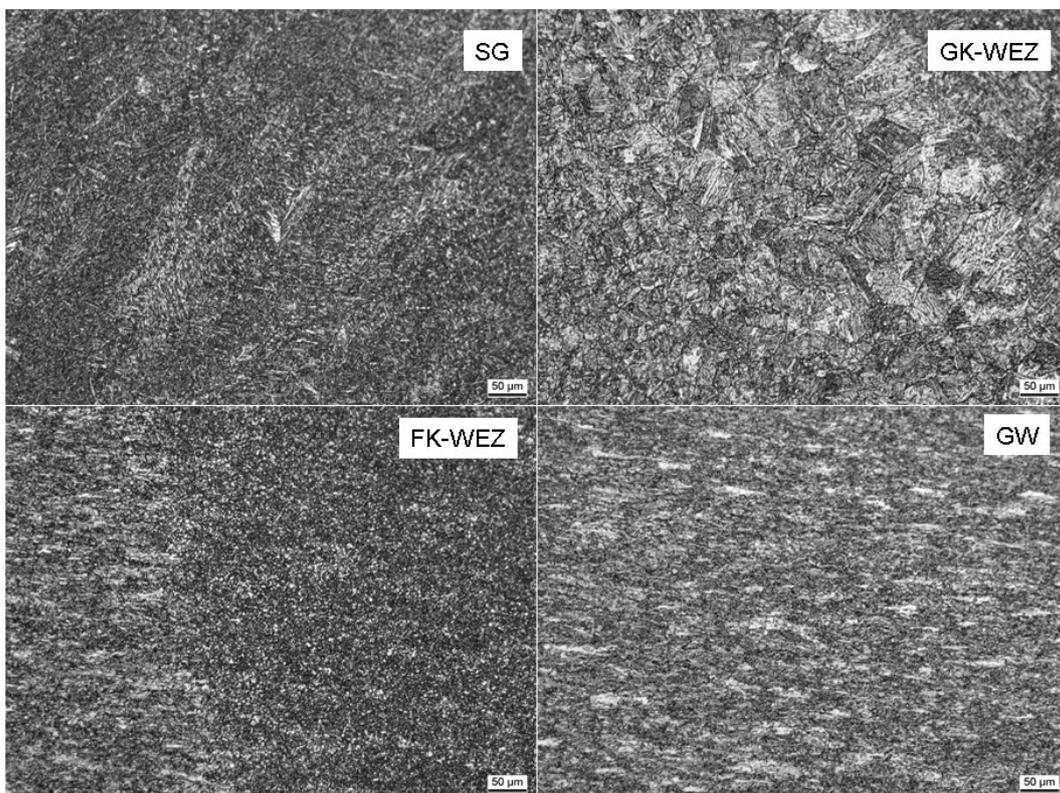


Abbildung A 24: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,72 kJ/mm

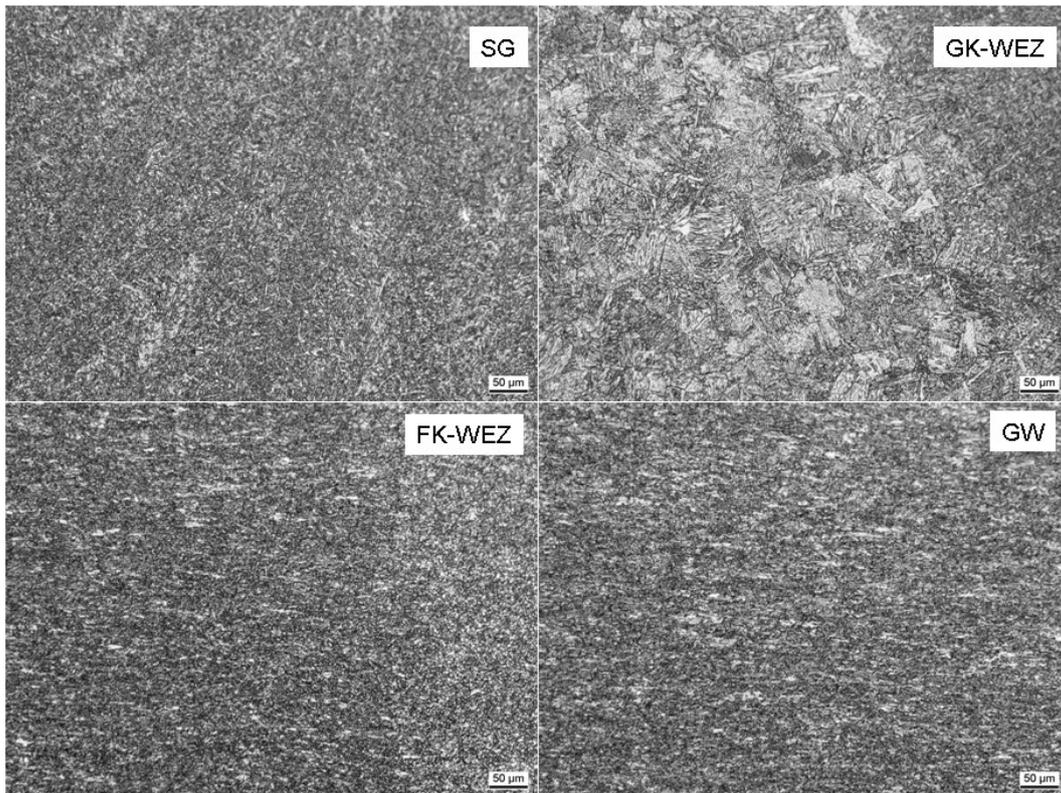


Abbildung A 25: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,94 kJ/mm

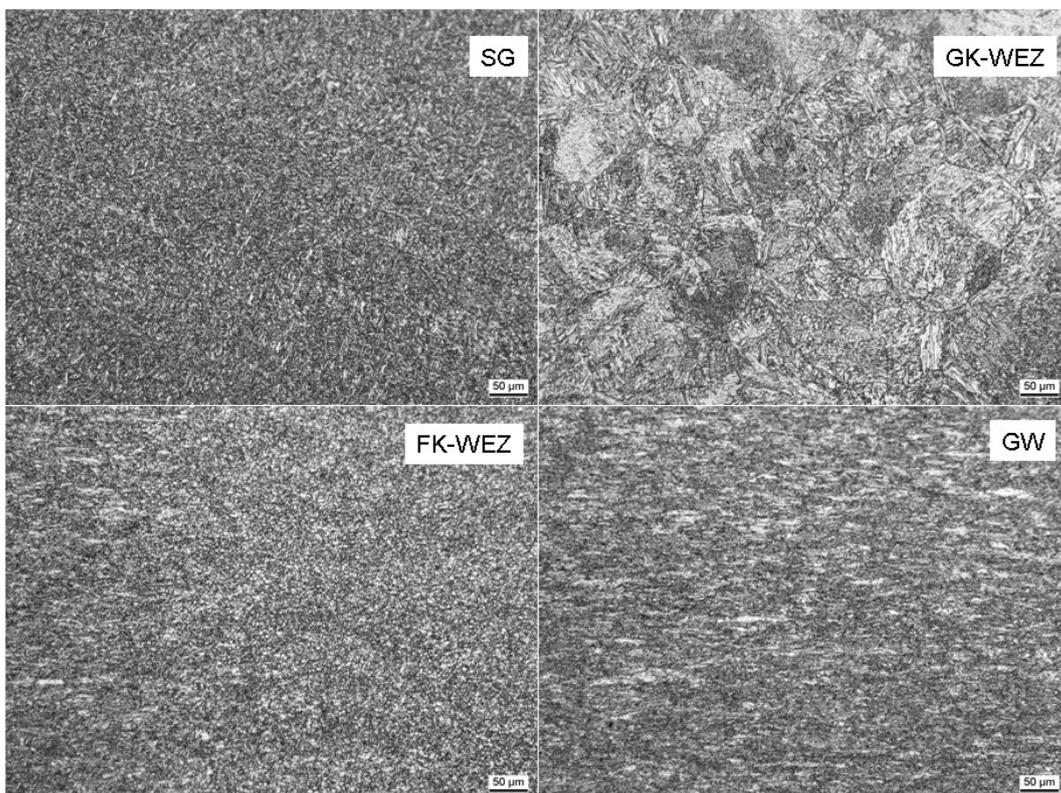


Abbildung A 26: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,20 kJ/mm

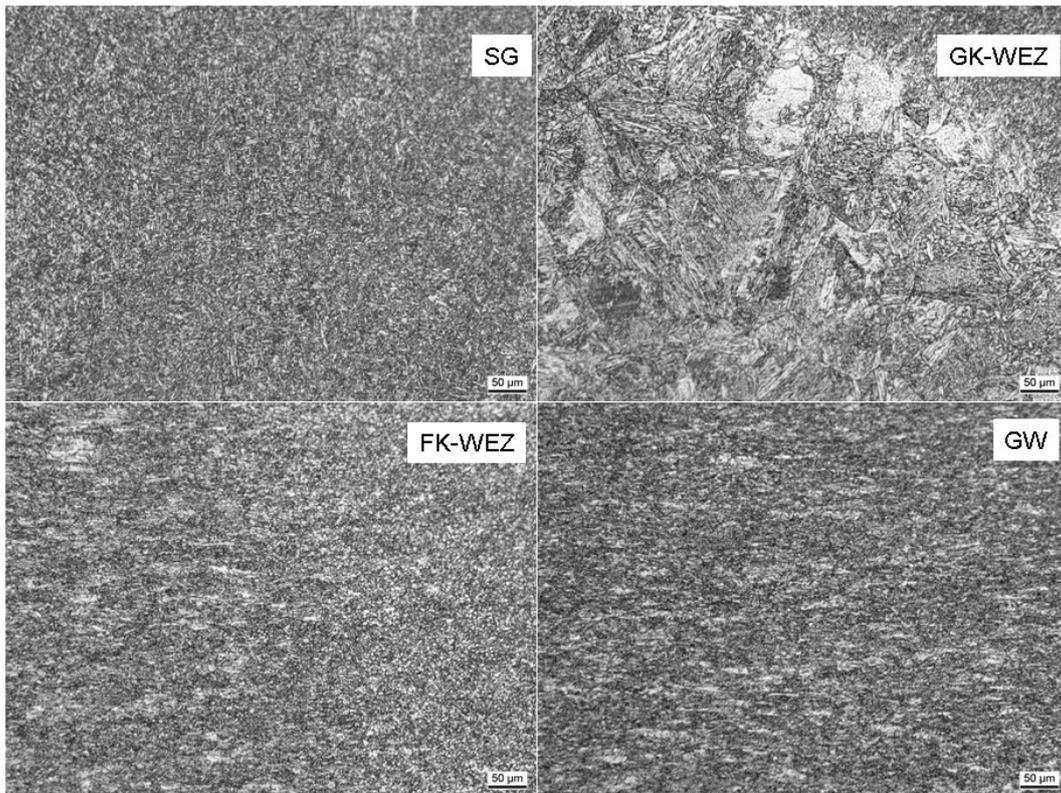


Abbildung A 27: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,32 kJ/mm

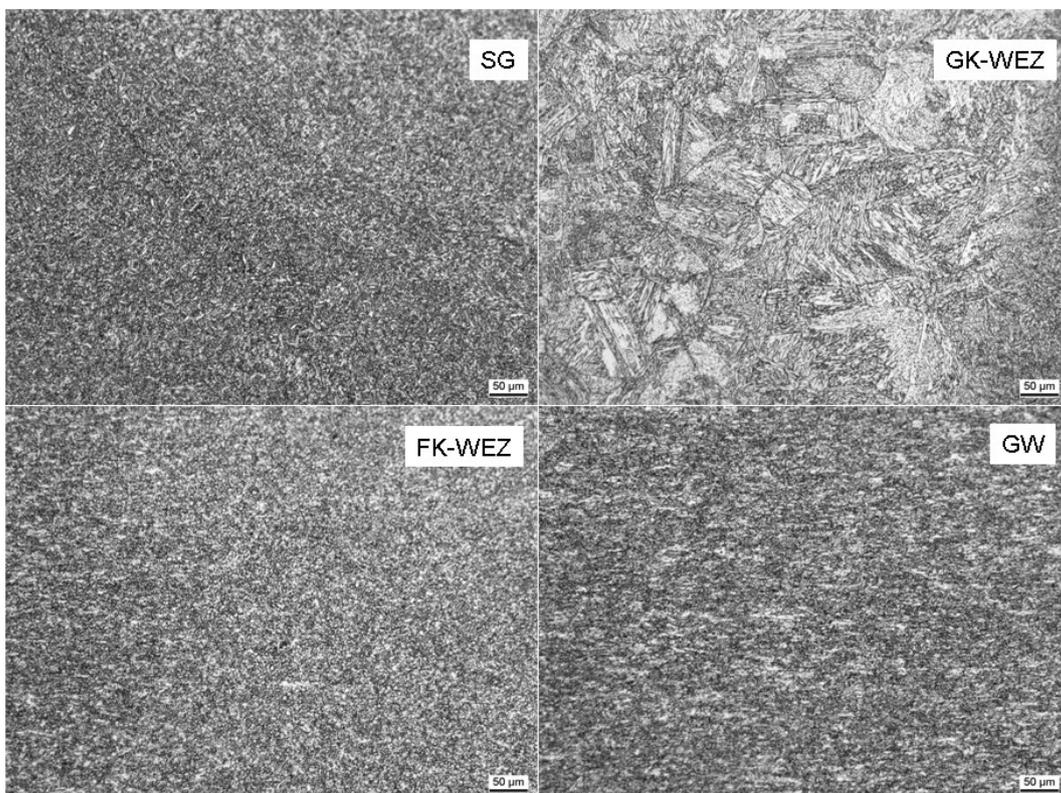


Abbildung A 28: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm

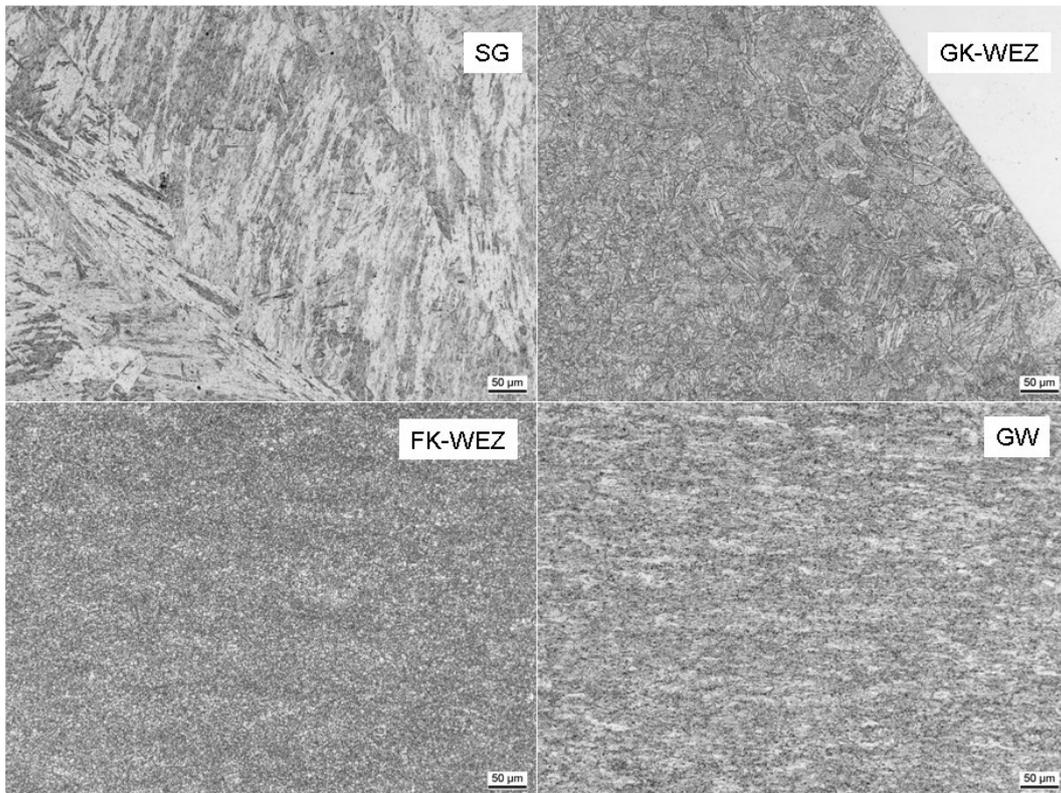


Abbildung A 29: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,76 kJ/mm

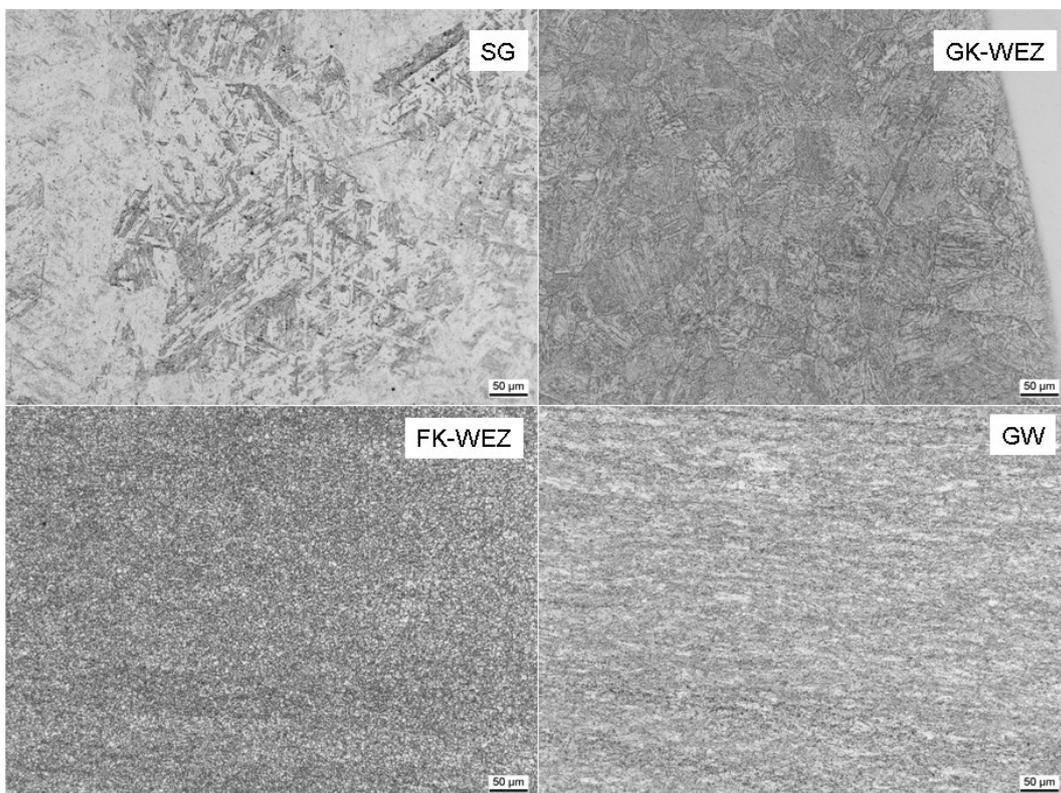


Abbildung A 30: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm

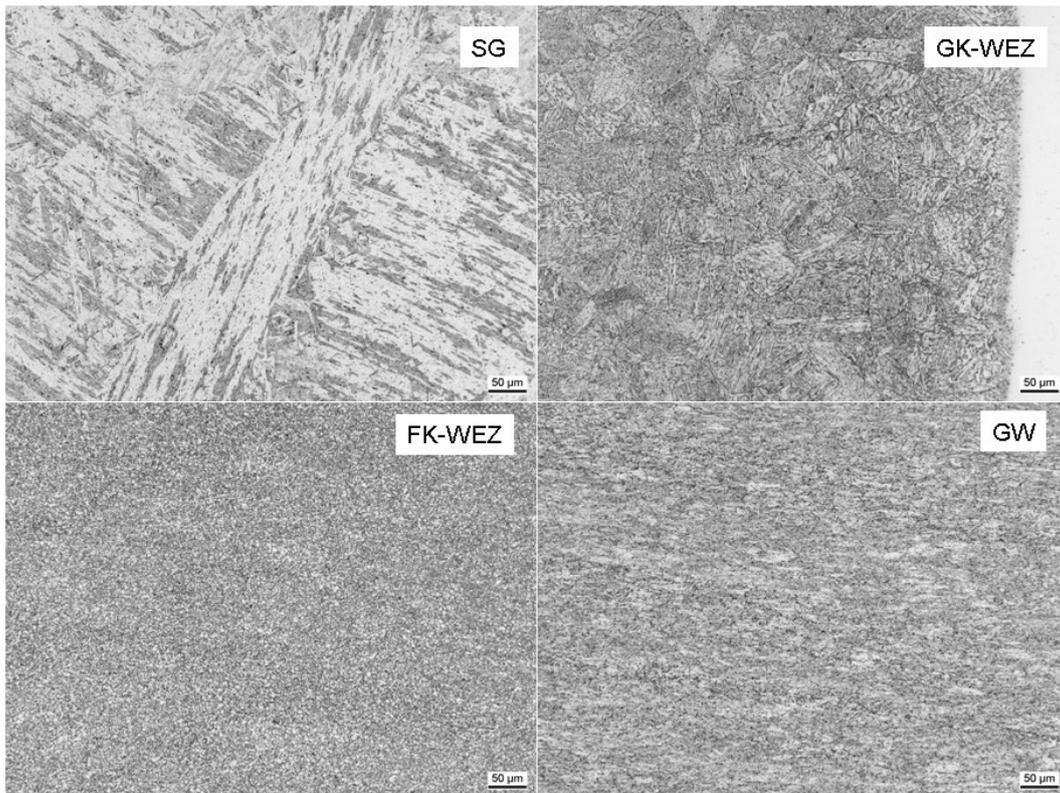


Abbildung A 31: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,29 kJ/mm

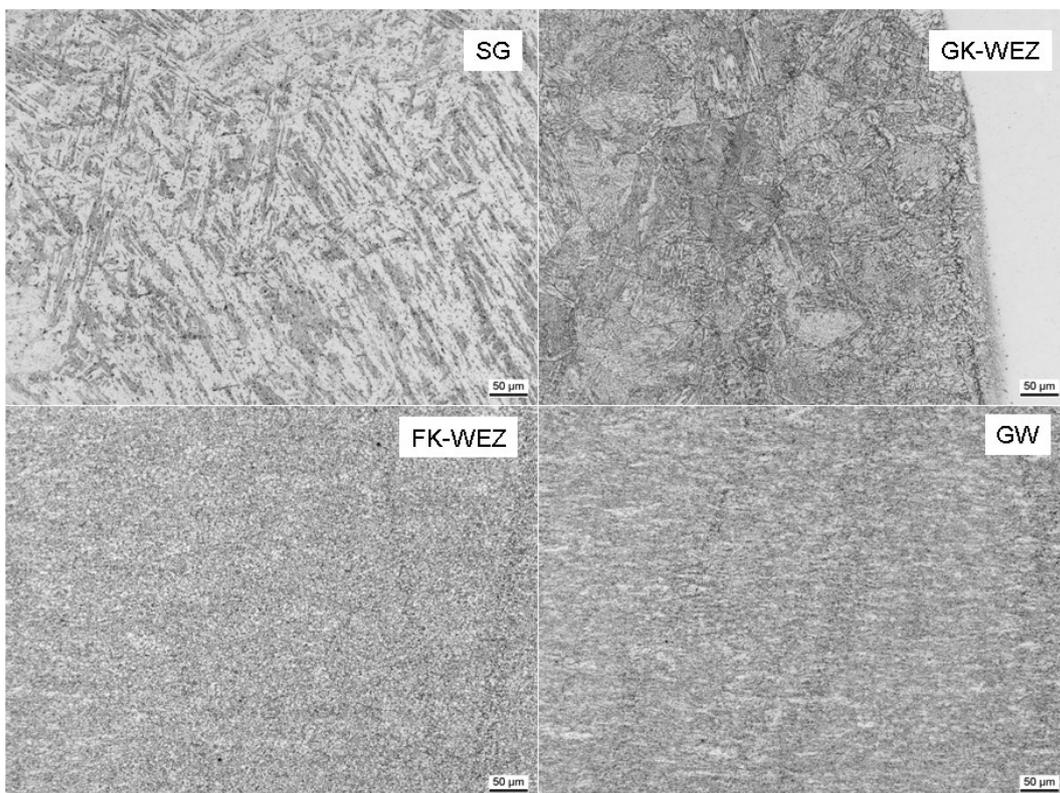


Abbildung A 32: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,42 kJ/mm

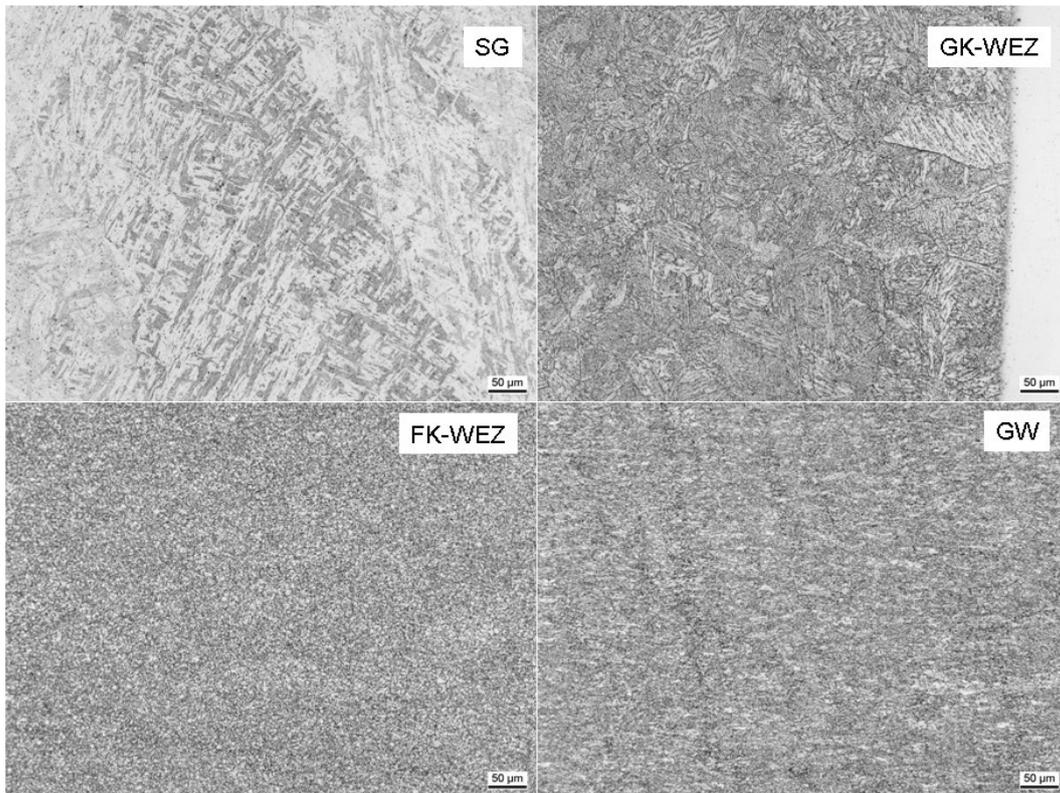


Abbildung A 33: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,69 kJ/mm

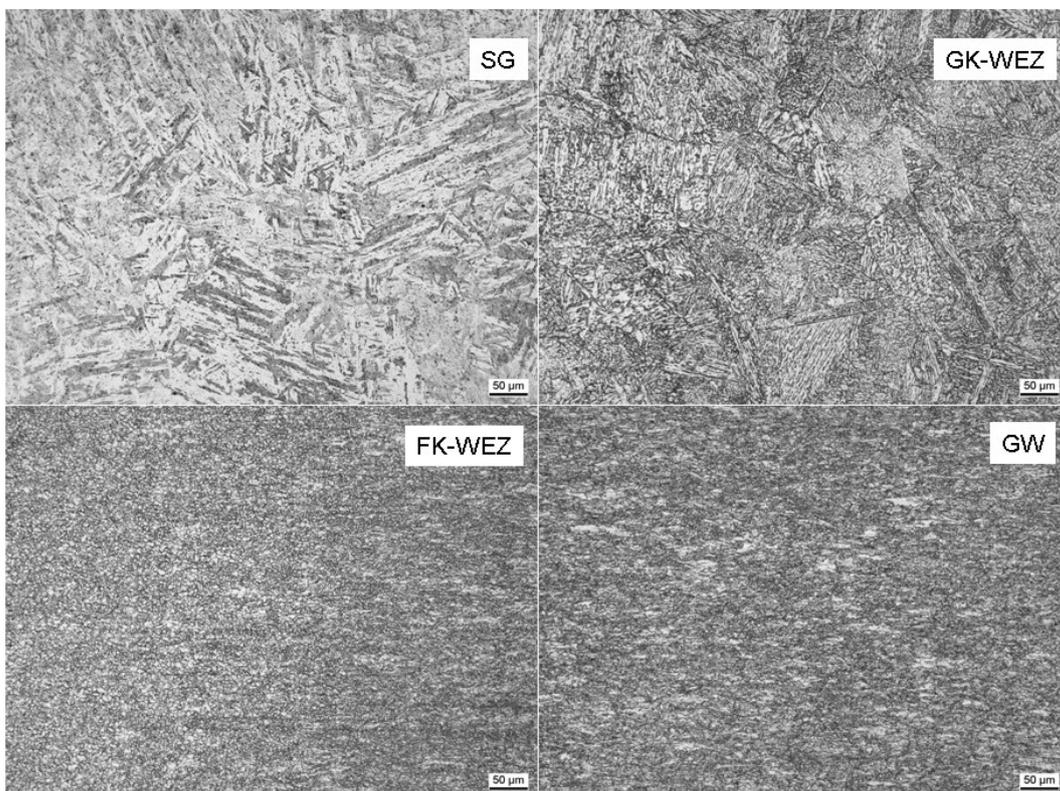


Abbildung A 34: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,68 kJ/mm

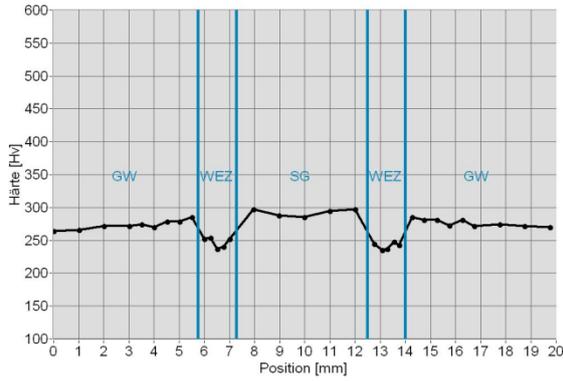


Abbildung A 35: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,56 kJ/mm

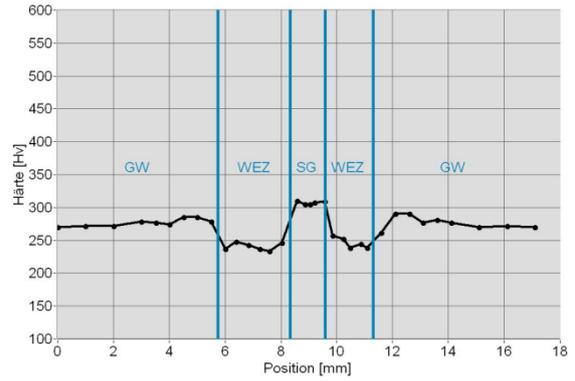


Abbildung A 36: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,56 kJ/mm

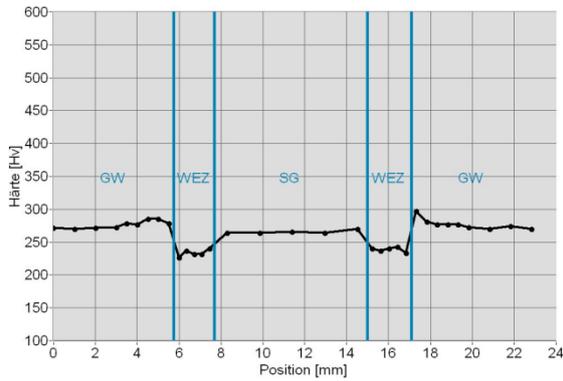


Abbildung A 37: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,98 kJ/mm

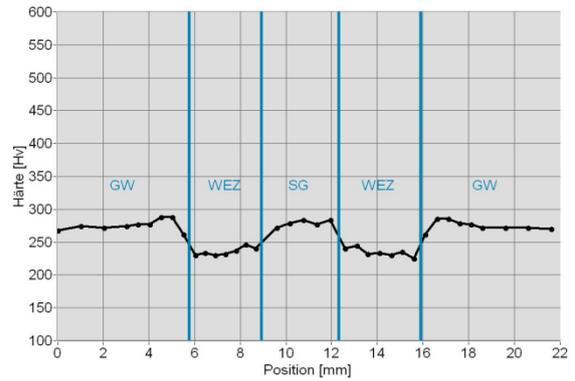


Abbildung A 38: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,98 kJ/mm

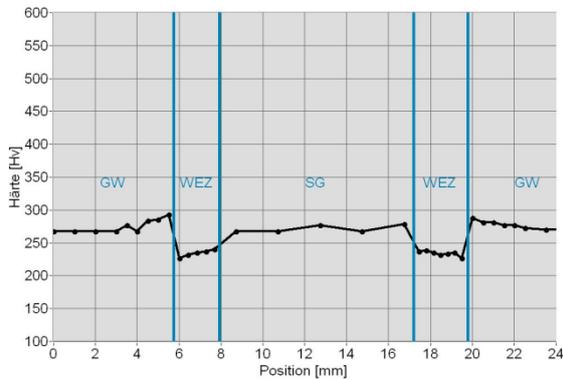


Abbildung A 39: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,27 kJ/mm

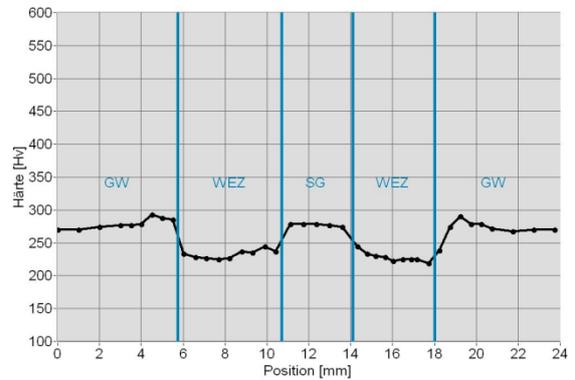


Abbildung A 40: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,27 kJ/mm

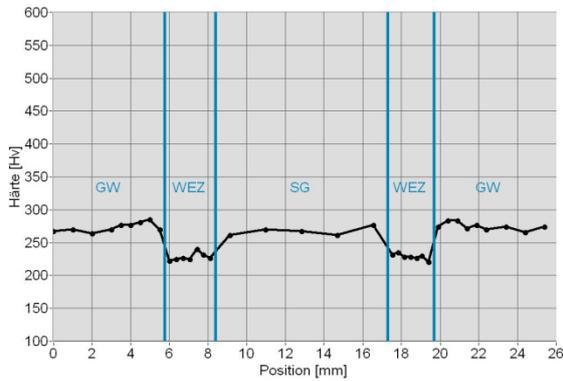


Abbildung A 41: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,38 kJ/mm

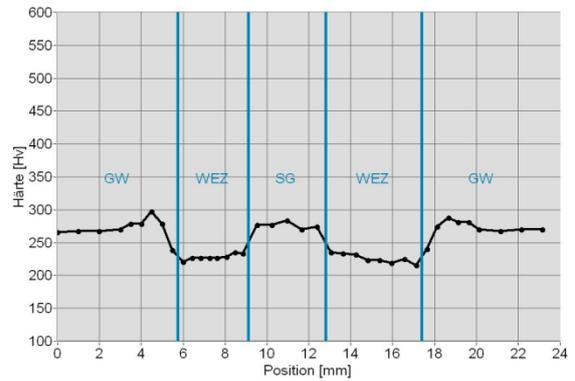


Abbildung A 42: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,38 kJ/mm

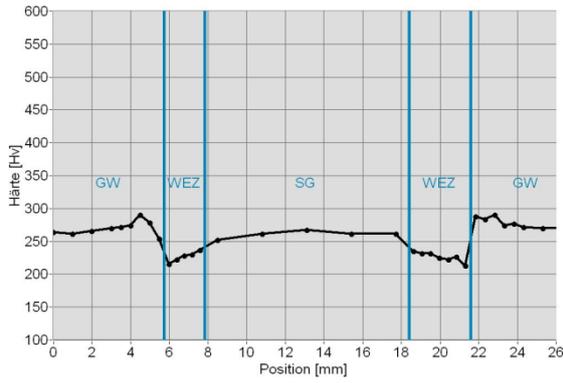


Abbildung A 43: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm

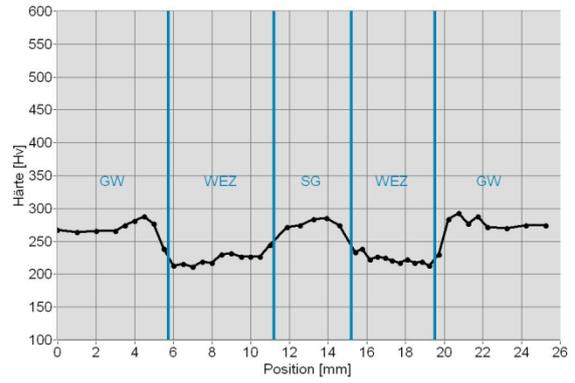


Abbildung A 44: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm

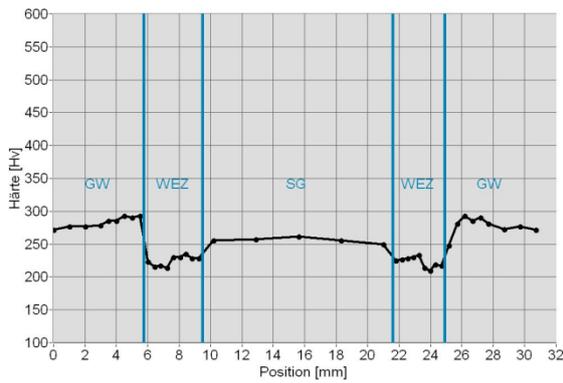


Abbildung A 45: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,17 kJ/mm

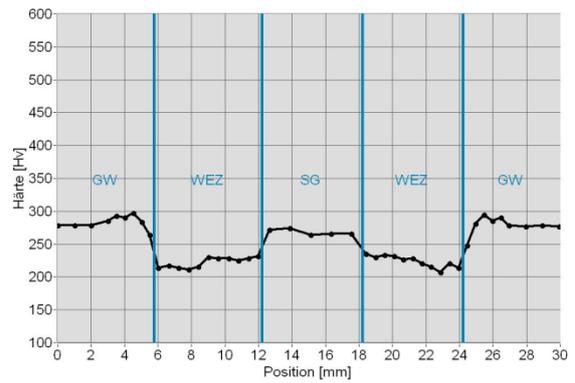


Abbildung A 46: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,17 kJ/mm

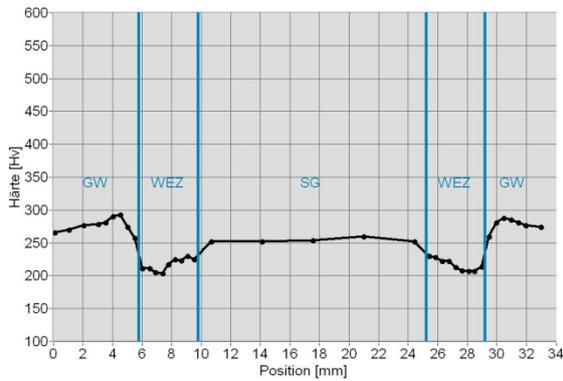


Abbildung A 47: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,78 kJ/mm

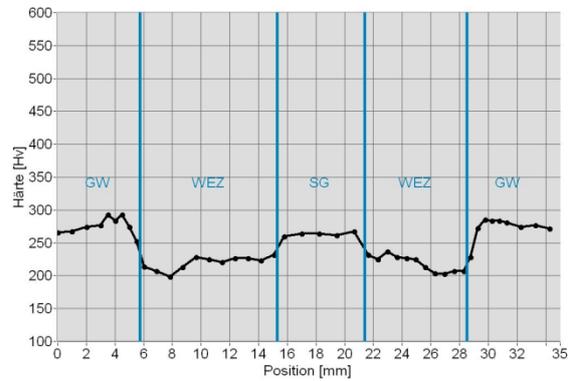


Abbildung A 48: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,78 kJ/mm

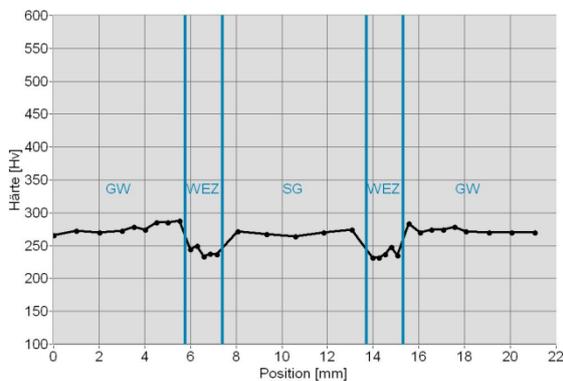


Abbildung A 49: Härtespur (oben) Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,72 kJ/mm

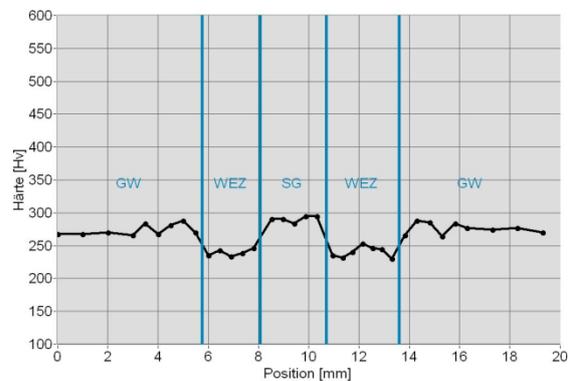


Abbildung A 50: Härtespur (unten) Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,72 kJ/mm

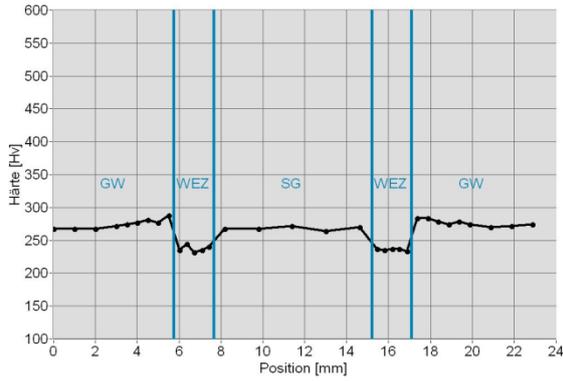


Abbildung A 51: Härtespur (oben) Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,94 kJ/mm

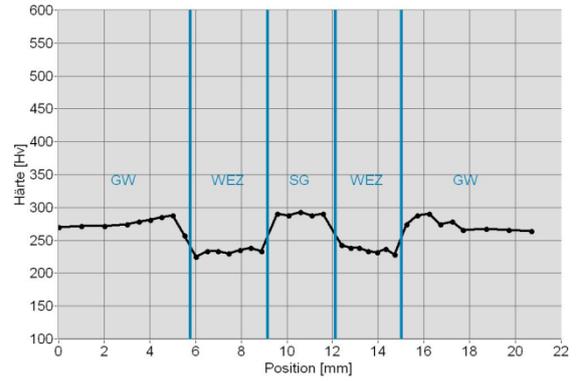


Abbildung A 52: Härtespur (unten) Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,94 kJ/mm

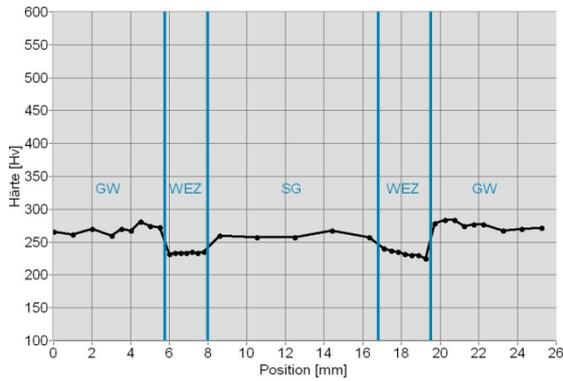


Abbildung A 53: Härtespur (oben) Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,20 kJ/mm

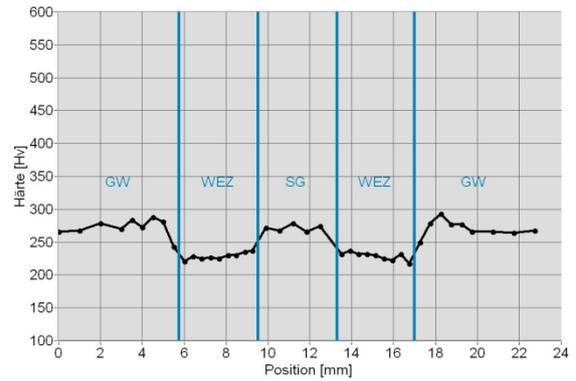


Abbildung A 54: Härtespur (unten) Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,20 kJ/mm

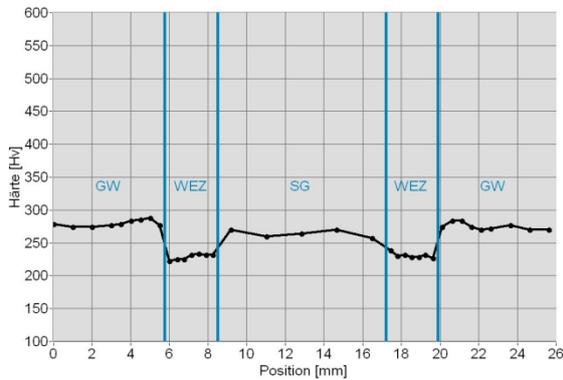


Abbildung A 55: Härtespur (oben) Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,32 kJ/mm

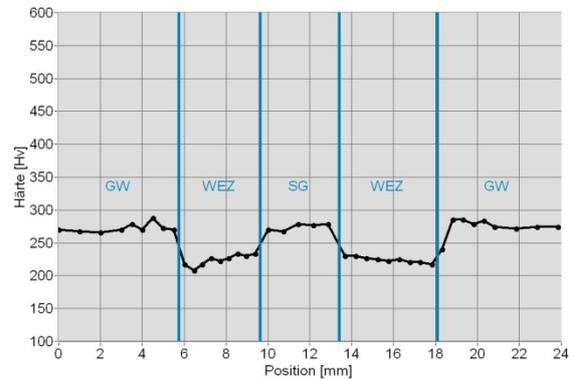


Abbildung A 56: Härtespur (unten) Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,32 kJ/mm

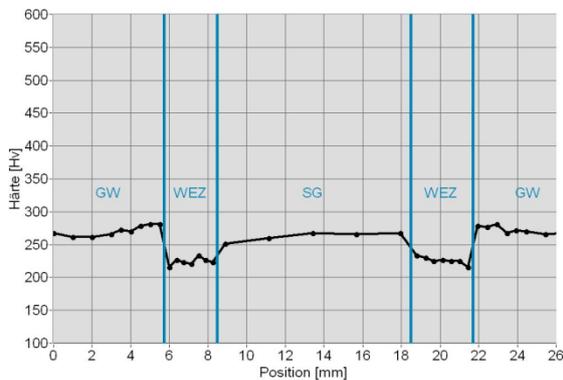


Abbildung A 57: Härtespur (oben) Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm

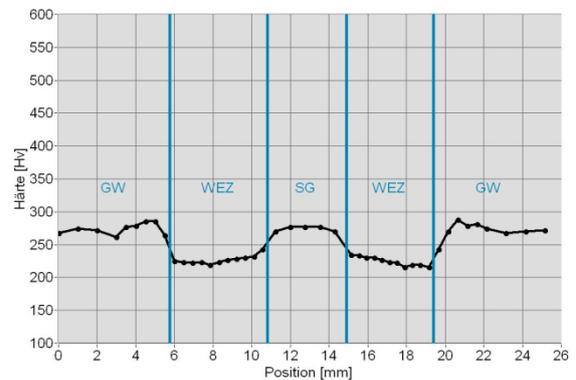


Abbildung A 58: Härtespur (unten) Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm

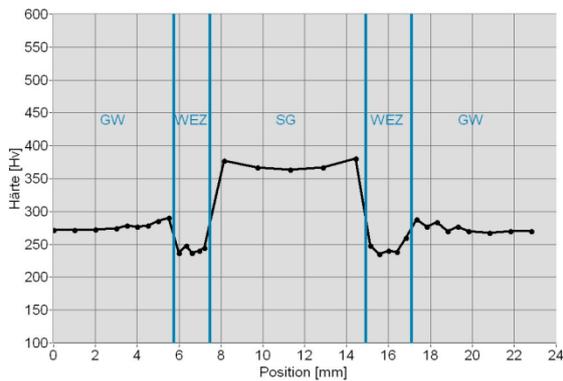


Abbildung A 59: Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm

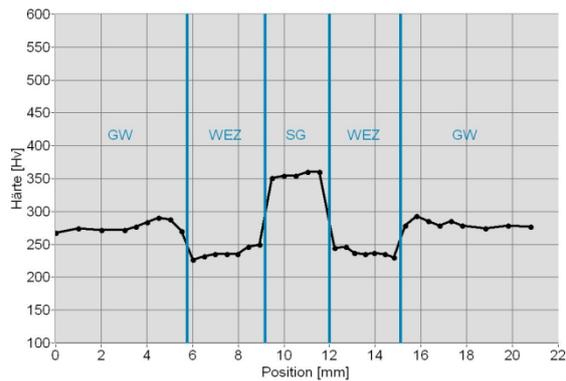


Abbildung A 60: Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm

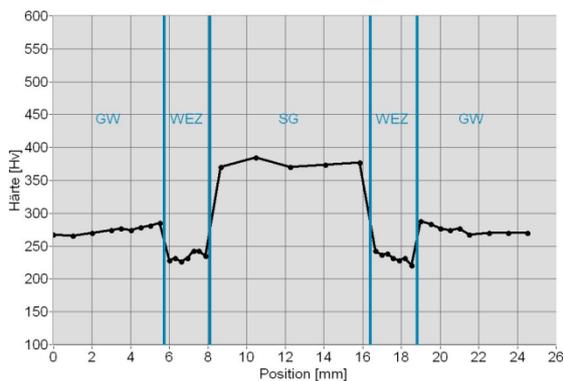


Abbildung A 61: Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,29 kJ/mm

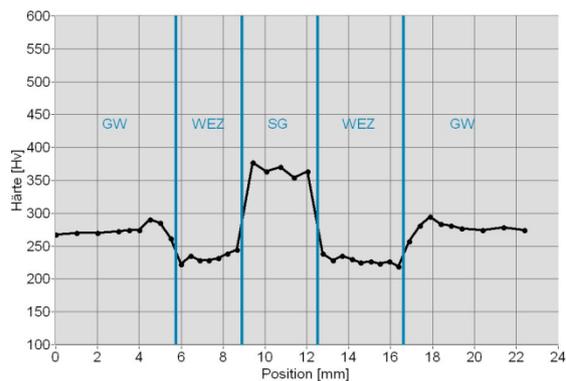


Abbildung A 62: Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,29 kJ/mm

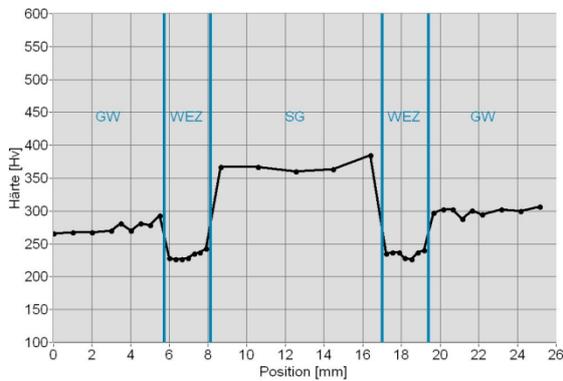


Abbildung A 63: Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,42 kJ/mm

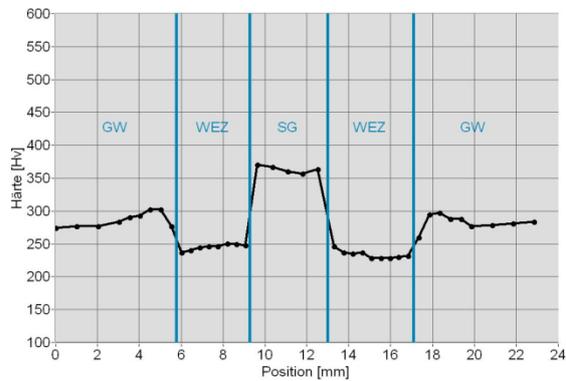


Abbildung A 64: Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,42 kJ/mm

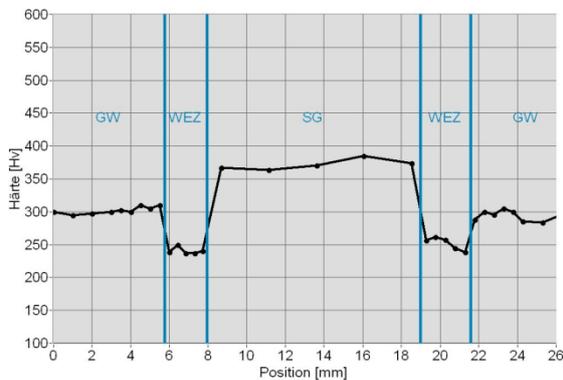


Abbildung A 65: Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,69 kJ/mm

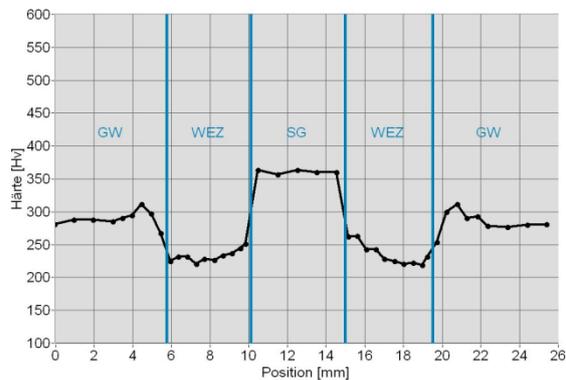


Abbildung A 66: Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,69 kJ/mm

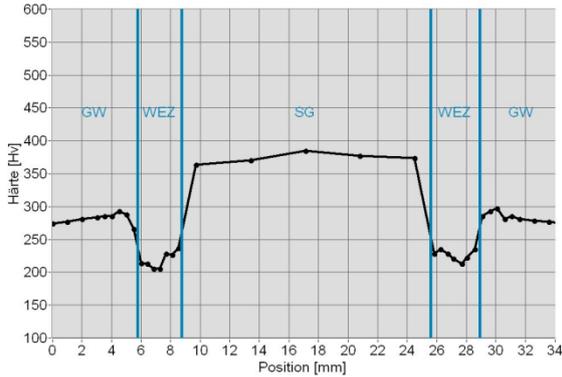


Abbildung A 67: Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,68 kJ/mm

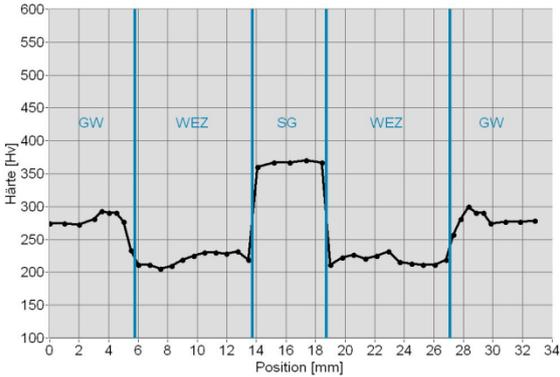


Abbildung A 68: Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,68 kJ/mm

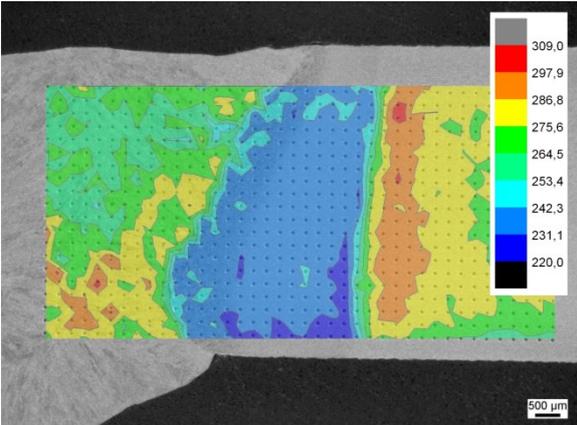


Abbildung A 69: Härtemapping Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,98 kJ/mm

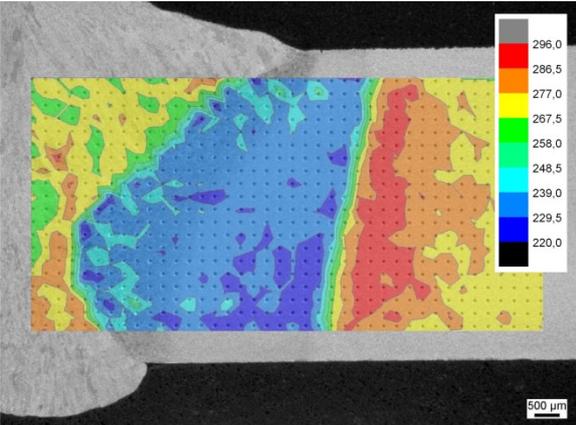


Abbildung A 70: Härtemapping Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,27 kJ/mm

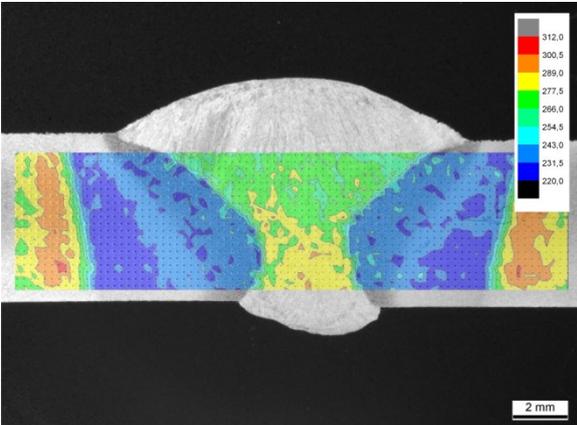


Abbildung A 71: Härtemapping Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm

Abbildungsverzeichnis A

Abbildung A 1: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,56 kJ/mm	A 1
Abbildung A 2: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,98 kJ/mm	A 1
Abbildung A 3: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,27 kJ/mm	A 1
Abbildung A 4: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,38 kJ/mm	A 1
Abbildung A 5: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,17 kJ/mm	A 1
Abbildung A 6: Schweißnaht Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,78 kJ/mm	A 1
Abbildung A 7: Schweißnaht Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,72 kJ/mm	A 2
Abbildung A 8: Schweißnaht Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,94 kJ/mm	A 2
Abbildung A 9: Schweißnaht Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,20 kJ/mm	A 2
Abbildung A 10: Schweißnaht Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,32 kJ/mm.....	A 2
Abbildung A 11: Schweißnaht Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm.....	A 2
Abbildung A 12: Schweißnaht Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,76 kJ/mm.....	A 3
Abbildung A 13: Schweißnaht Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm.....	A 3
Abbildung A 14: Schweißnaht Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,29 kJ/mm.....	A 3
Abbildung A 15: Schweißnaht Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,42 kJ/mm.....	A 3
Abbildung A 16: Schweißnaht Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,69 kJ/mm.....	A 3
Abbildung A 17: Schweißnaht Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,68 kJ/mm.....	A 3
Abbildung A 18: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,56 kJ/mm	A 4
Abbildung A 19: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,98 kJ/mm	A 4
Abbildung A 20: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,38 kJ/mm	A 5
Abbildung A 21: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm	A 6
Abbildung A 22: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,17 kJ/mm	A 6
Abbildung A 23: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,78 kJ/mm	A 7
Abbildung A 24: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,72 kJ/mm	A 7
Abbildung A 25: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,94 kJ/mm	A 8
Abbildung A 26: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,20 kJ/mm	A 8
Abbildung A 27: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,32 kJ/mm	A 9
Abbildung A 28: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm	A 9
Abbildung A 29: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,76 kJ/mm	A 10
Abbildung A 30: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm	A 10
Abbildung A 31: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,29 kJ/mm	A 11
Abbildung A 32: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,42 kJ/mm	A 11
Abbildung A 33: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,69 kJ/mm	A 12

Abbildung A 34: Metallographie SG, WEZ und GW, Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,68 kJ/mm	A 12
Abbildung A 35: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,56 kJ/mm	A 13
Abbildung A 36: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,56 kJ/mm	A 13
Abbildung A 37: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,98 kJ/mm	A 13
Abbildung A 38: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,98 kJ/mm	A 13
Abbildung A 39: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,27 kJ/mm	A 13
Abbildung A 40: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,27 kJ/mm	A 13
Abbildung A 41: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,38 kJ/mm	A 13
Abbildung A 42: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,38 kJ/mm	A 13
Abbildung A 43: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm	A 14
Abbildung A 44: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm	A 14
Abbildung A 45: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,17 kJ/mm	A 14
Abbildung A 46: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,17 kJ/mm	A 14
Abbildung A 47: Härtespur (oben) Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,78 kJ/mm	A 14
Abbildung A 48: Härtespur (unten) Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,78 kJ/mm	A 14
Abbildung A 49: Härtespur (oben) Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,72 kJ/mm	A 14
Abbildung A 50: Härtespur (unten) Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,72 kJ/mm	A 14
Abbildung A 51: Härtespur (oben) Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,94 kJ/mm	A 15
Abbildung A 52: Härtespur (unten) Zusatz B, effektive Streckenenergie 0,94 kJ/mm	A 15
Abbildung A 53: Härtespur (oben) Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,20 kJ/mm	A 15
Abbildung A 54: Härtespur (unten) Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,20 kJ/mm	A 15
Abbildung A 55: Härtespur (oben) Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,32 kJ/mm	A 15
Abbildung A 56: Härtespur (unten) Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,32 kJ/mm	A 15
Abbildung A 57: Härtespur (oben) Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm	A 15
Abbildung A 58: Härtespur (unten) Zusatz B, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm	A 15
Abbildung A 59: Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm	A 16
Abbildung A 60: Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm	A 16
Abbildung A 61: Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,29 kJ/mm	A 16
Abbildung A 62: Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,29 kJ/mm	A 16
Abbildung A 63: Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,42 kJ/mm	A 16
Abbildung A 64: Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,42 kJ/mm	A 16
Abbildung A 65: Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,69 kJ/mm	A 16
Abbildung A 66: Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,69 kJ/mm	A 16
Abbildung A 67: Härtespur (oben) Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,68 kJ/mm	A 17
Abbildung A 68: Härtespur (unten) Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,68 kJ/mm	A 17
Abbildung A 69: Härtemapping Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,98 kJ/mm	A 17
Abbildung A 70: Härtemapping Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,27 kJ/mm	A 17
Abbildung A 71: Härtemapping Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm	A 17

B Mehrlagige Schweißversuche

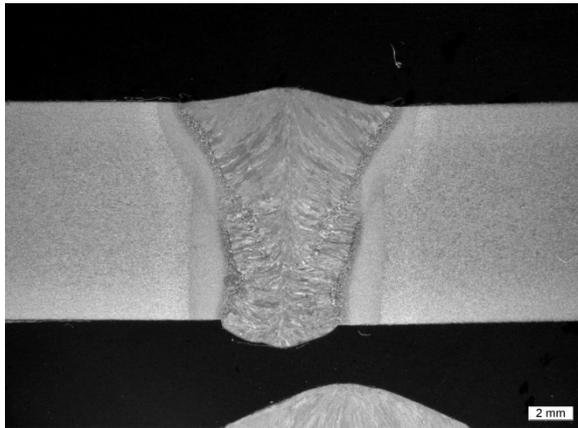


Abbildung B 1: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm

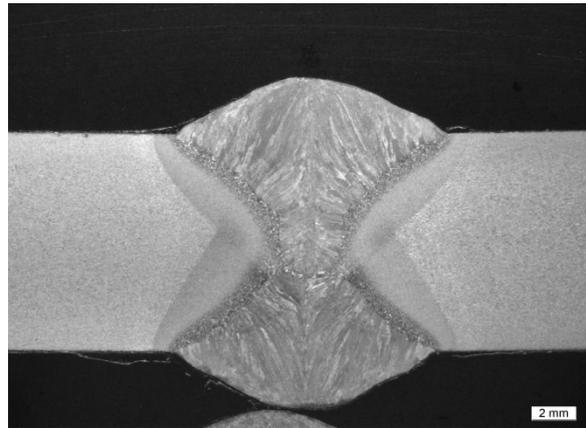


Abbildung B 2: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm

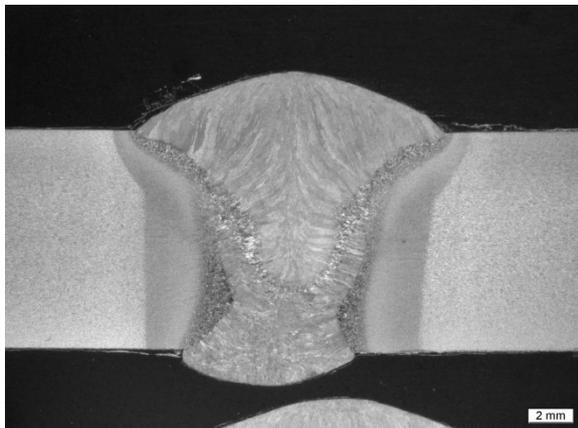


Abbildung B 3: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,66 kJ/mm

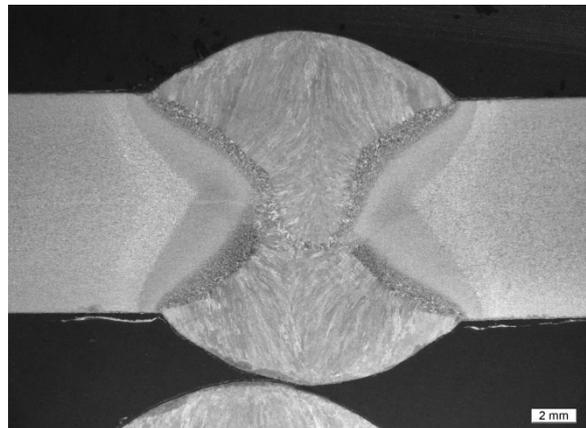


Abbildung B 4: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm

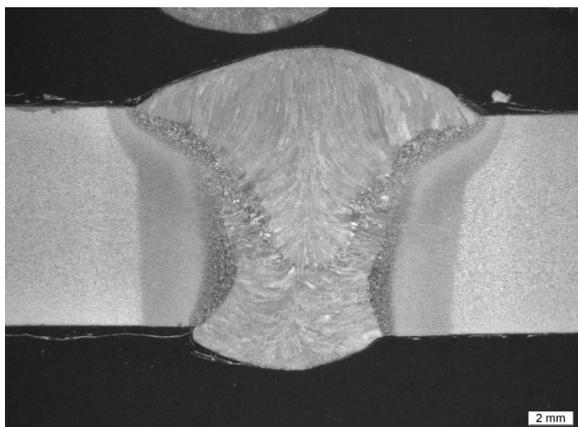


Abbildung B 5: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,91 kJ/mm

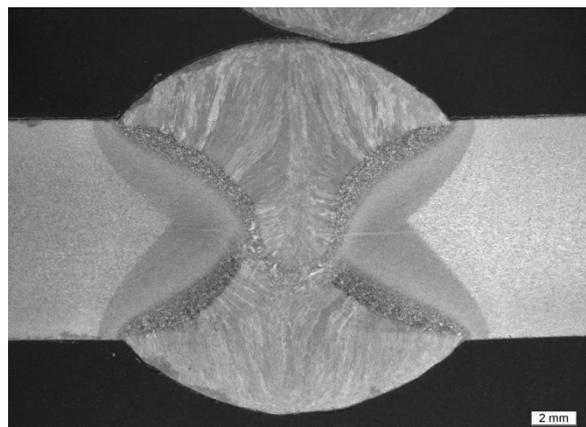


Abbildung B 6: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,91 kJ/mm

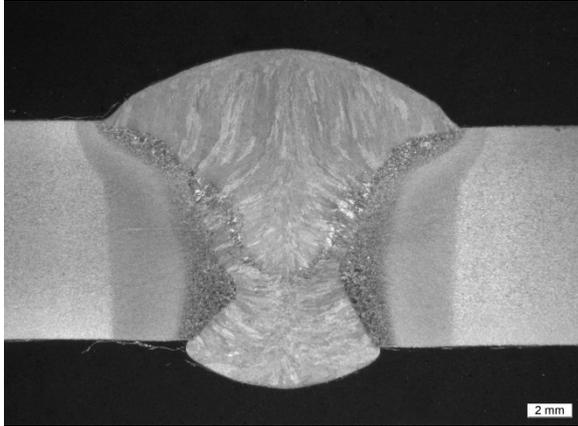


Abbildung B 7: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,15 kJ/mm

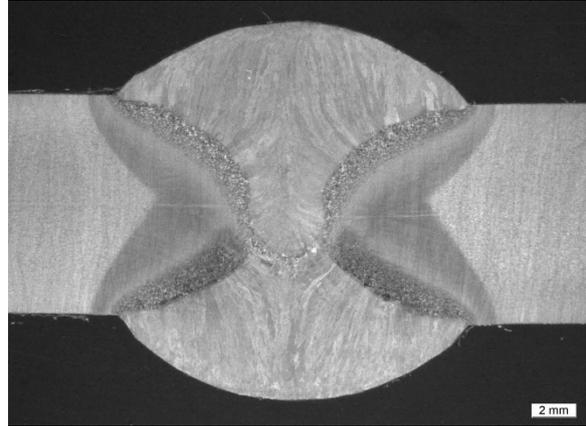


Abbildung B 8: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm

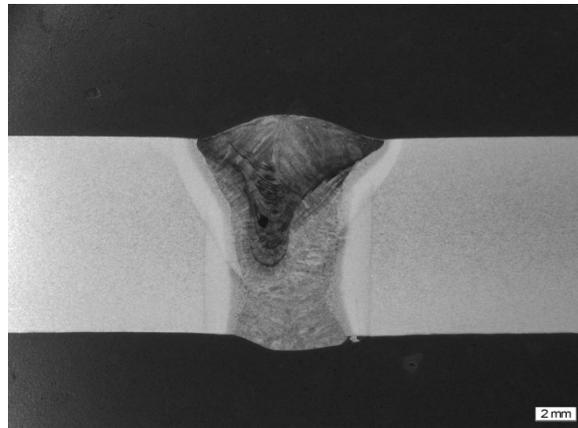


Abbildung B 9: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm

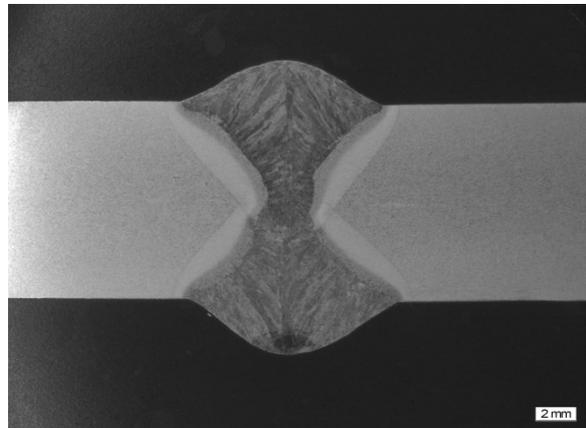


Abbildung B 10: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm

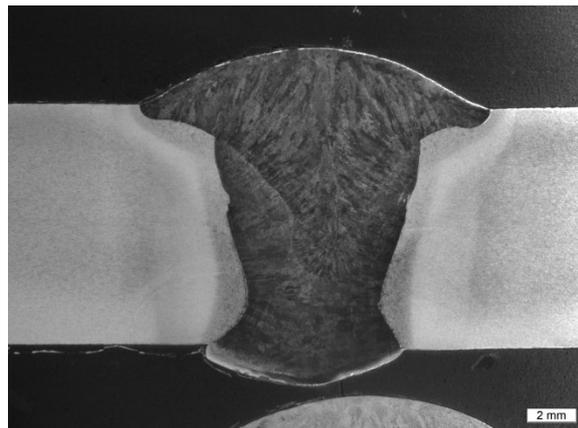


Abbildung B 11: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,70 kJ/mm

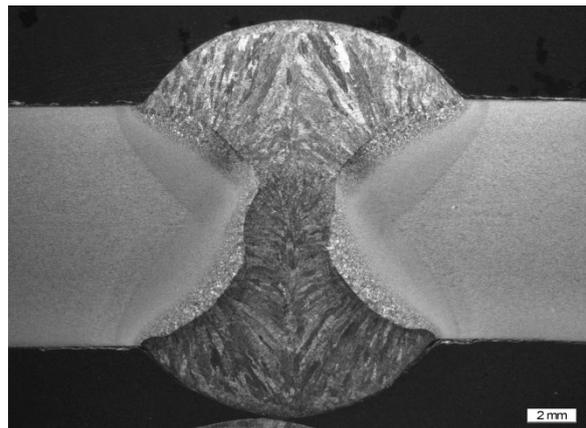


Abbildung B 12: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm

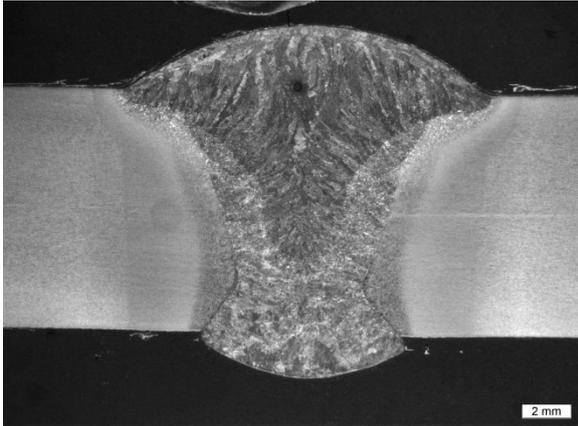


Abbildung B 13: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,92 kJ/mm

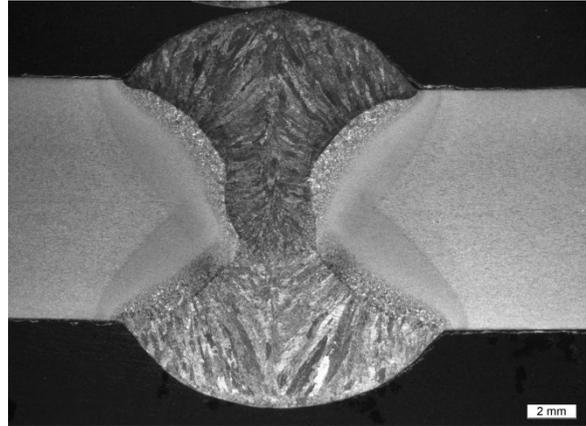


Abbildung B 14: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,82 kJ/mm

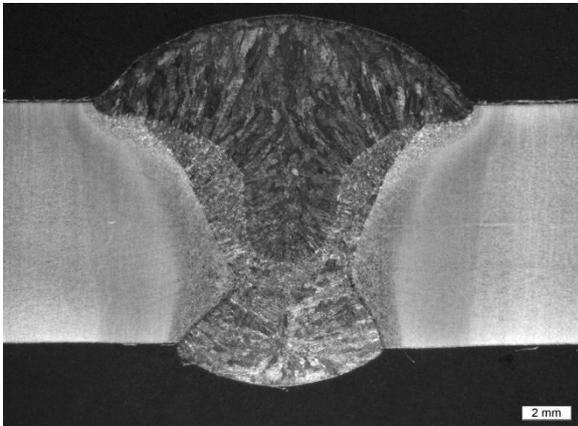


Abbildung B 15: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm

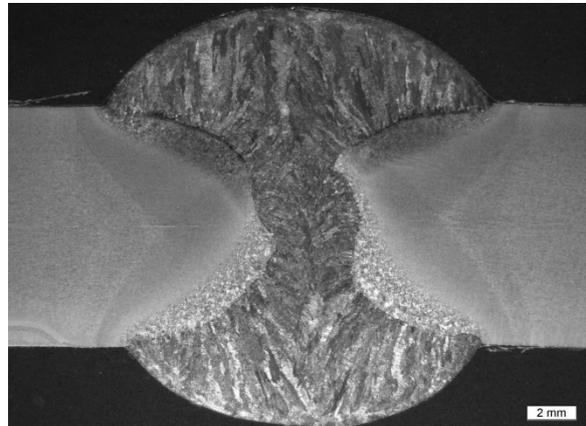


Abbildung B 16: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,05 kJ/mm

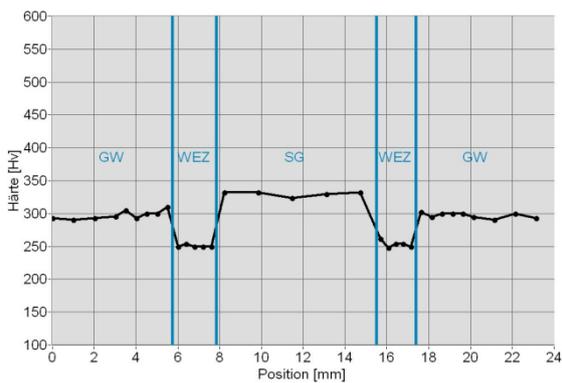


Abbildung B 17: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm (obere Spur)

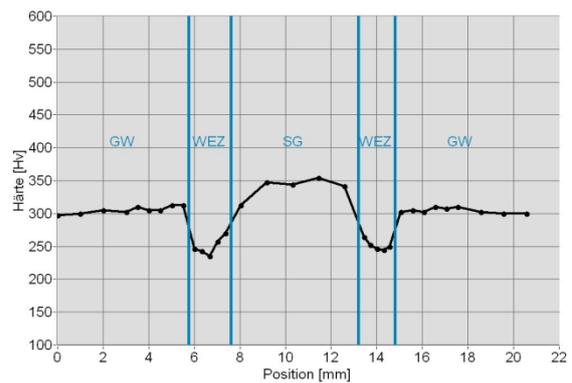


Abbildung B 18: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm (mittlere Spur)

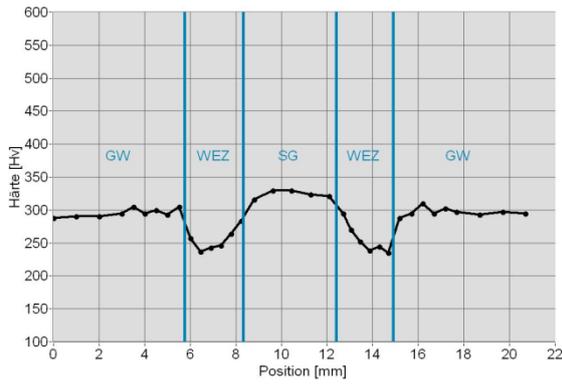


Abbildung B 19: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm (untere Spur)

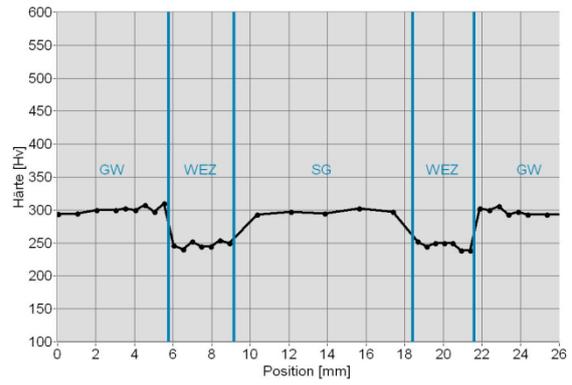


Abbildung B 20: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,66 kJ/mm (obere Spur)

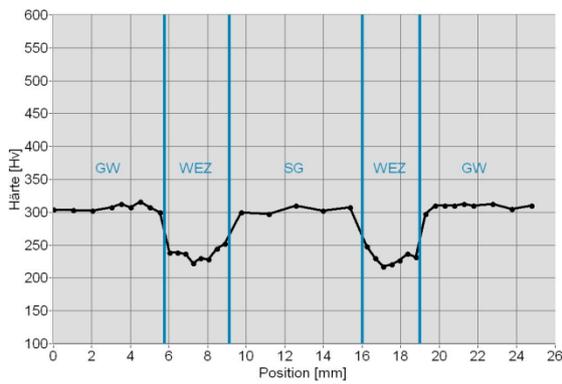


Abbildung B 21: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,66 kJ/mm (mittlere Spur)

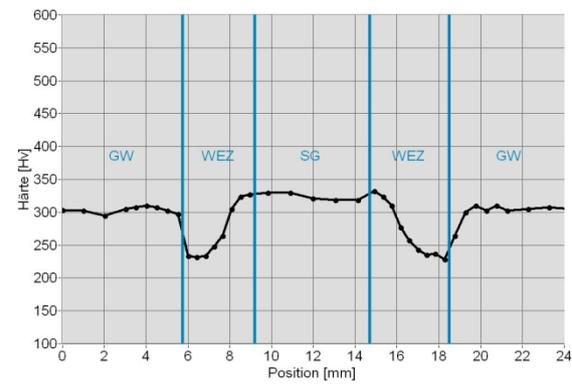


Abbildung B 22: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,66 kJ/mm (untere Spur)

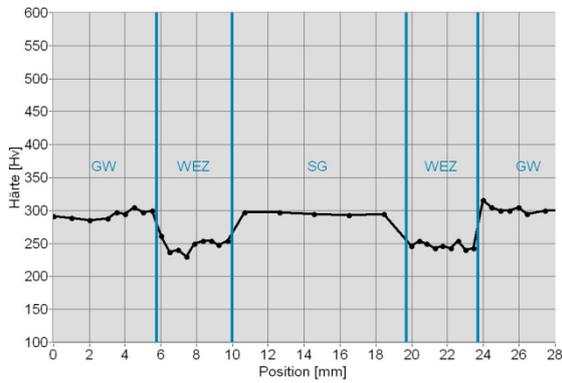


Abbildung B 23: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,91 kJ/mm (obere Spur)

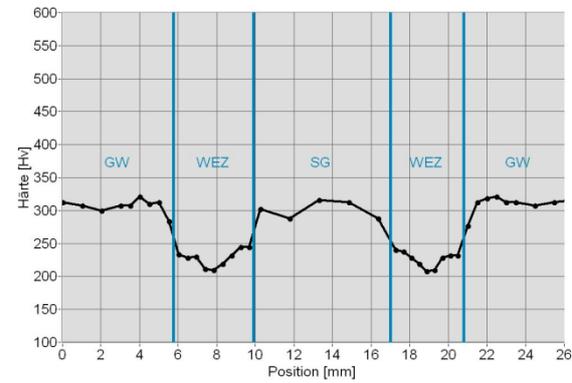


Abbildung B 24: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,91 kJ/mm (mittlere Spur)

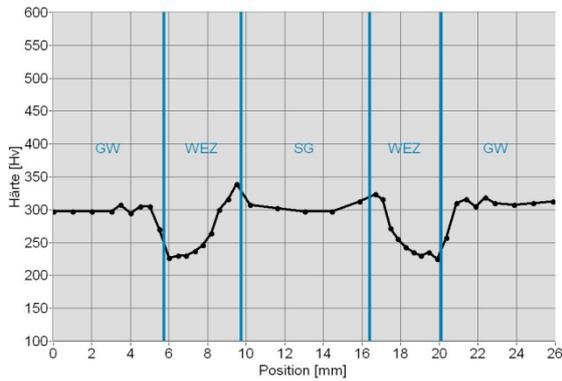


Abbildung B 25: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,91 kJ/mm (untere Spur)

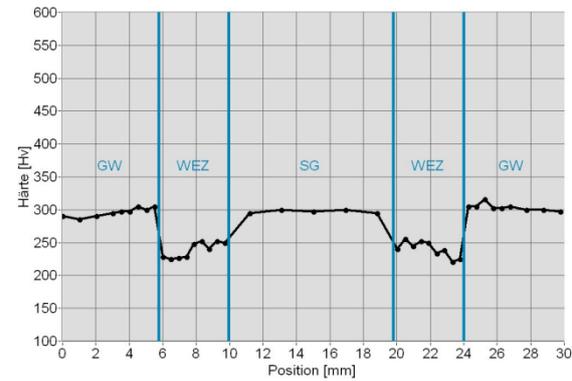


Abbildung B 26: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,15 kJ/mm (obere Spur)

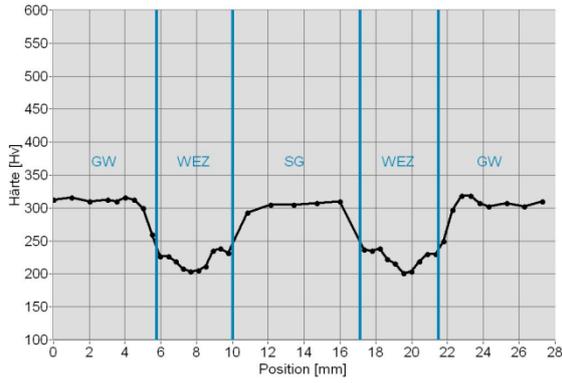


Abbildung B 27: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,15 kJ/mm (mittlere Spur)

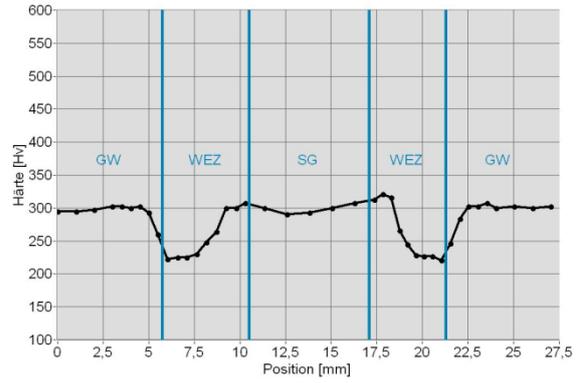


Abbildung B 28: Schweißnaht V Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,15 kJ/mm (untere Spur)

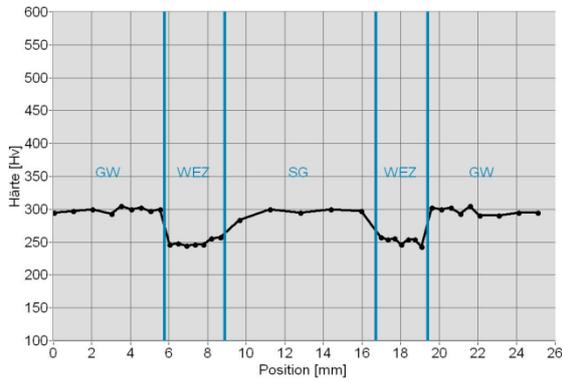


Abbildung B 29: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm (obere Spur)

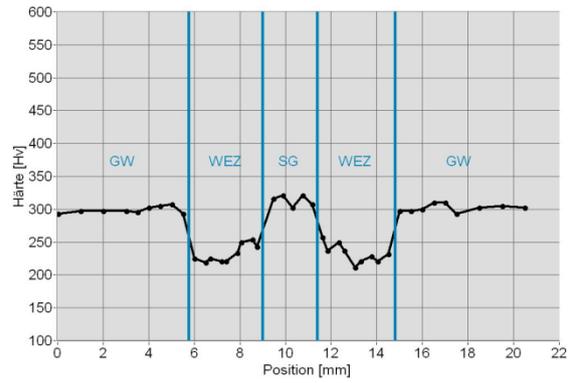


Abbildung B 30: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm (mittlere Spur)

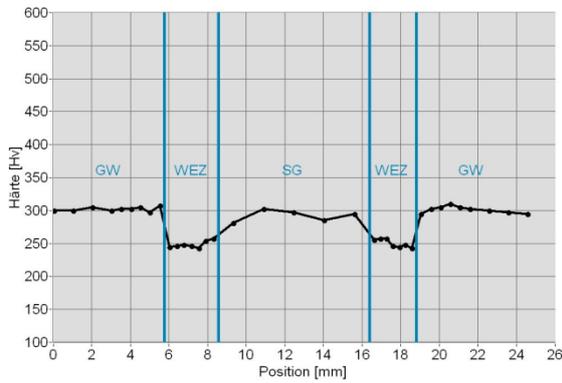


Abbildung B 31: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm (untere Spur)

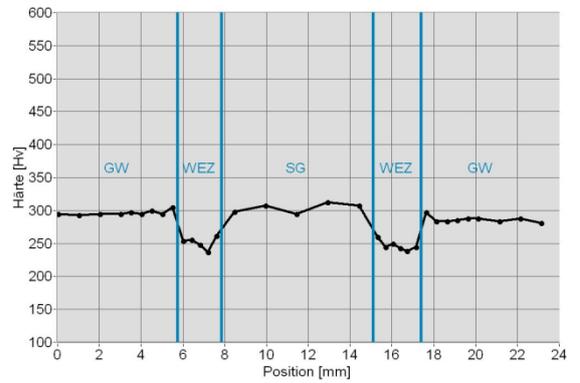


Abbildung B 32: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,35 kJ/mm (obere Spur)

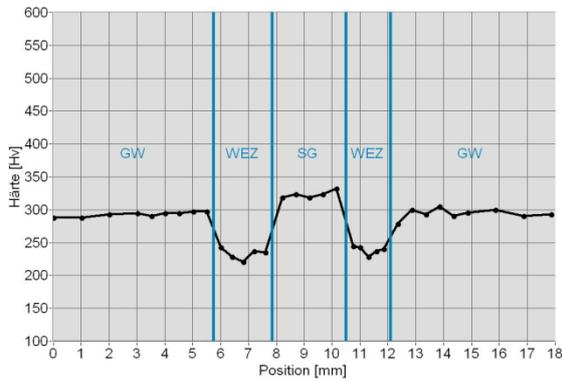


Abbildung B 33: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,35 kJ/mm (mittlere Spur)

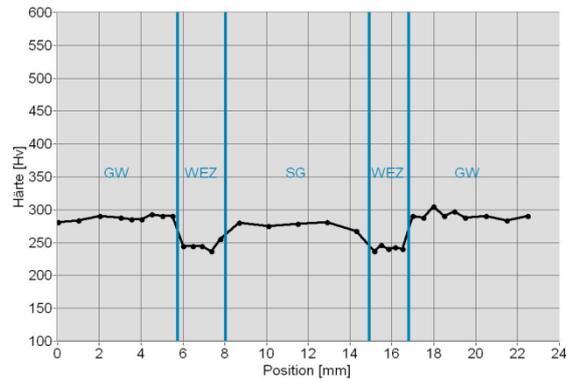


Abbildung B 34: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,35 kJ/mm (untere Spur)

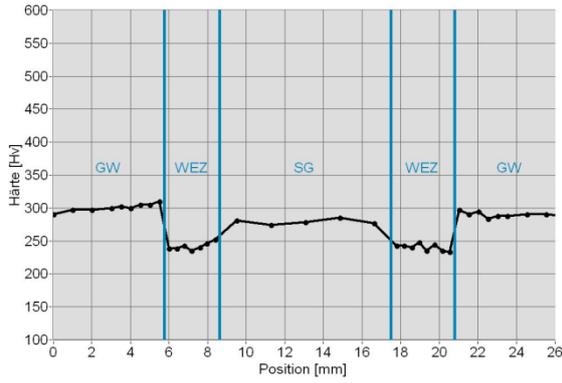


Abbildung B 35: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm (obere Spur)

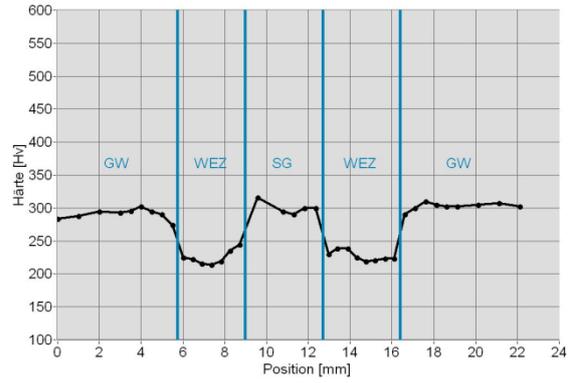


Abbildung B 36: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm (mittlere Spur)

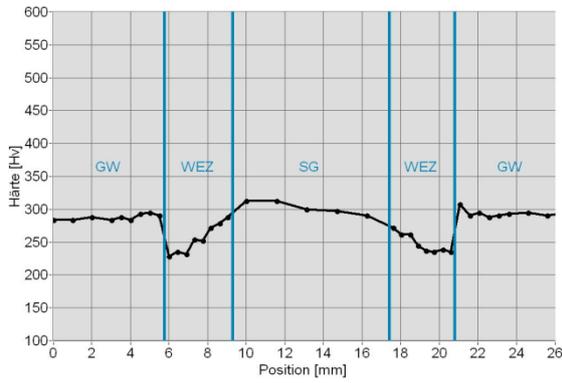


Abbildung B 37: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,65 kJ/mm (untere Spur)

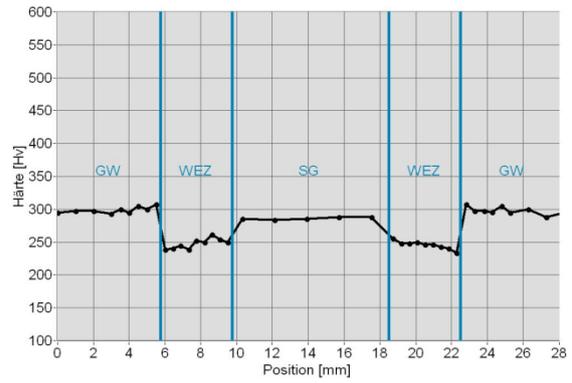


Abbildung B 38: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,91 kJ/mm (obere Spur)

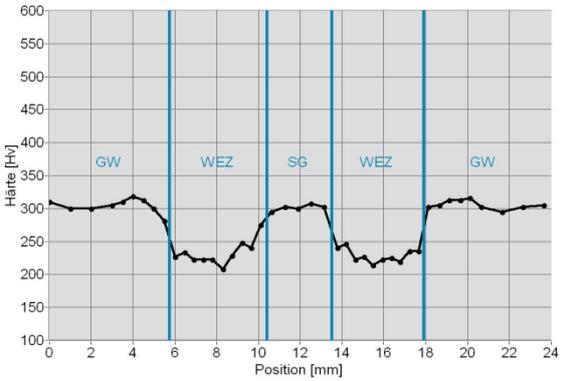


Abbildung B 39: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,91 kJ/mm (mittlere Spur)

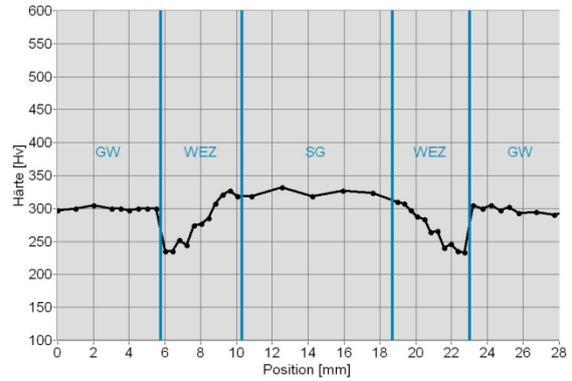


Abbildung B 40: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 1,91 kJ/mm (untere Spur)

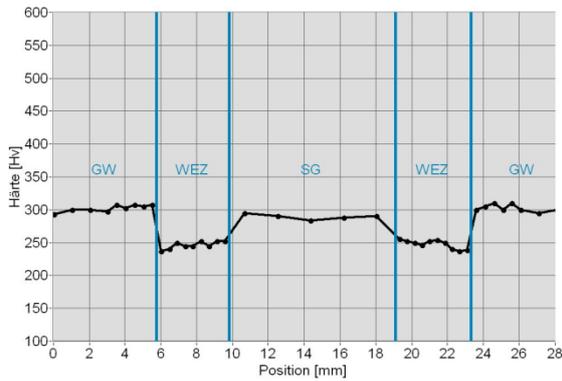


Abbildung B 41: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm (obere Spur)

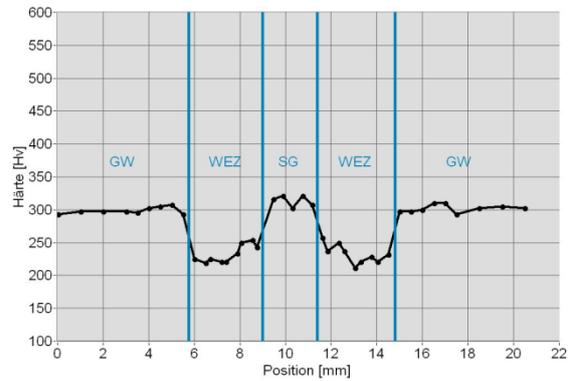


Abbildung B 42: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm (mittlere Spur)

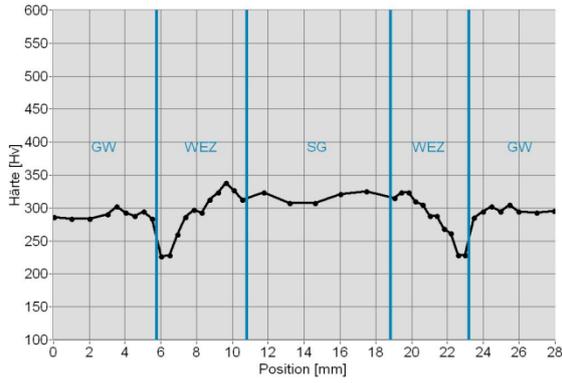


Abbildung B 43: Schweißnaht X Zusatz A, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm (untere Spur)

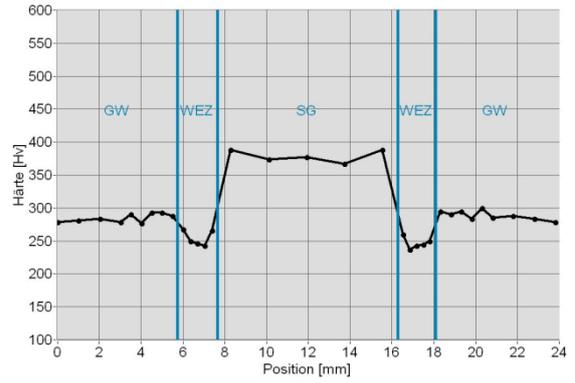


Abbildung B 44: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm (obere Spur)

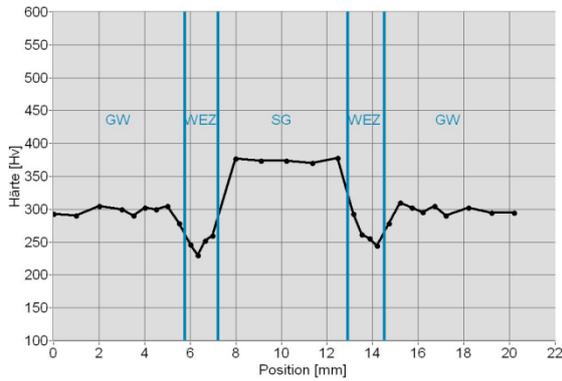


Abbildung B 45: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm (mittlere Spur)

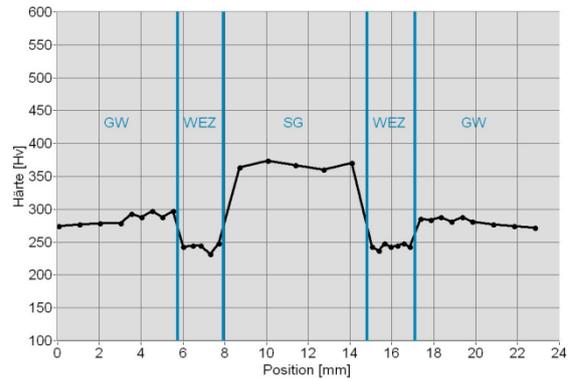


Abbildung B 46: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,99 kJ/mm (untere Spur):

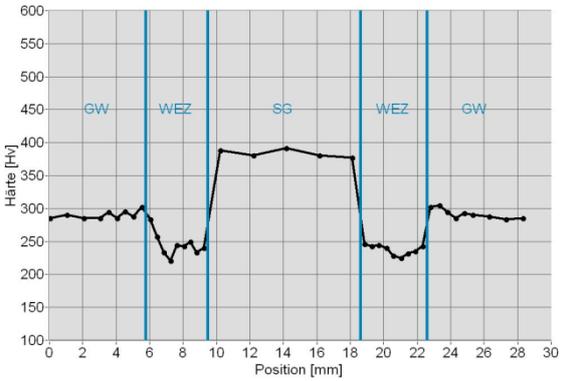


Abbildung B 47: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,70 kJ/mm (obere Spur)

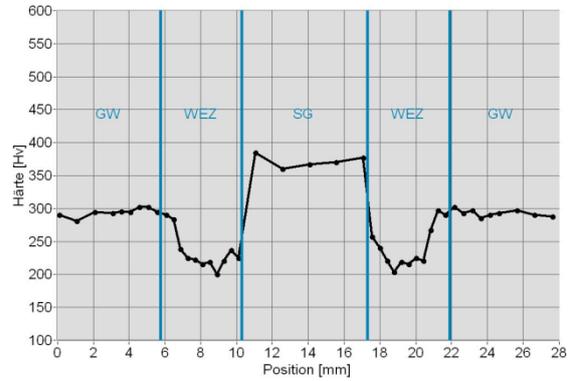


Abbildung B 48: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,70 kJ/mm (mittlere Spur)

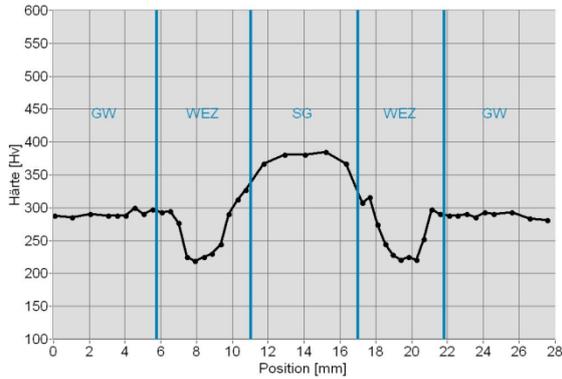


Abbildung B 49: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,70 kJ/mm (untere Spur)

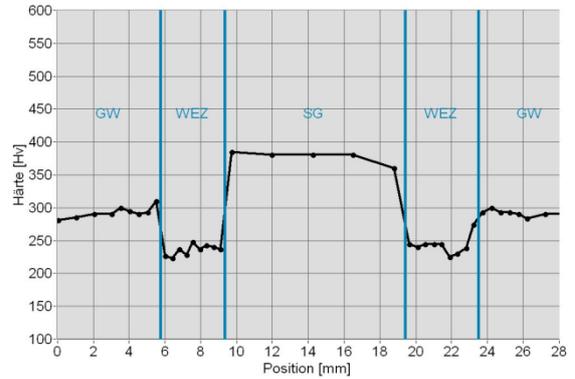


Abbildung B 50: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,92 kJ/mm (obere Spur)

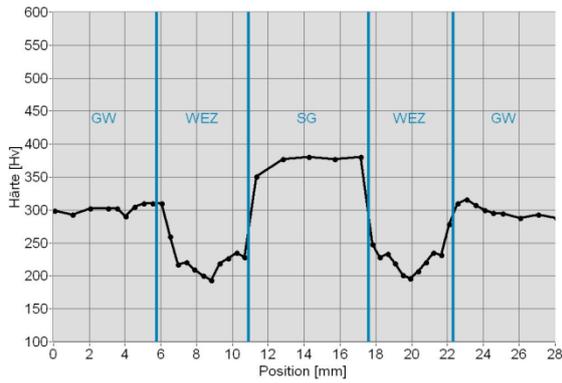


Abbildung B 51: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,92 kJ/mm (mittlere Spur)

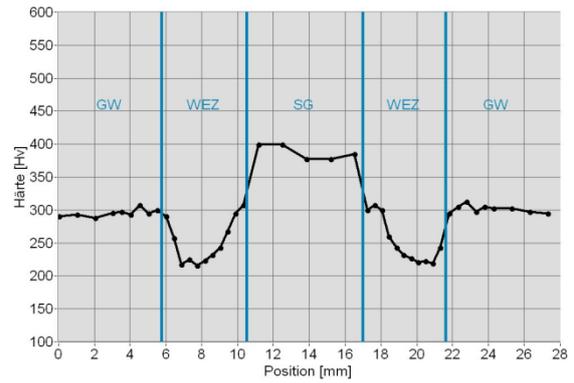


Abbildung B 52: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,92 kJ/mm (untere Spur)

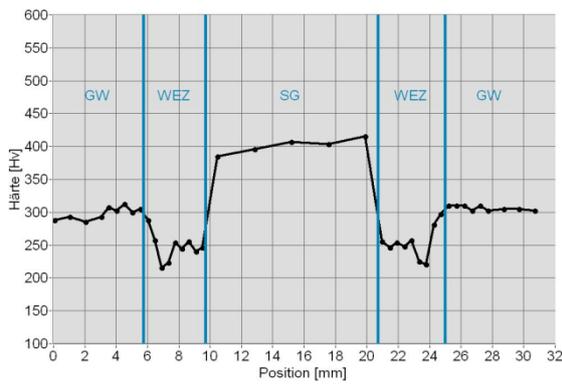


Abbildung B 53: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm (obere Spur)

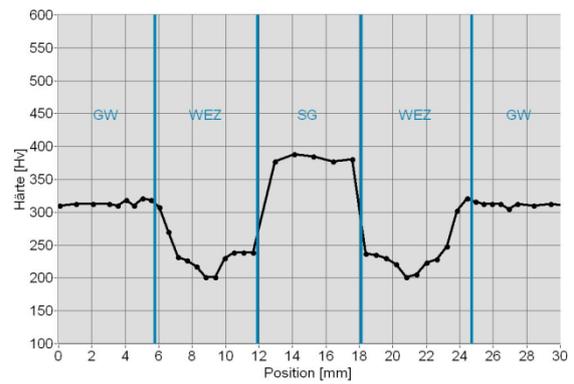


Abbildung B 54: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm (mittlere Spur)

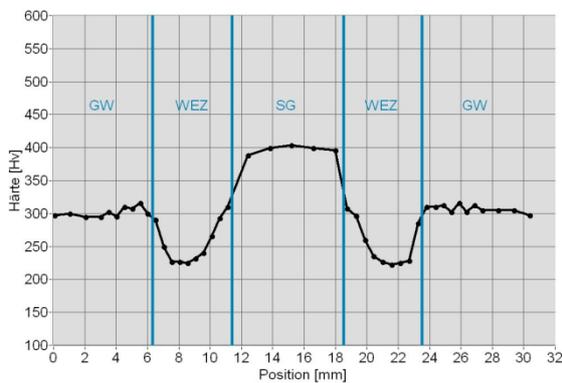


Abbildung B 55: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm (untere Spur)

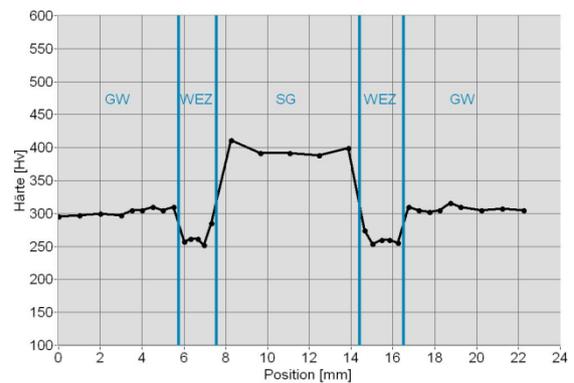


Abbildung B 56: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm (obere Spur)

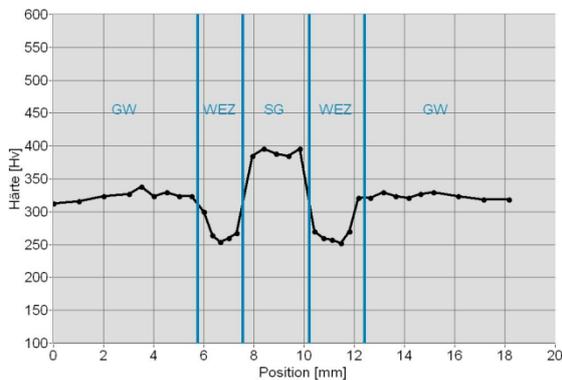


Abbildung B 57: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm (mittlere Spur)

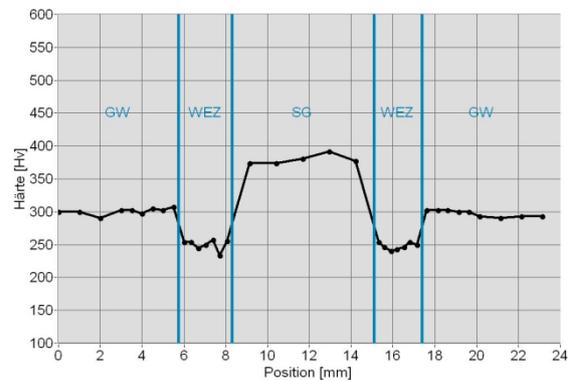


Abbildung B 58: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm (untere Spur)

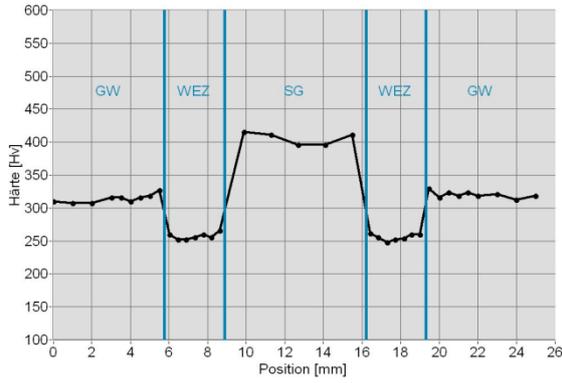


Abbildung B 59: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,30 kJ/mm (obere Spur)

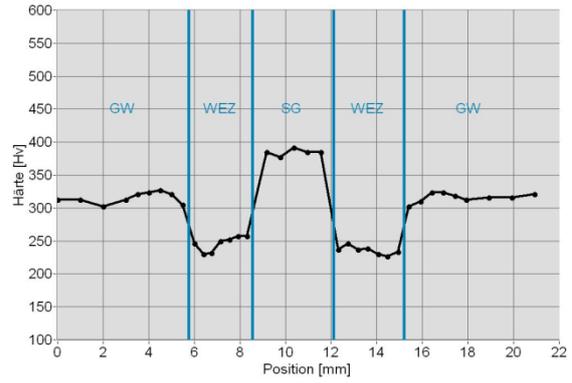


Abbildung B 60: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,30 kJ/mm (mittlere Spur)

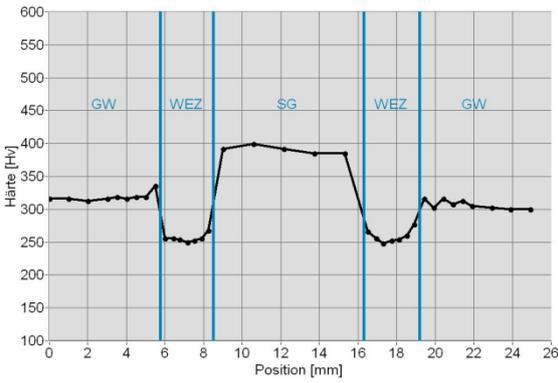


Abbildung B 61: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,30 kJ/mm (untere Spur)

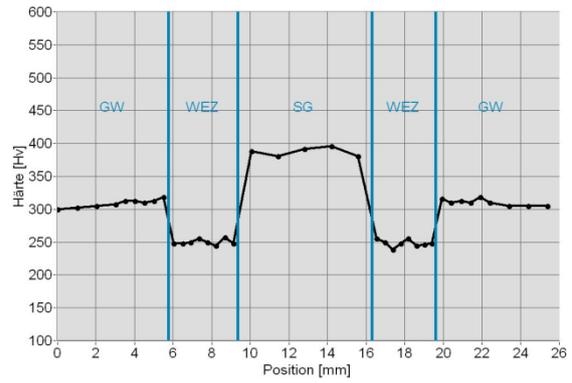


Abbildung B 62: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm (obere Spur)

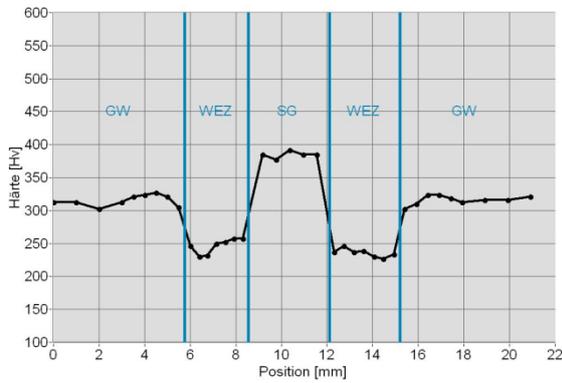


Abbildung B 63: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm (mittlere Spur)

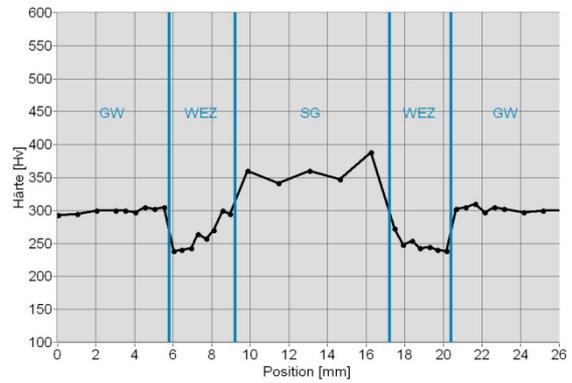


Abbildung B 64: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm (untere Spur)

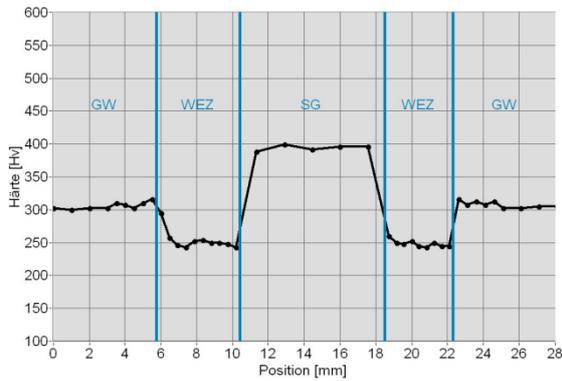


Abbildung B 65: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,82 kJ/mm (obere Spur)

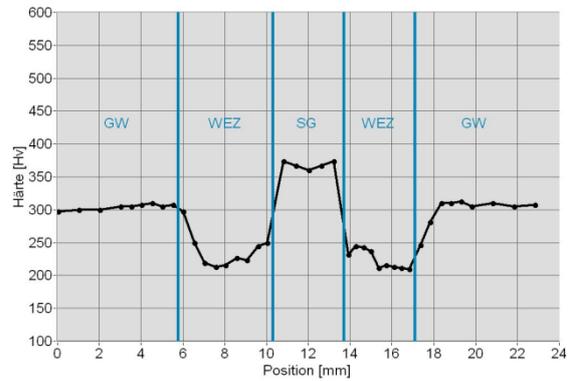


Abbildung B 66: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,82 kJ/mm (mittlere Spur)

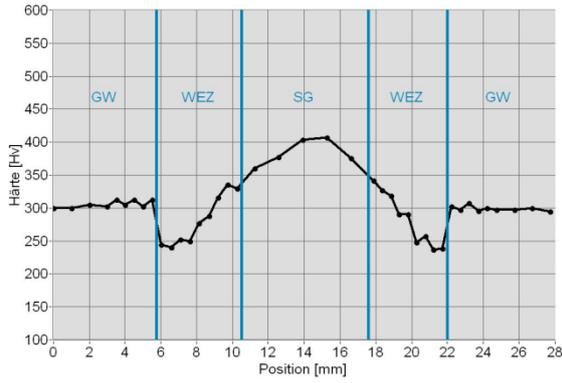


Abbildung B 67: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,82 kJ/mm (untere Spur)

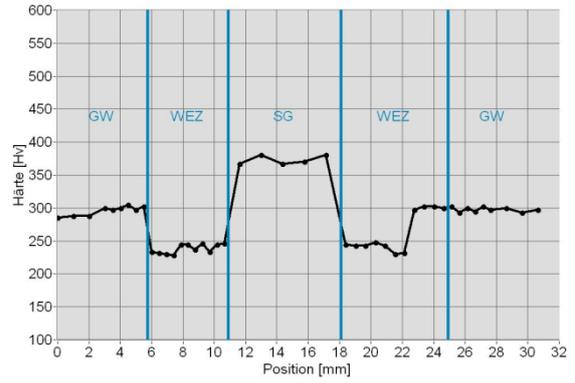


Abbildung B 68: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,05 kJ/mm (obere Spur)

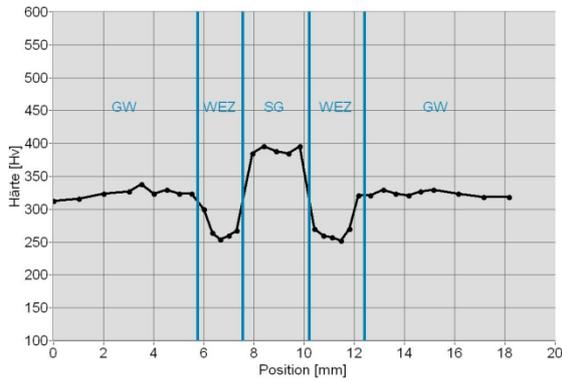


Abbildung B 69: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,05 kJ/mm (mittlere Spur)

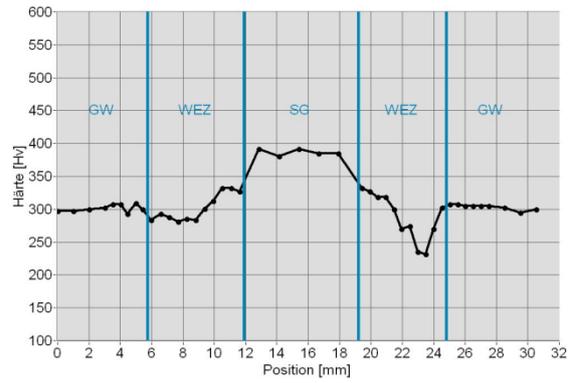
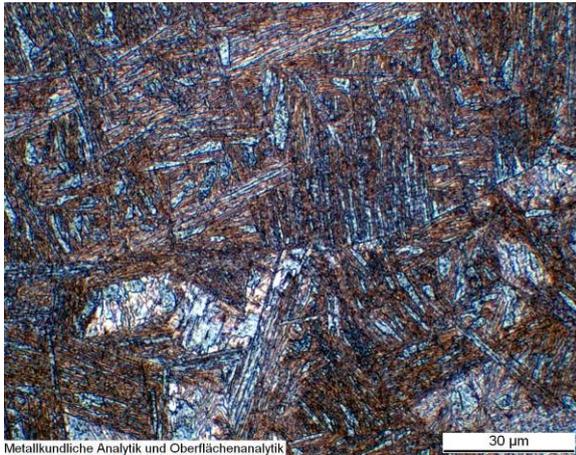


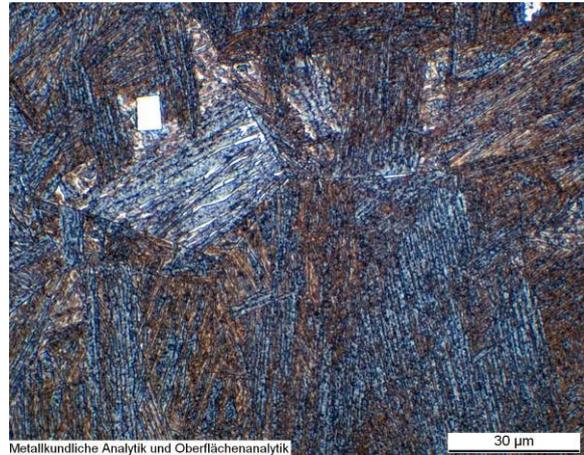
Abbildung B 70: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,05 kJ/mm (untere Spur)

Abbildung B 50: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,92 kJ/mm (obere Spur)	B 7
Abbildung B 51: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,92 kJ/mm (mittlere Spur)	B 8
Abbildung B 52: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,92 kJ/mm (untere Spur)	B 8
Abbildung B 53: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm (obere Spur)	B 8
Abbildung B 54: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm (mittlere Spur)	B 8
Abbildung B 55: Schweißnaht V Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,21 kJ/mm (untere Spur)	B 8
Abbildung B 56: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm (obere Spur).....	B 8
Abbildung B 57: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm (mittlere Spur)	B 8
Abbildung B 58: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 0,93 kJ/mm (untere Spur):	B 8
Abbildung B 59: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,30 kJ/mm (obere Spur).....	B 9
Abbildung B 60: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,30 kJ/mm (mittlere Spur)	B 9
Abbildung B 61: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,30 kJ/mm (untere Spur)	B 9
Abbildung B 62: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm (obere Spur).....	B 9
Abbildung B 63: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm (mittlere Spur)	B 9
Abbildung B 64: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,60 kJ/mm (untere Spur)	B 9
Abbildung B 65: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,82 kJ/mm (obere Spur).....	B 9
Abbildung B 66: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,82 kJ/mm (mittlere Spur)	B 9
Abbildung B 67: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 1,82 kJ/mm (untere Spur)	B 10
Abbildung B 68: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,05 kJ/mm (obere Spur).....	B 10
Abbildung B 69: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,05 kJ/mm (mittlere Spur) ...	B 10
Abbildung B 70: Schweißnaht X Zusatz C, effektive Streckenenergie 2,05 kJ/mm (untere Spur)	B 10

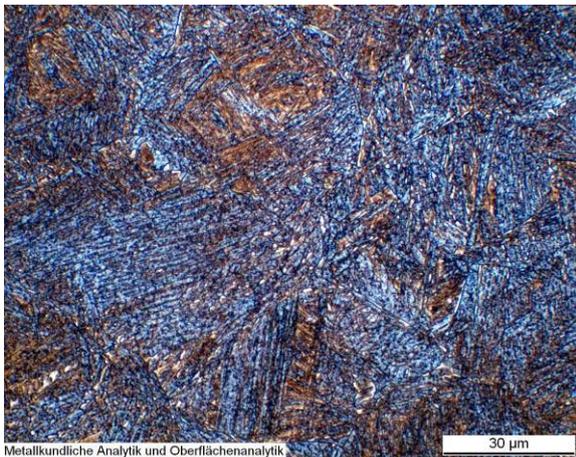
C Homogene physikalische WEZ-Simulation



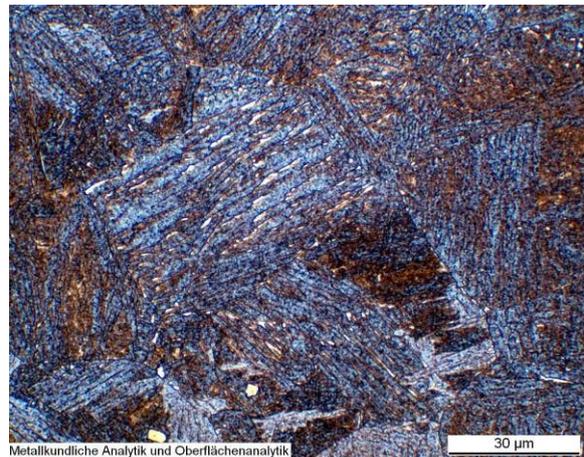
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 1: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1372,7 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 10,3 \text{ s}$



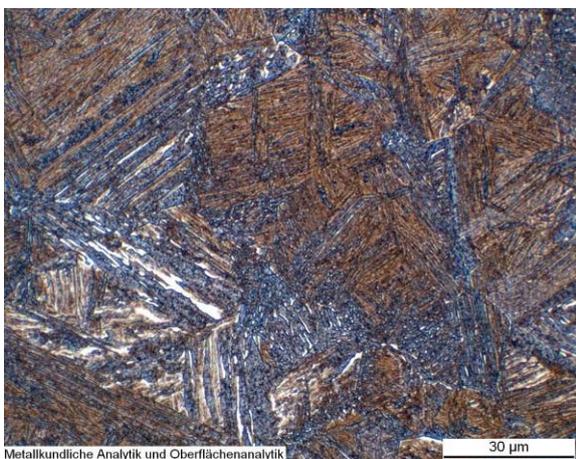
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 2: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1371,5 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 17,6 \text{ s}$



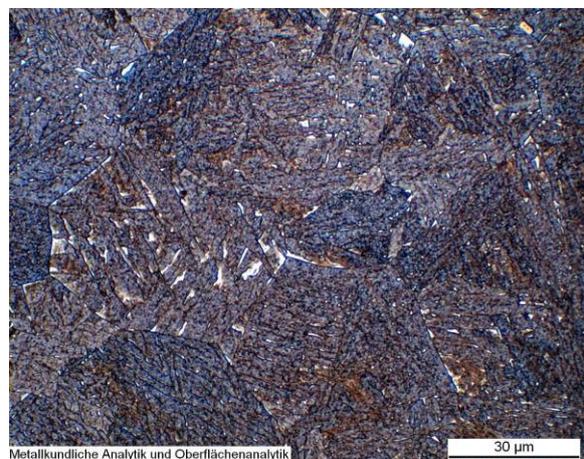
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 3: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1280,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 22,3 \text{ s}$



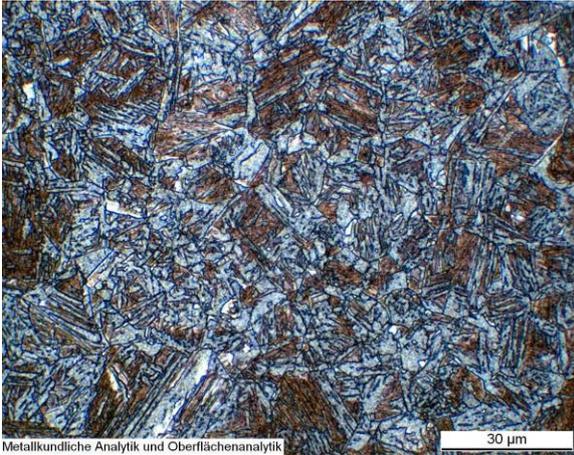
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 4: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1347,0 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 28,1 \text{ s}$



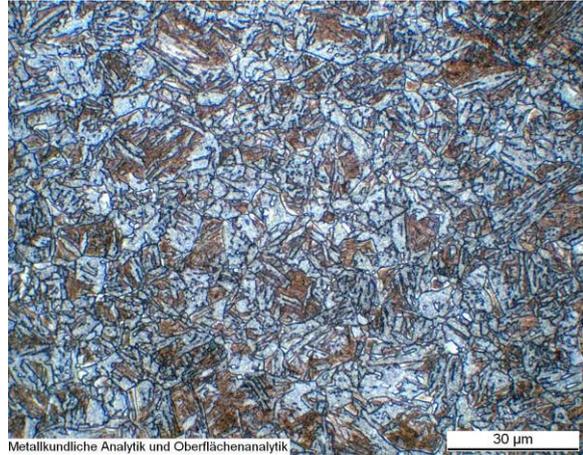
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 5: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1258,8 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5,3 \text{ s}$



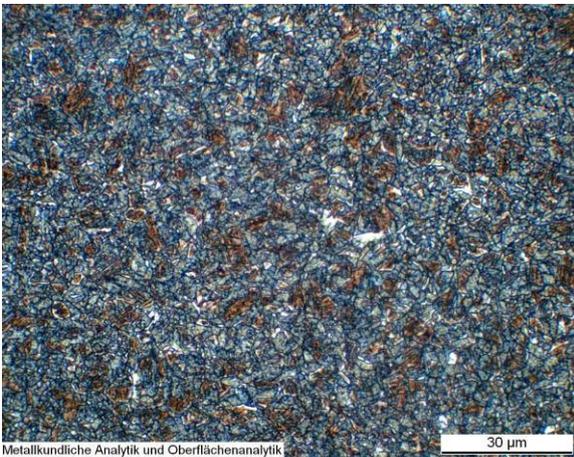
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 6: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1260,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 27,3 \text{ s}$



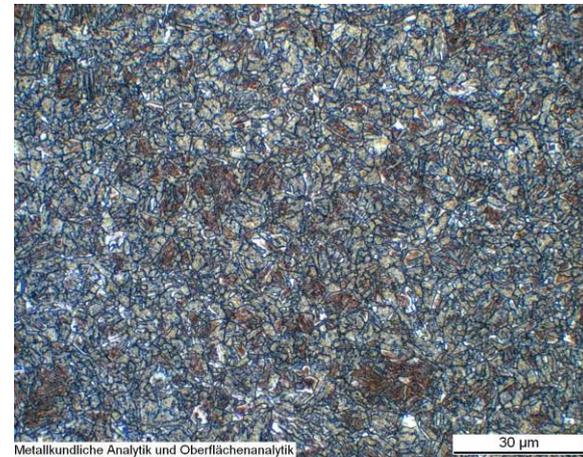
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 7: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1175,3 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 4,7 \text{ s}$



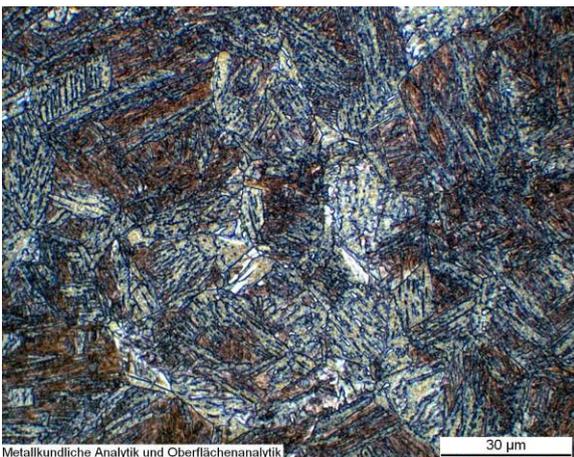
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 8: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1145,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 11,0 \text{ s}$



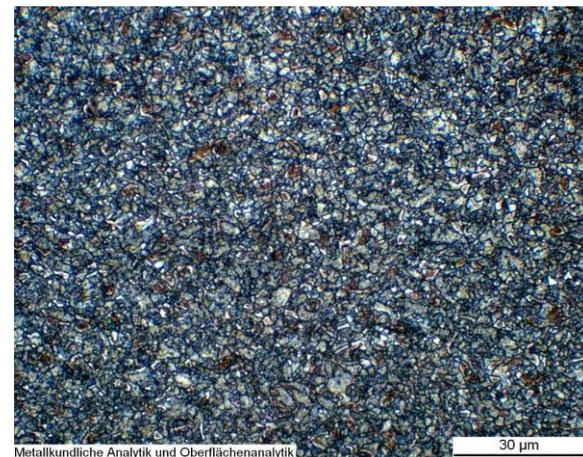
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 9: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1128,7 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 13,8 \text{ s}$



Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 10: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1158,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 18,9 \text{ s}$



Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 11: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1191,7 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 25,3 \text{ s}$



Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 12: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1040,5 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,3 \text{ s}$



Abbildung C 13: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1042,5 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 21,4 \text{ s}$

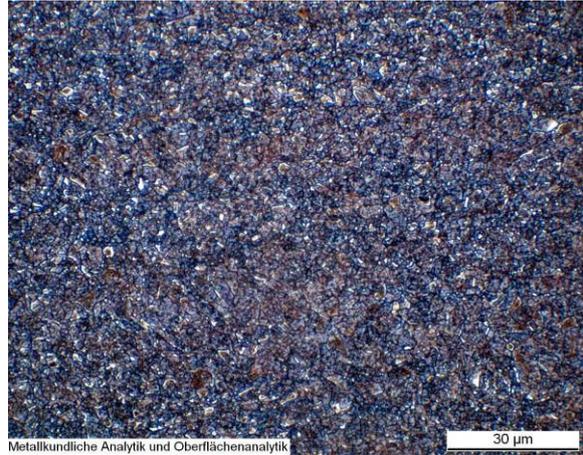


Abbildung C 14: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 977,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 10,5 \text{ s}$

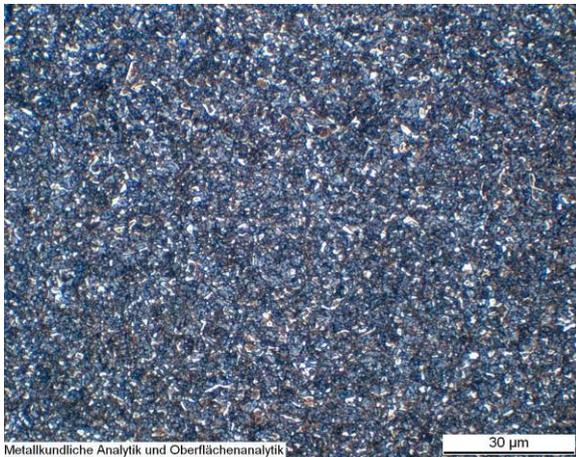


Abbildung C 15: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 976,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 14,3 \text{ s}$

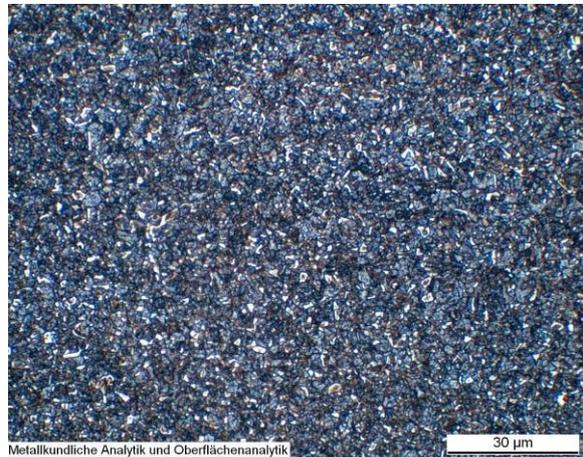


Abbildung C 16: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 998,7 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 18,6 \text{ s}$

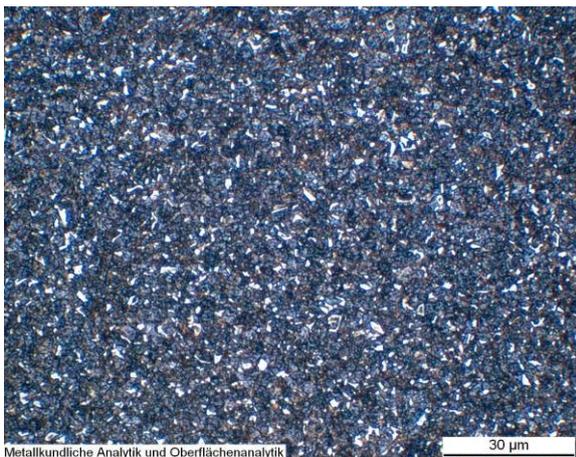


Abbildung C 17: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 972,7 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 22,2 \text{ s}$

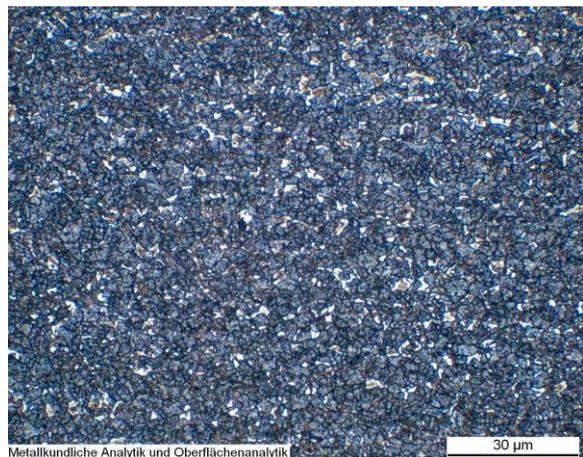
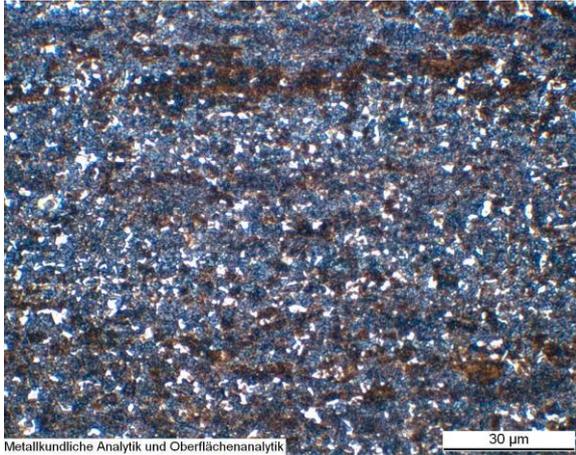
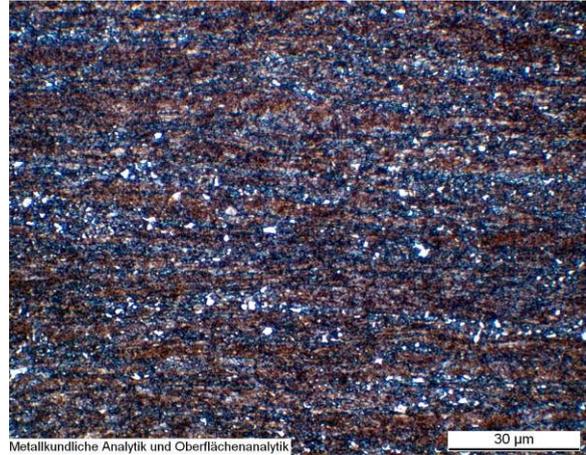


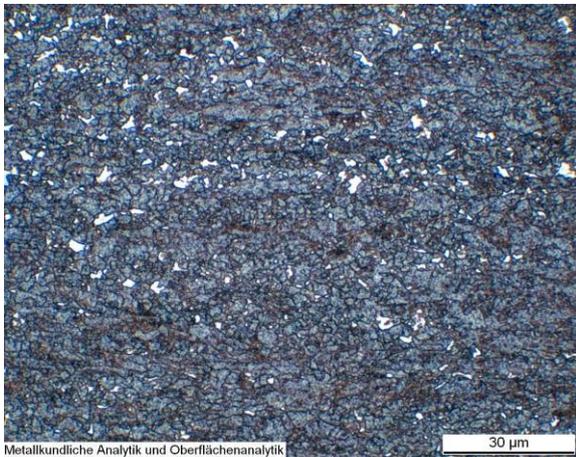
Abbildung C 18: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 861,5 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,6 \text{ s}$



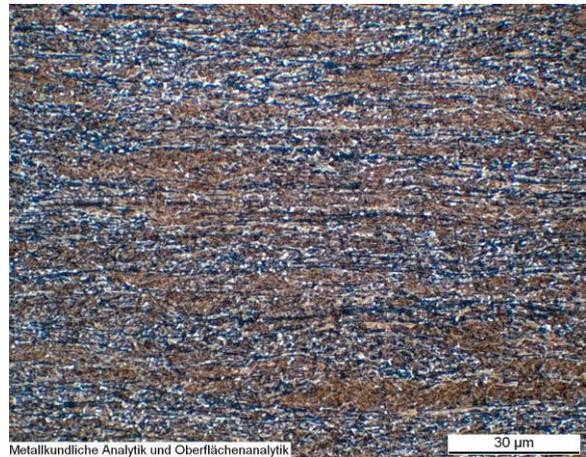
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 19: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 882,2 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 22,2 \text{ s}$



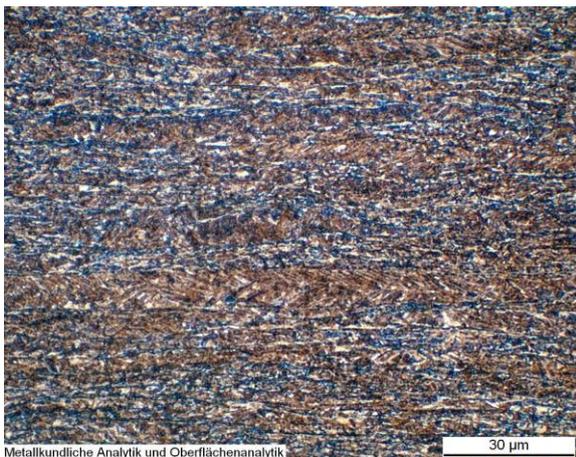
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 20: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 804,3 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 6,6 \text{ s}$



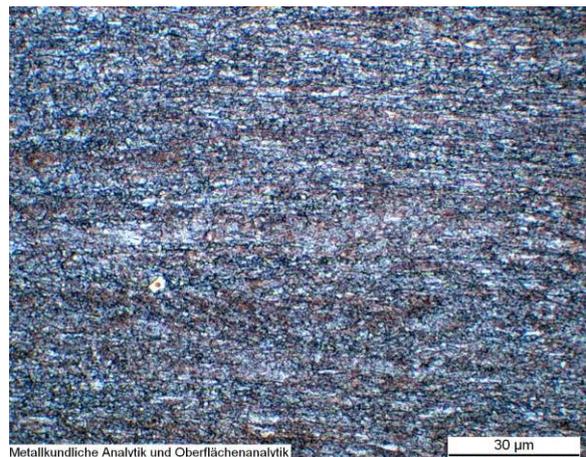
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 21: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 816,9 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 21,2 \text{ s}$



Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 22: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 744,3 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 20,1 \text{ s}$



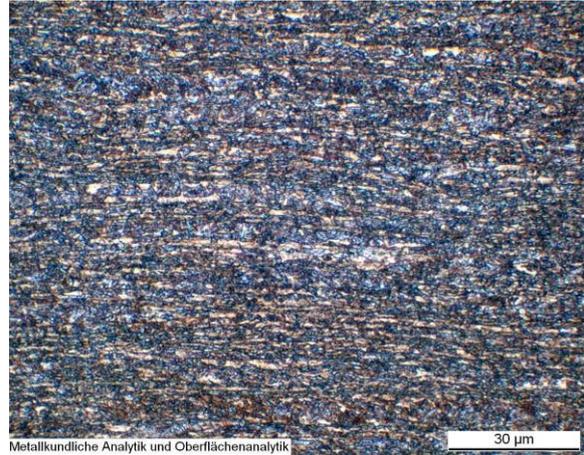
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 23: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 705,6 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 6,4 \text{ s}$



Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 24: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 705,2 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 26,7 \text{ s}$



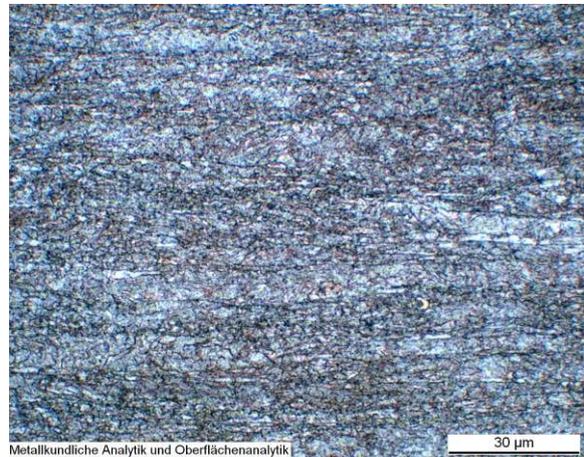
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 25: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 608,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,7 \text{ s}$



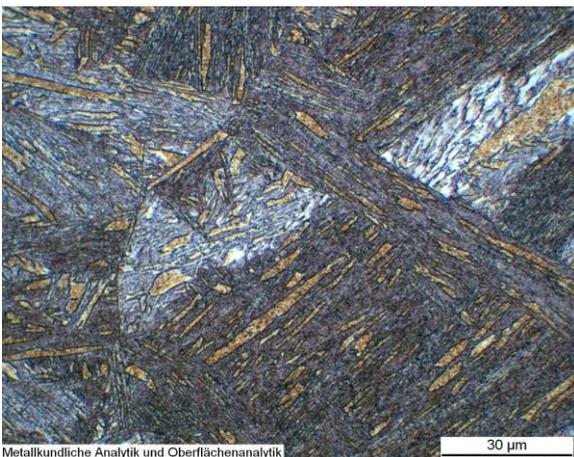
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 26: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 609,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 18,7 \text{ s}$



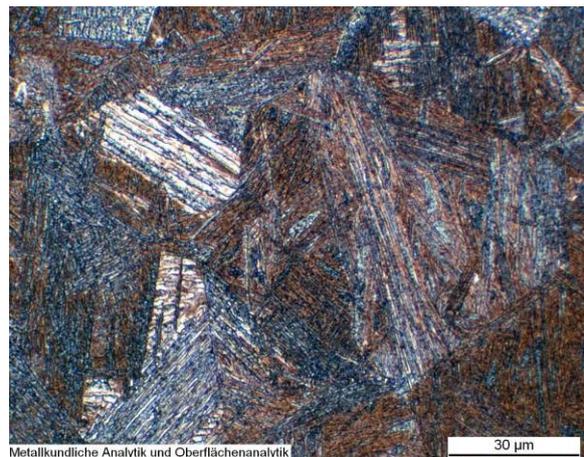
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 27: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 400 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5 \text{ s}$



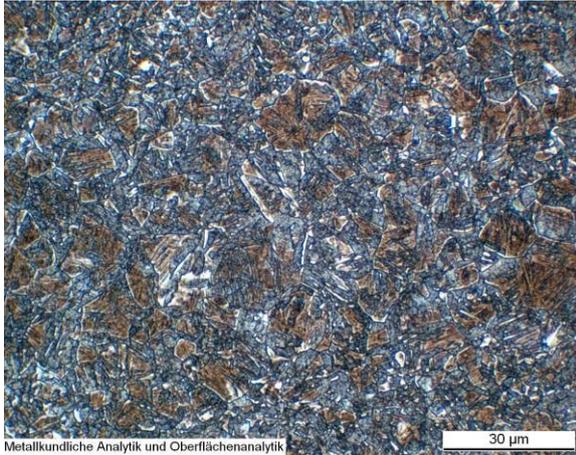
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 28: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 400 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 25 \text{ s}$



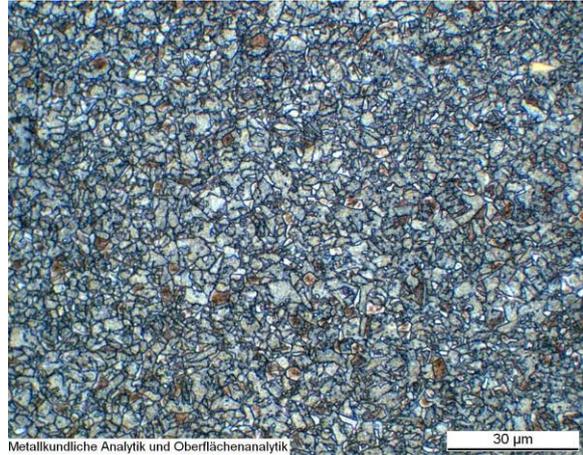
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 29: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1294,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 2,8 \text{ s}$



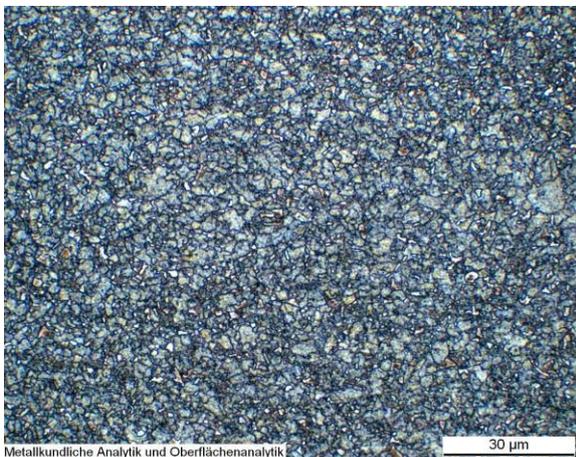
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 30: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1271,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 3,1 \text{ s}$



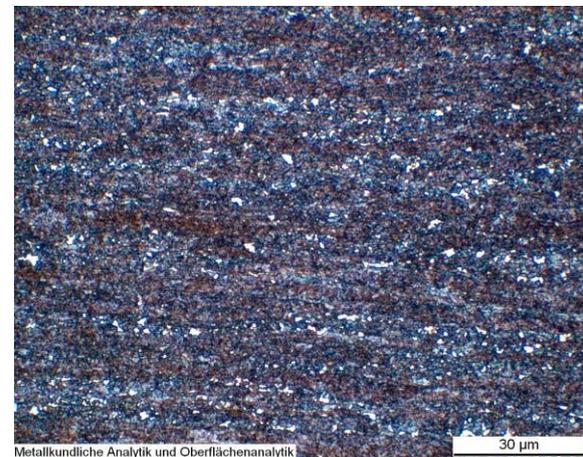
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 31: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1155,2 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 3,1 \text{ s}$



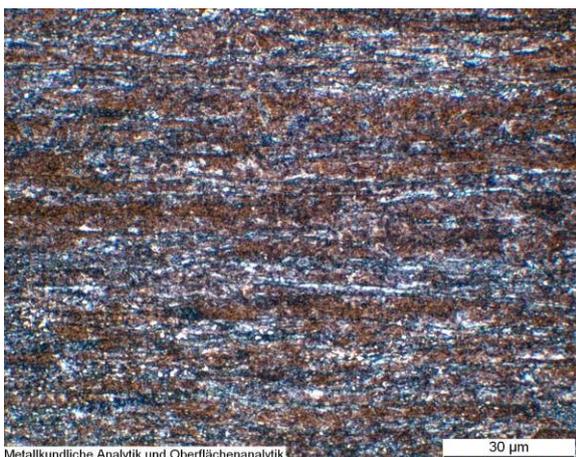
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 32: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1056,3 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 3,5 \text{ s}$



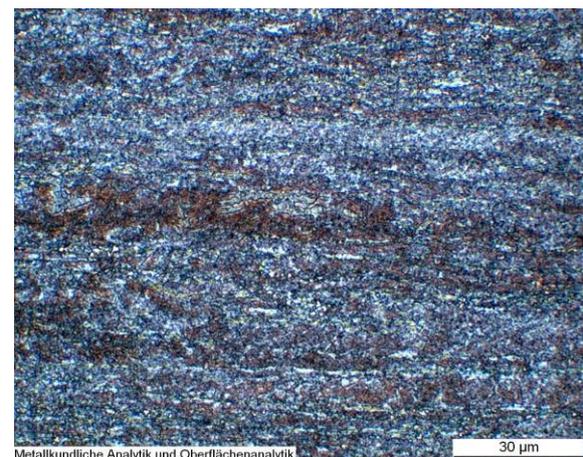
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 33: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 961,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 3,6 \text{ s}$



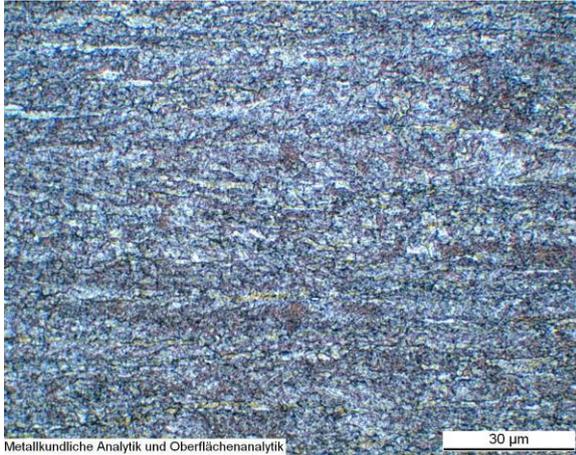
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 34: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 899,5 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 3,6 \text{ s}$



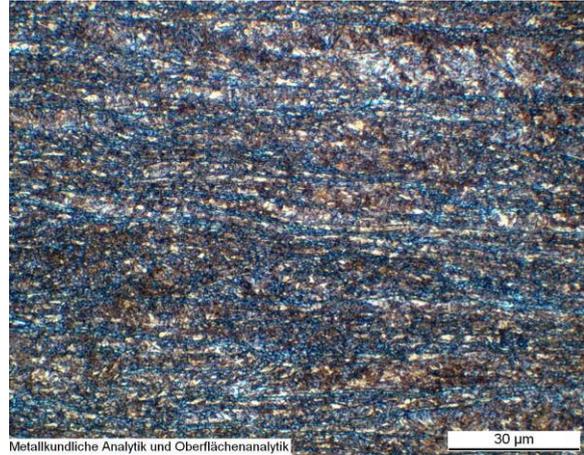
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 35: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 879,0 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 4,3 \text{ s}$



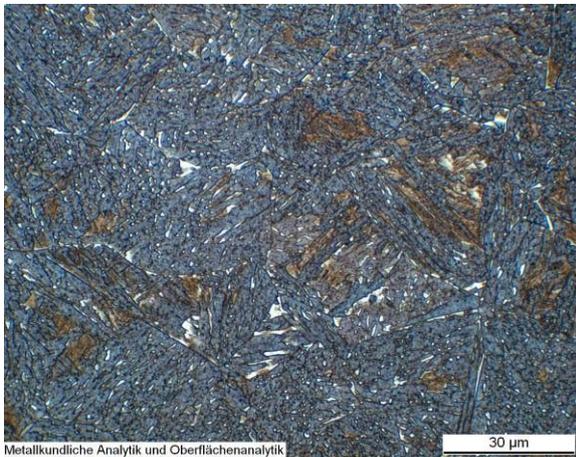
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 36: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 762,0 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 4,8 \text{ s}$



Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 37: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 702,9 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{8/5} = 4,8 \text{ s}$



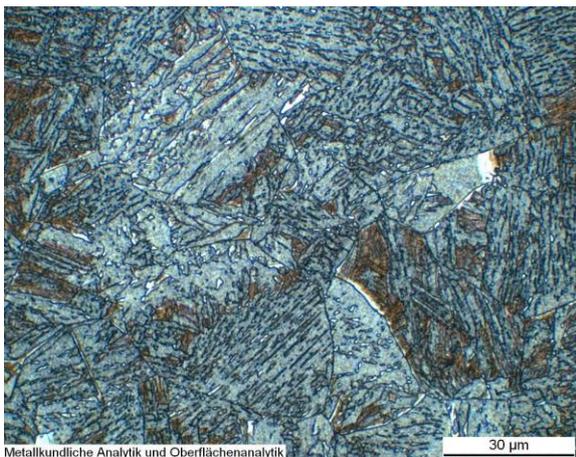
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 38: Grundwerkstoff (S 700MC, Blechdicke 10 mm)



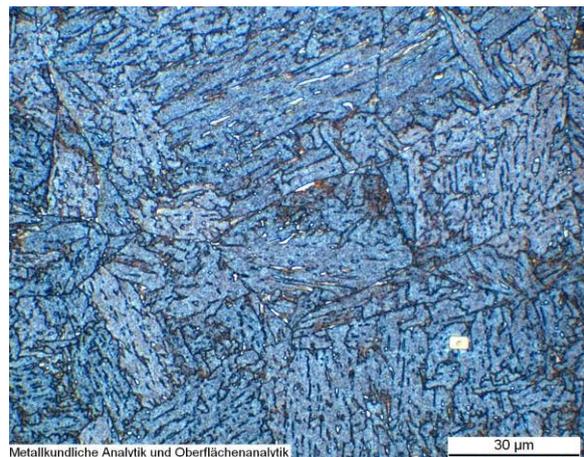
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 39: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1286,6 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{8/5} = 6,4 \text{ s}$



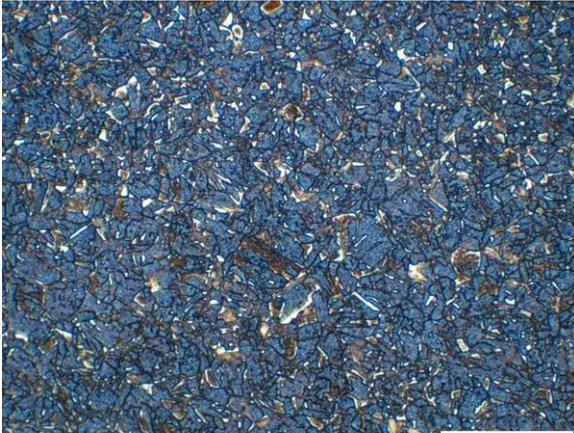
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 40: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1303,9 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{8/5} = 26,8 \text{ s}$



Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 41: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1266,2 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{8/5} = 6,2 \text{ s}$



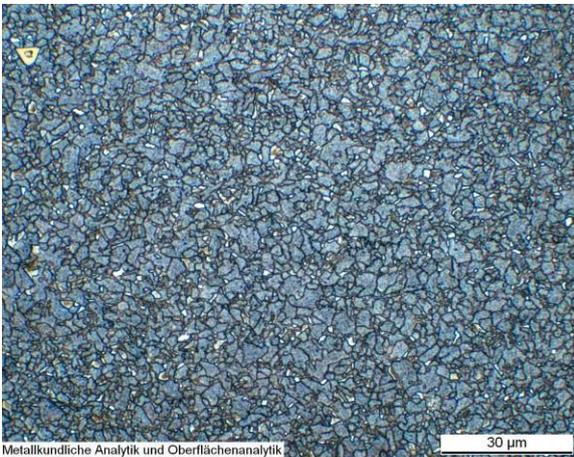
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 42: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1249,8 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{8/5} = 25,8 \text{ s}$



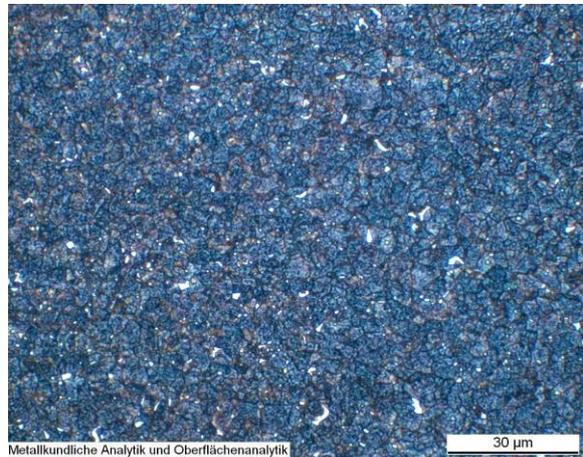
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 43: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1158,2 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 5,9 \text{ s}$



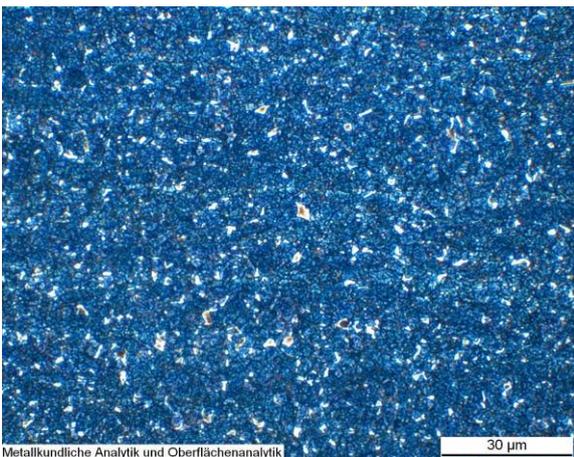
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 44: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1168,1 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 24,2 \text{ s}$



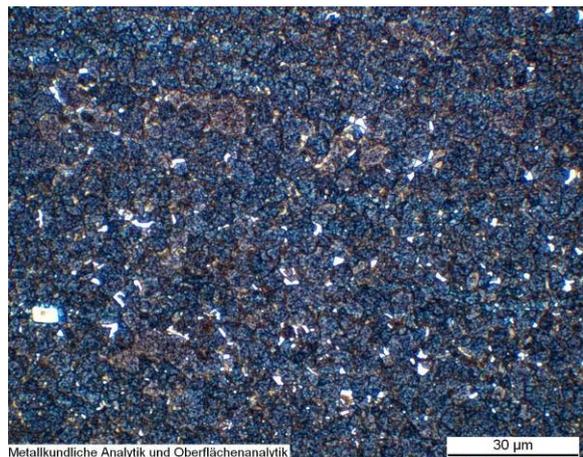
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 45: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1031,2 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 6,3 \text{ s}$



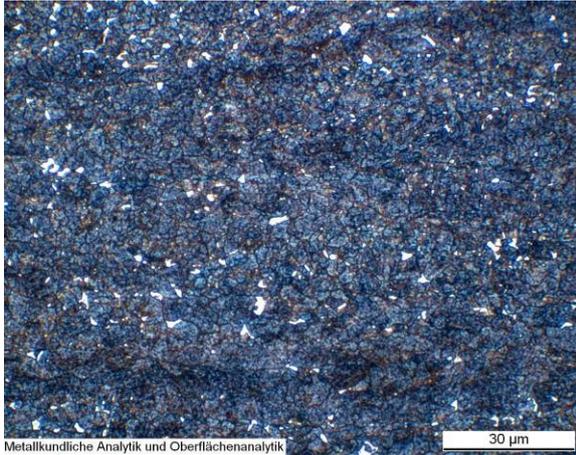
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 46: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1050,6 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 22,9 \text{ s}$



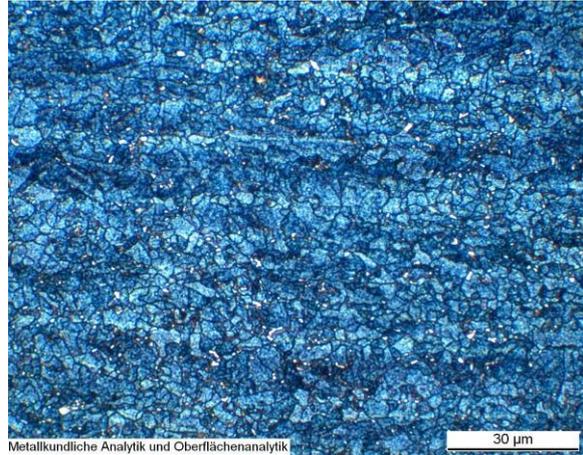
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 47: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 956,4 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 6,0 \text{ s}$



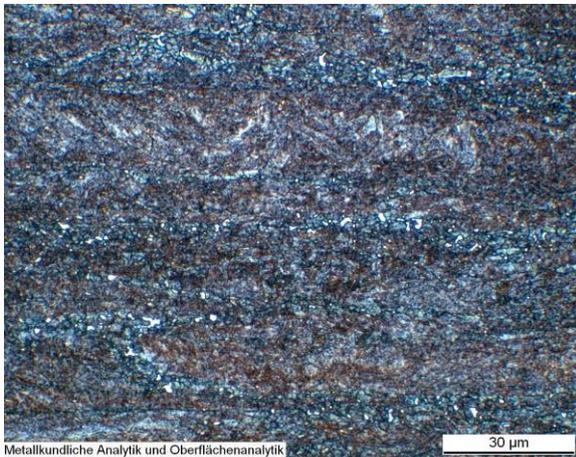
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 48: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 952,3 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 23,6 \text{ s}$



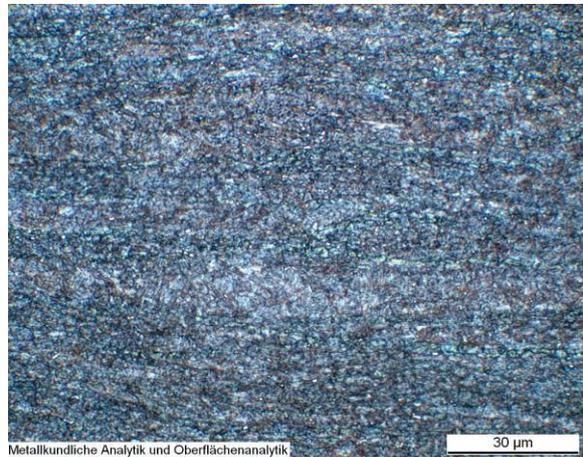
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 49: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 852,8 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 6,0 \text{ s}$



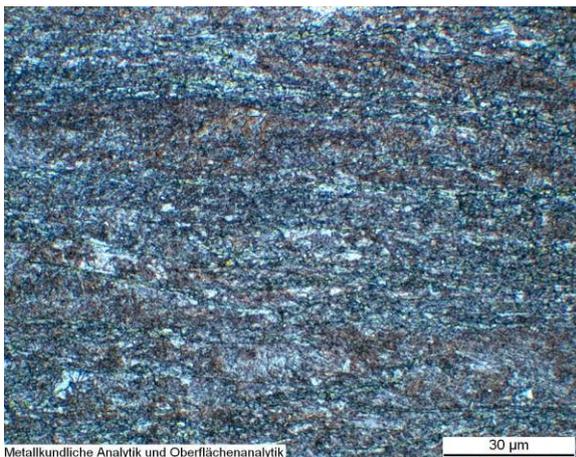
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 50: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 849,5 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 23,8 \text{ s}$



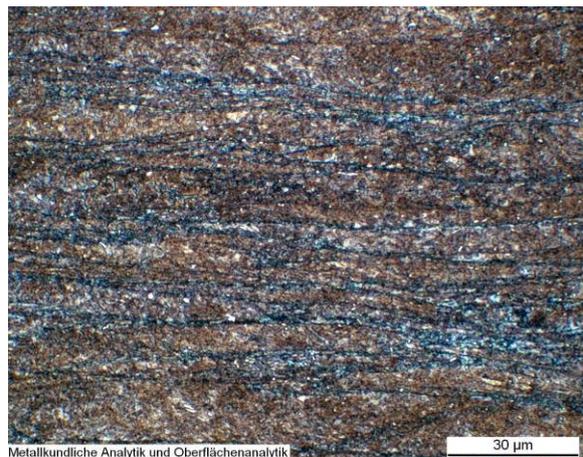
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 51: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 809,6 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 7,3 \text{ s}$



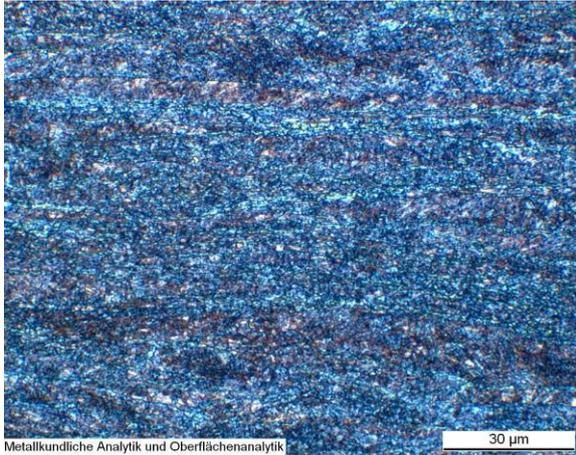
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 52: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 811,7 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 25,0 \text{ s}$



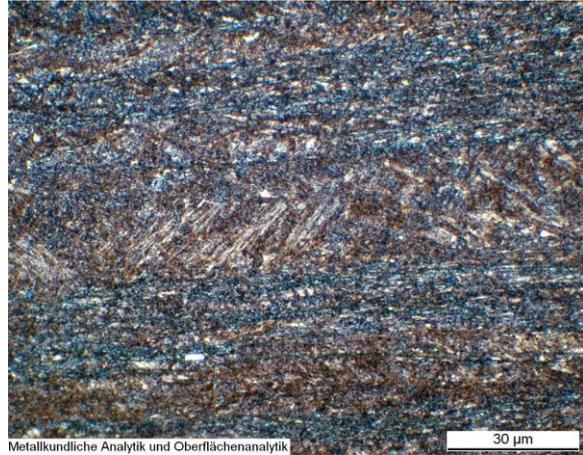
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 53: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 759,7 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 5 \text{ s}$



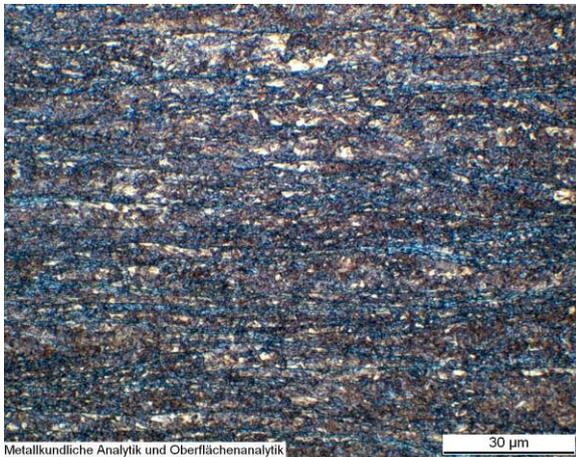
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 54: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 749,1 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 25 \text{ s}$



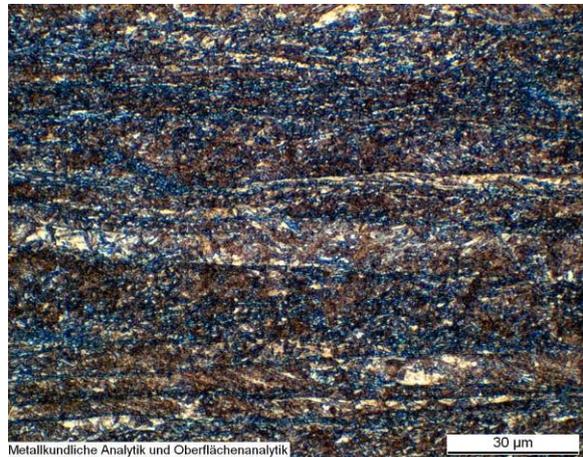
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 55: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 696,8 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5 \text{ s}$



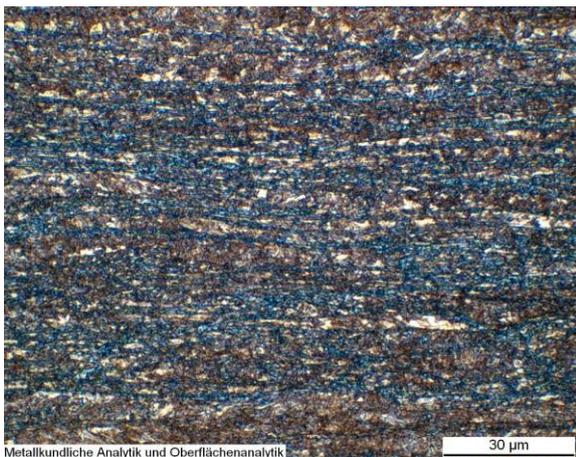
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 56: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 710,7 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 25 \text{ s}$



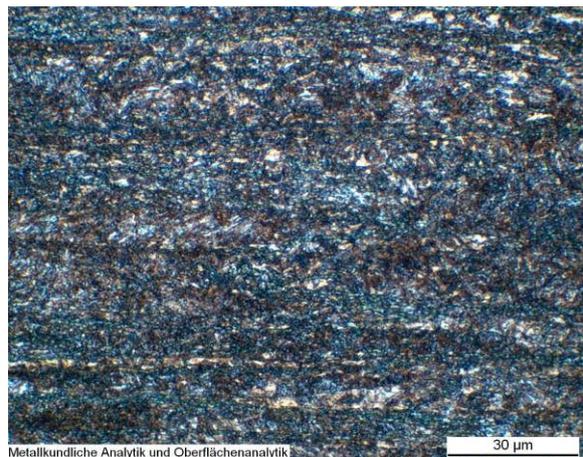
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 57: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 599,5 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5 \text{ s}$



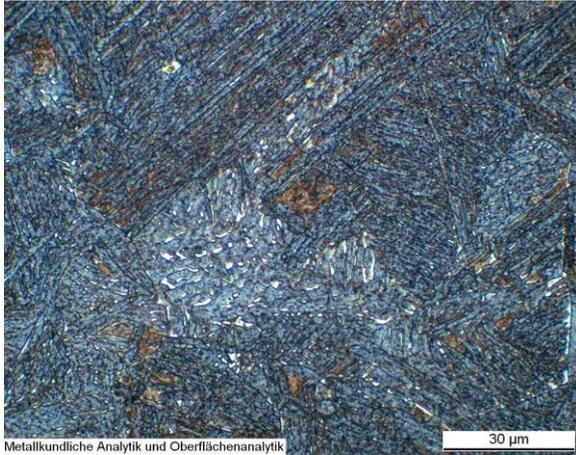
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 58: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 612,5 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 25 \text{ s}$



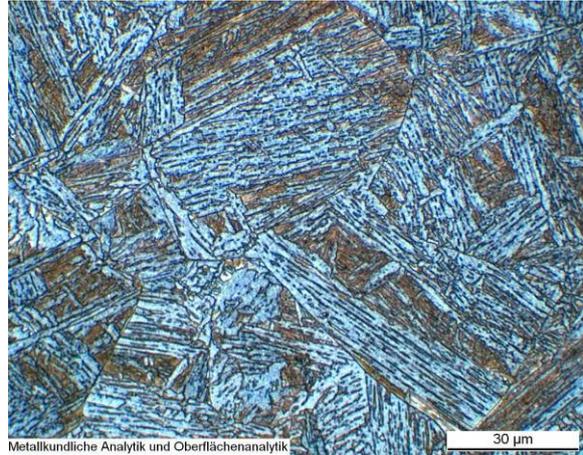
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 59: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 401,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5 \text{ s}$



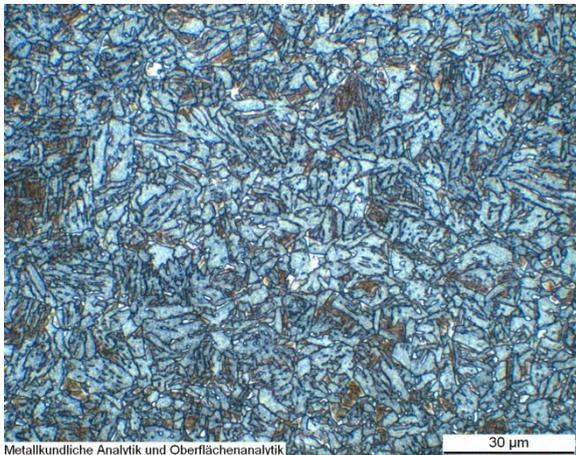
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 60: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 405,1 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 25 \text{ s}$



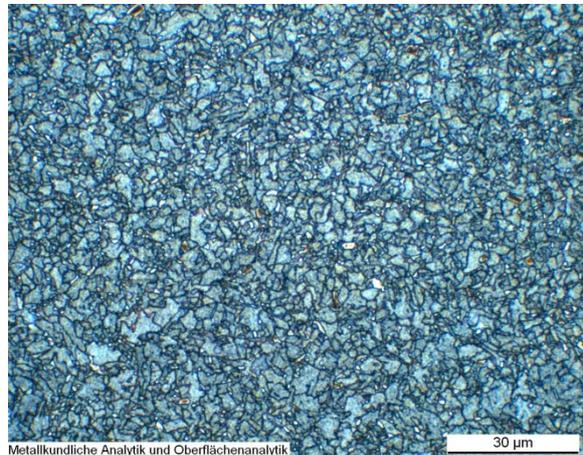
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 61: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1293,3 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 3,1 \text{ s}$



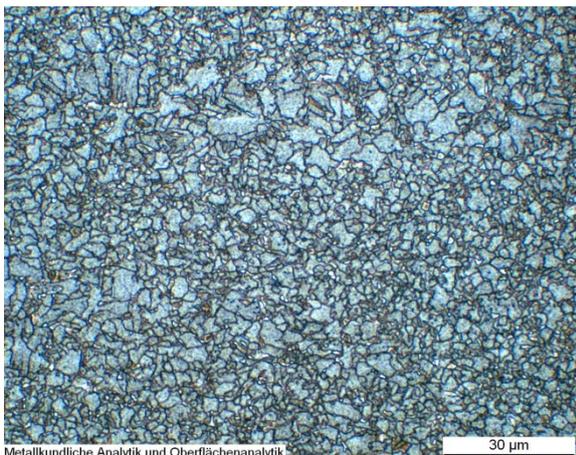
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 62: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1251,7 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 3,3 \text{ s}$



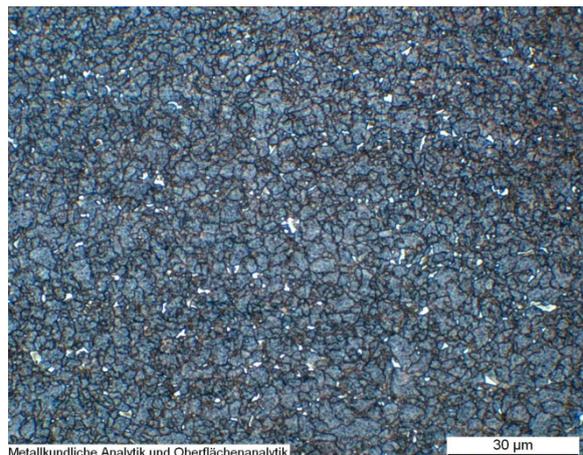
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 63: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1157,2 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 3,9 \text{ s}$



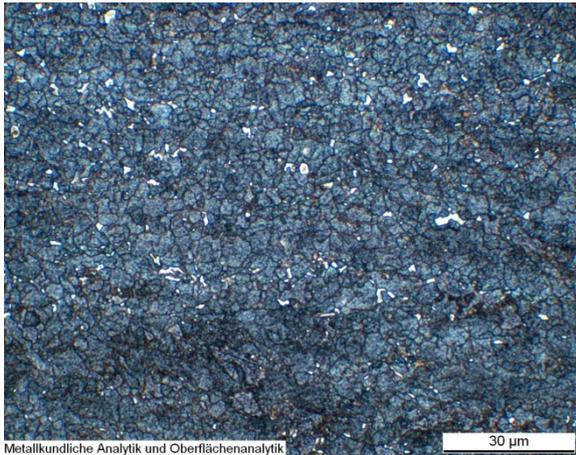
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 64: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1042,9 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 4,0 \text{ s}$



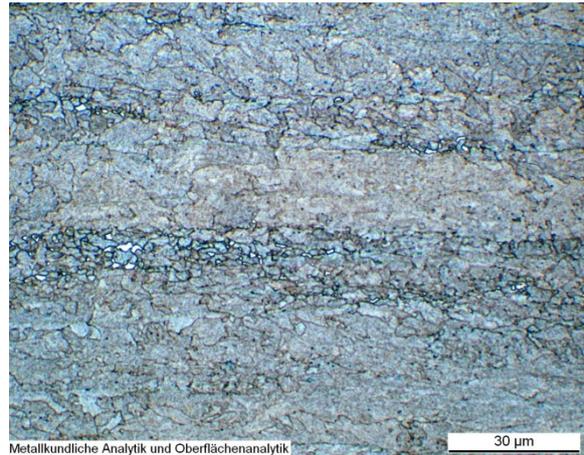
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 65: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 945,1 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 4,8 \text{ s}$



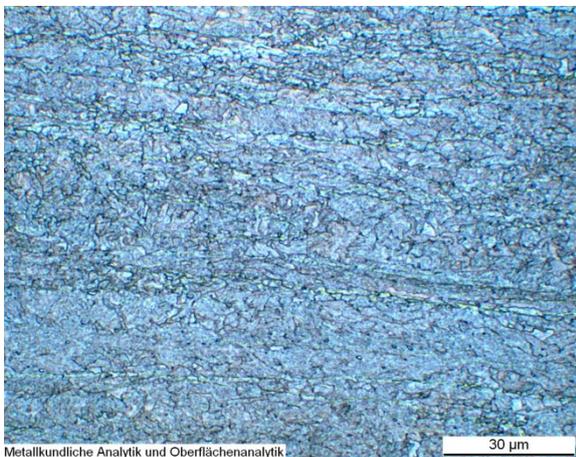
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 66: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 907,8 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 4,7 \text{ s}$



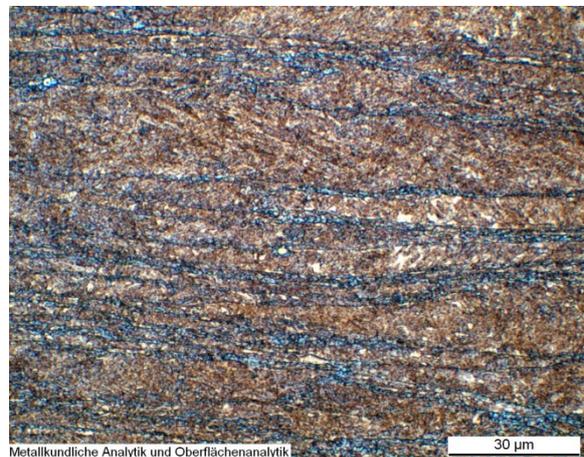
Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 67: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 846,4 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{8/5} = 4,7 \text{ s}$



Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 68: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 801,6 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{8/5} = 4,6 \text{ s}$



Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 69: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 745,3 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{8/5} = 3 \text{ s}$



Metallkundliche Analytik und Oberflächenanalytik
Abbildung C 70: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 694,3 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{8/5} = 3 \text{ s}$

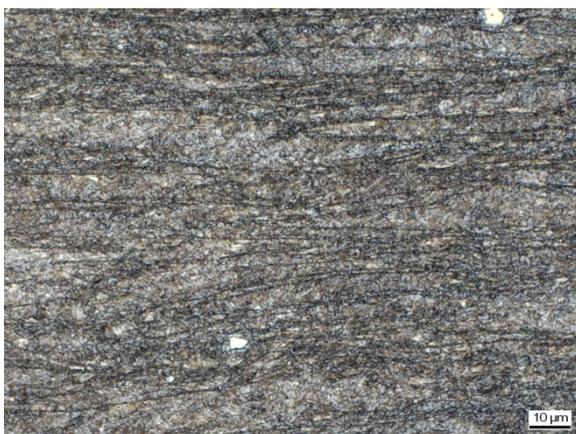


Abbildung C 71: Grundwerkstoff (S 700MC, Blechdicke 12mm)

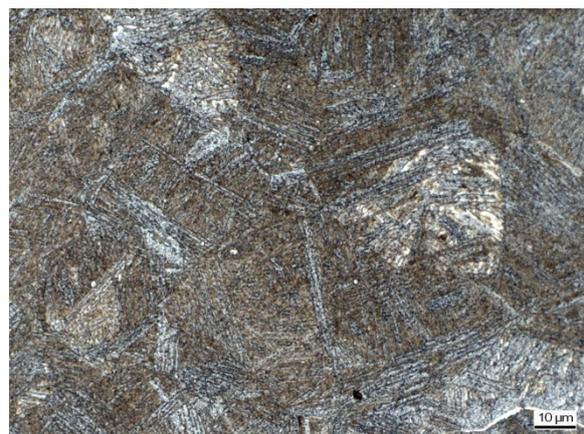


Abbildung C 72: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 1373,3 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{8/5} = 4,8 \text{ s}$

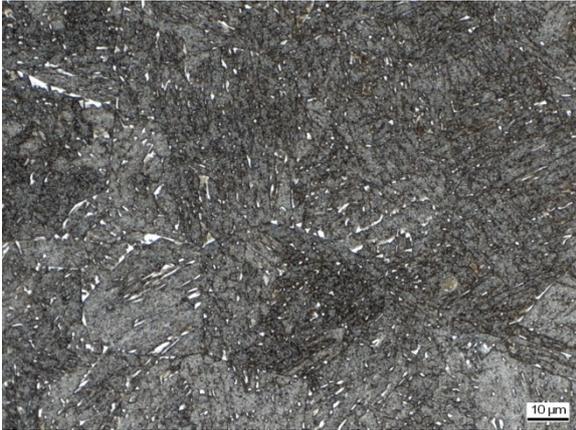


Abbildung C 73: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 1290,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 28,1 \text{ s}$

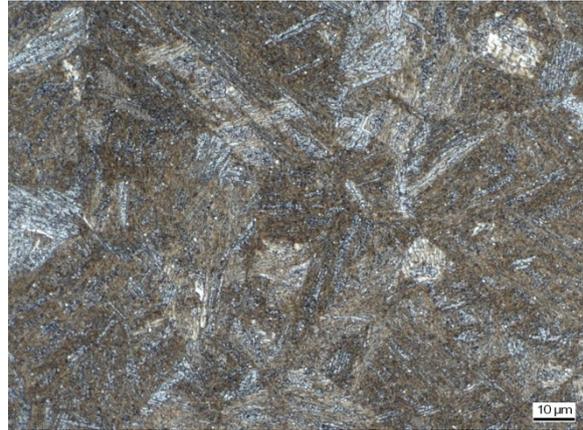


Abbildung C 74: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 1230,0 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5,1 \text{ s}$



Abbildung C 75: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 1243,0 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 27,6 \text{ s}$



Abbildung C 76: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 1123,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5,5 \text{ s}$

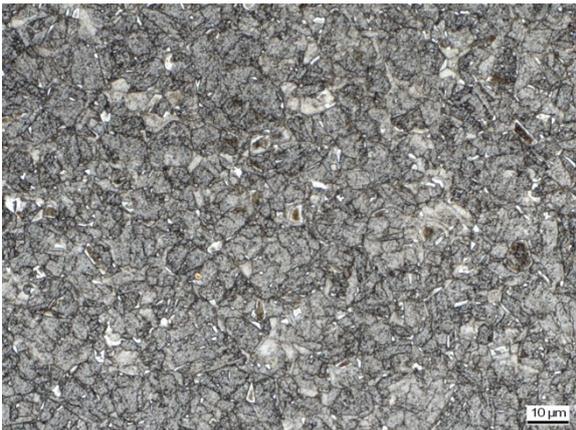


Abbildung C 77: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 1135,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 24,0 \text{ s}$



Abbildung C 78: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 1091,1 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5,8 \text{ s}$



Abbildung C 79: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 1088,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 24,8 \text{ s}$



Abbildung C 80: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 927,0 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,1 \text{ s}$



Abbildung C 81: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 939,1 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 26,4 \text{ s}$

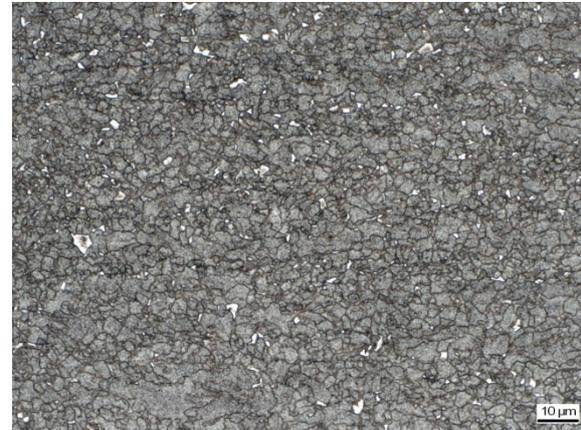


Abbildung C 82: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 838,0 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,5 \text{ s}$



Abbildung C 83: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 830,2 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 20,1 \text{ s}$



Abbildung C 84: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 788,1 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5,1 \text{ s}$



Abbildung C 85: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 806,2 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 21,3 \text{ s}$



Abbildung C 86: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 739,0 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 7,3 \text{ s}$



Abbildung C 87: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 734,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 20,4 \text{ s}$



Abbildung C 88: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 702,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 7,5 \text{ s}$



Abbildung C 89: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 691,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 19,9 \text{ s}$



Abbildung C 90: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 594,1 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 8,1 \text{ s}$



Abbildung C 91: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 593,2 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 18,1 \text{ s}$



Abbildung C 92: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 381,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5 \text{ s}$



Abbildung C 93: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 392,2 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 25 \text{ s}$

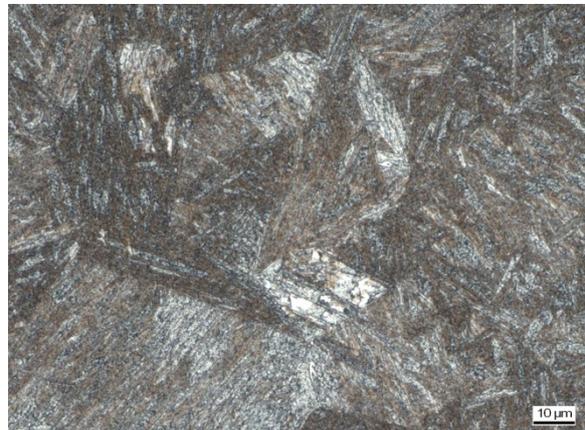


Abbildung C 94: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 1293,2 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 3,1 \text{ s}$

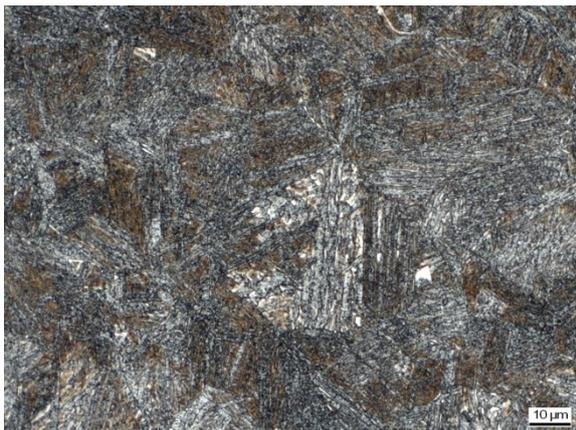


Abbildung C 95: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 1220,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 3,3 \text{ s}$

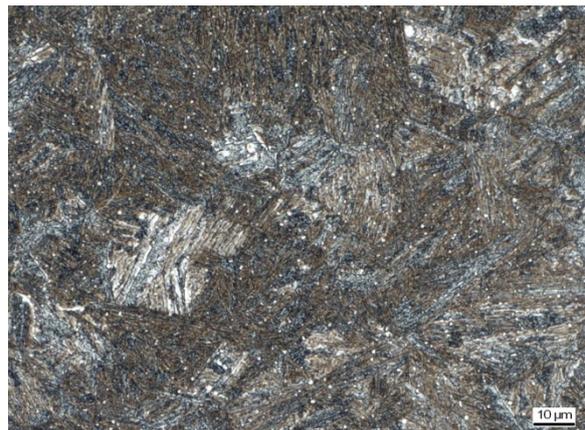


Abbildung C 96: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 1129,3 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 3,6 \text{ s}$



Abbildung C 97: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 1031,5 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 3,9 \text{ s}$



Abbildung C 98: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 978,6 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 4,1 \text{ s}$



Abbildung C 99: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 911,1 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 4,5 \text{ s}$



Abbildung C 100: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 826,9 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 4,5 \text{ s}$



Abbildung C 101: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 792,2 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 4,3 \text{ s}$



Abbildung C 102: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 706,4 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 4,8 \text{ s}$



Abbildung C 103: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1)=992,6^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1)=6,4\text{ s}$, $T_{\max}(2)=1330,5^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2)=5,2\text{ s}$



Abbildung C 104: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1)=962,2^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1)=6,5\text{ s}$, $T_{\max}(2)=954,5^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2)=6,3\text{ s}$



Abbildung C 105: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1)=969,2^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1)=6,4\text{ s}$, $T_{\max}(2)=730,6^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2)=5,0\text{ s}$



Abbildung C 106: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1)=729,4^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1)=5,0\text{ s}$, $T_{\max}(2)=1234,8^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2)=6,1\text{ s}$

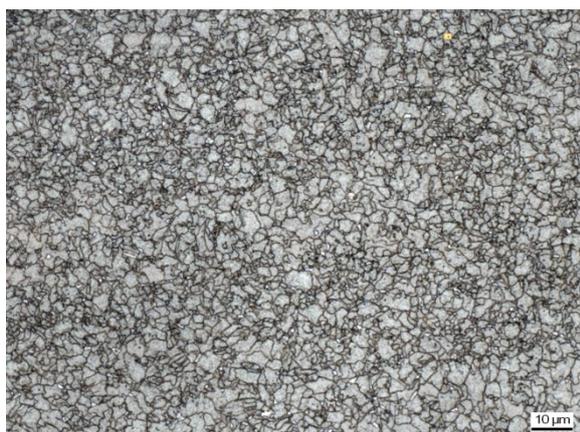


Abbildung C 107: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1)=727,9^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1)=5,0\text{ s}$, $T_{\max}(2)=951,2^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2)=6,2\text{ s}$



Abbildung C 108: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1)=728,7^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1)=5,0\text{ s}$, $T_{\max}(2)=734,6^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2)=5,0\text{ s}$



Abbildung C 109: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1170,7^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1) = 28,5$ s, $T_{\max}(2) = 1280,7^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2) = 30,9$ s



Abbildung C 110: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1260,1^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1) = 30,5$ s, $T_{\max}(2) = 1019,9^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2) = 26,3$ s



Abbildung C 111: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1320,6^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1) = 28,5$ s, $T_{\max}(2) = 762,9^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2) = 25,0$ s

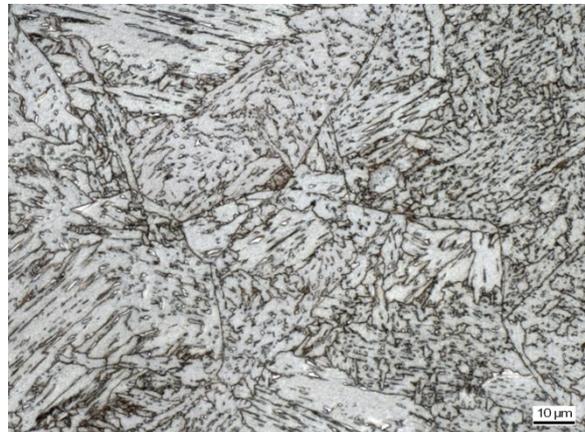


Abbildung C 112: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 988,0^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1) = 22,8$ s, $T_{\max}(2) = 1246,6^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2) = 29,4$ s



Abbildung C 113: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 953,6^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1) = 23,7$ s, $T_{\max}(2) = 942,6^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2) = 22,4$ s



Abbildung C 114: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1101,7^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1) = 24,4$ s, $T_{\max}(2) = 750,0^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2) = 25,0$ s

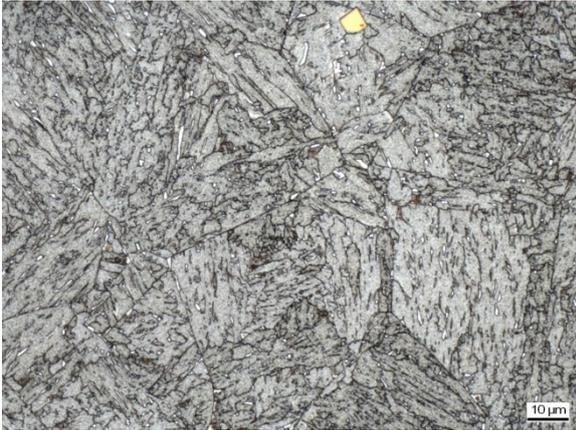


Abbildung C 115: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1)=734,0^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1)=25,0\text{ s}$, $T_{\max}(2)=1305,2^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2)=27,8\text{ s}$



Abbildung C 116: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1)=732,2^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1)=25,0\text{ s}$, $T_{\max}(2)=967,8^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2)=22,8\text{ s}$



Abbildung C 117: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1)=743,7^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(1)=25,0\text{ s}$, $T_{\max}(2)=737,2^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5}(2)=25,0\text{ s}$

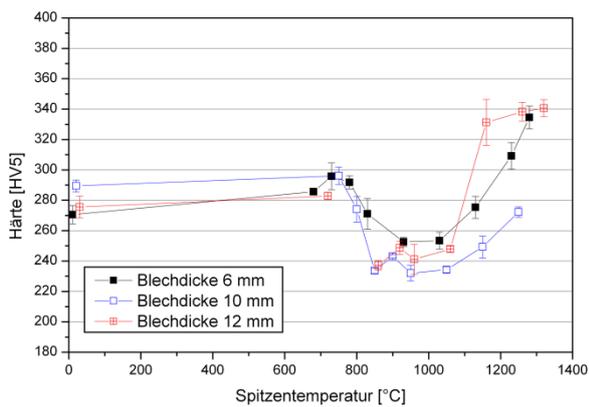


Abbildung C 118: Härte über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3\text{ s}$ (S 700MC)

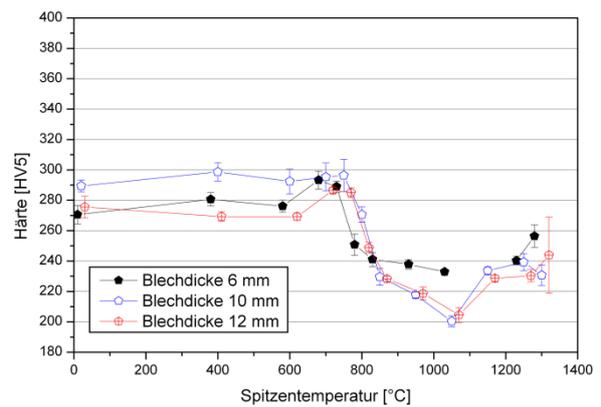


Abbildung C 119: Härte über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25\text{ s}$ (S 700MC)

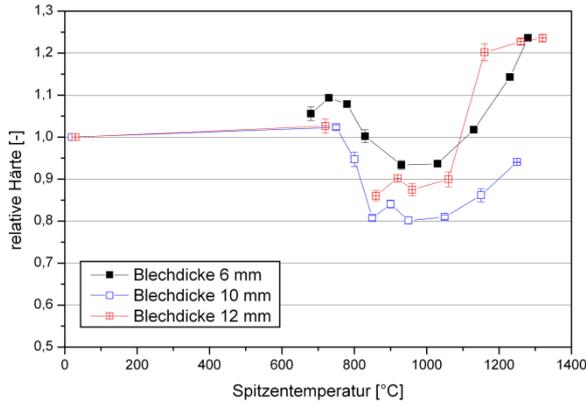


Abbildung C 120: relative Härte über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3s$ (S 700MC)

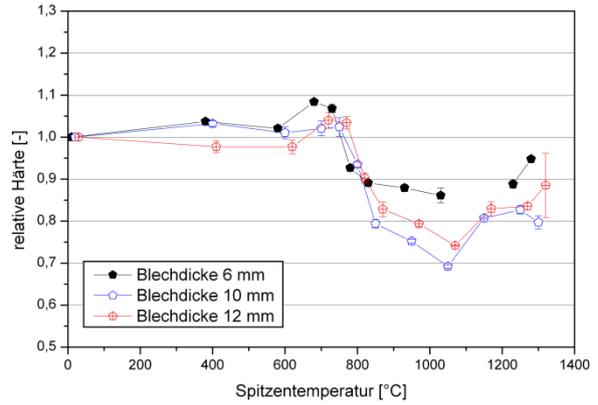


Abbildung C 121: relative Härte über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25s$ (S 700MC)

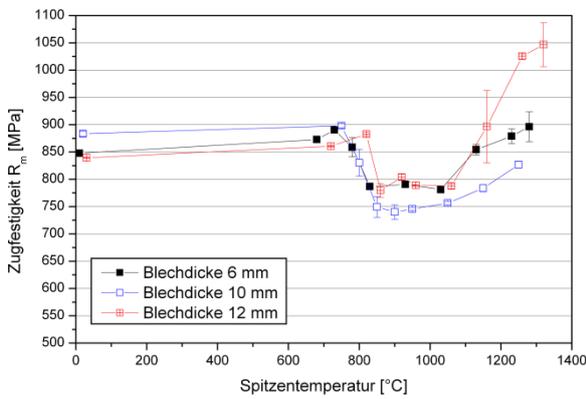


Abbildung C 122: Zugfestigkeit über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3s$ (S 700MC)

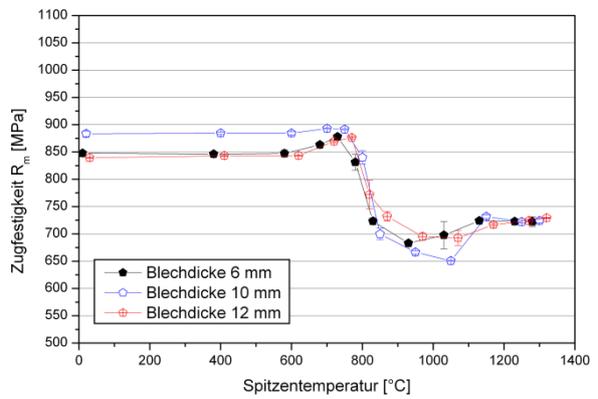


Abbildung C 123: Zugfestigkeit über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25s$ (S 700MC)

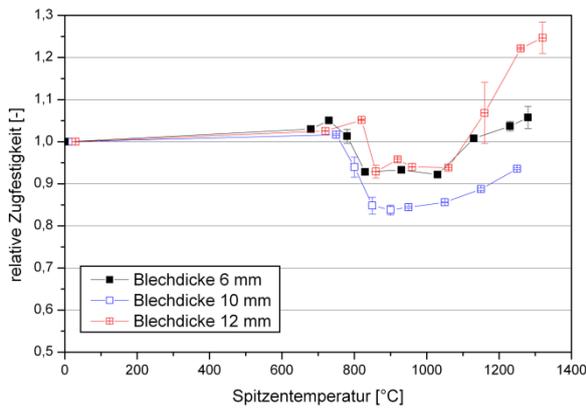


Abbildung C 124: relative Zugfestigkeit über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3s$ (S 700MC)

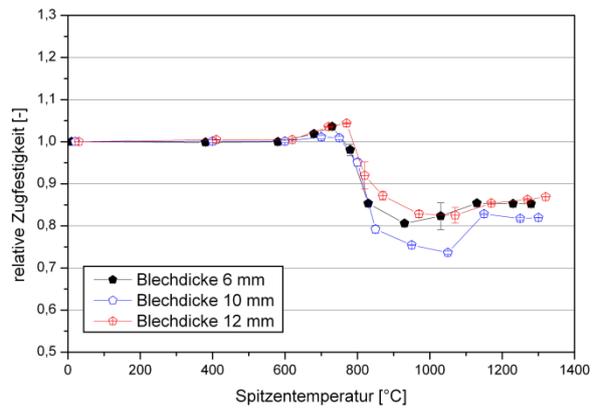


Abbildung C 125: relative Zugfestigkeit über Spitzentemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25s$ (S 700MC)

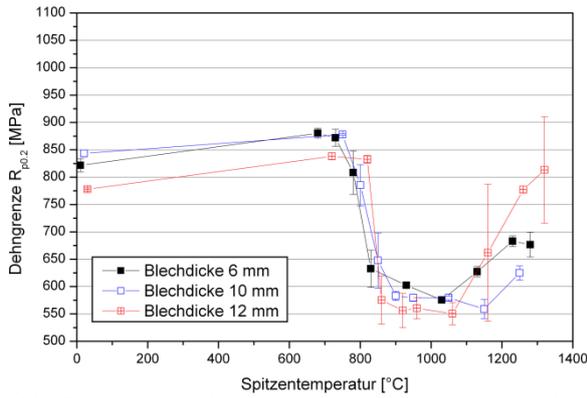


Abbildung C 126: Dehngrenze über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3s$ (S 700MC)

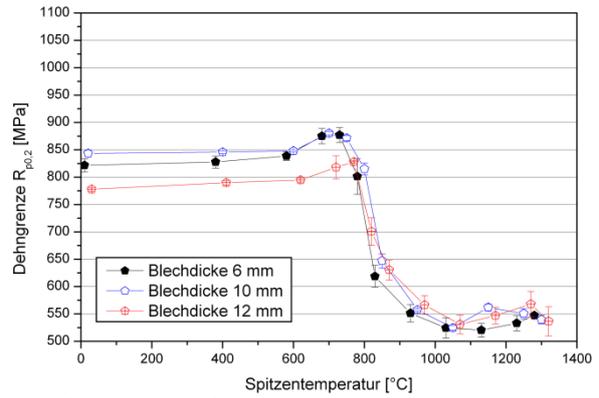


Abbildung C 127: Dehngrenze über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25s$ (S 700MC)

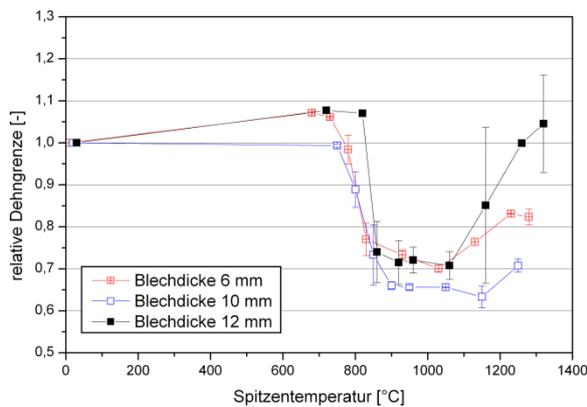


Abbildung C 128: relative Dehngrenze über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3s$ (S 700MC)

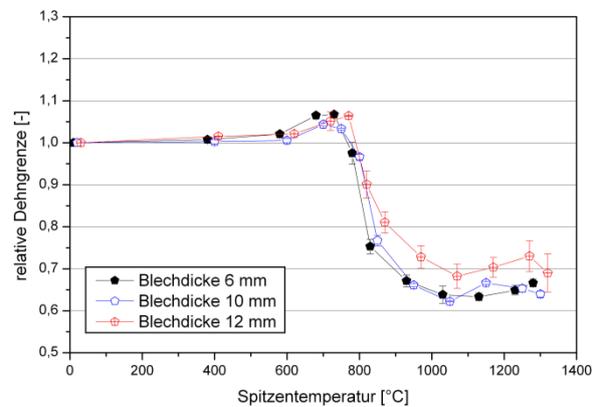


Abbildung C 129: relative Dehngrenze über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25s$ (S 700MC)

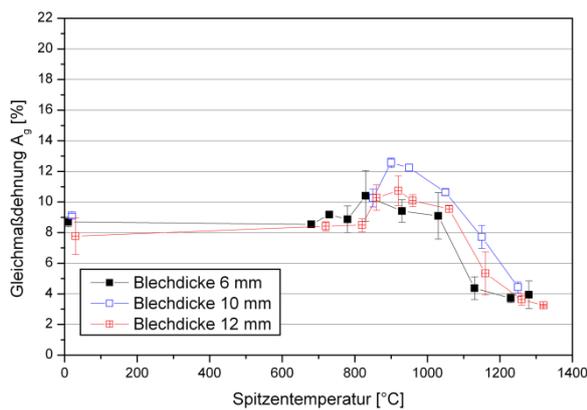


Abbildung C 130: Gleichmaßdehnung über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3s$ (S 700MC)

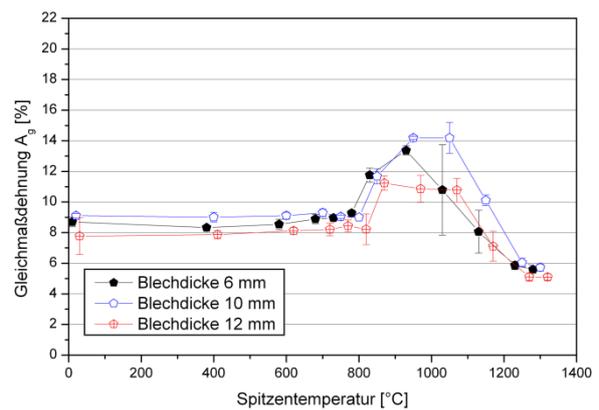


Abbildung C 131: Gleichmaßdehnung über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25s$ (S 700MC)

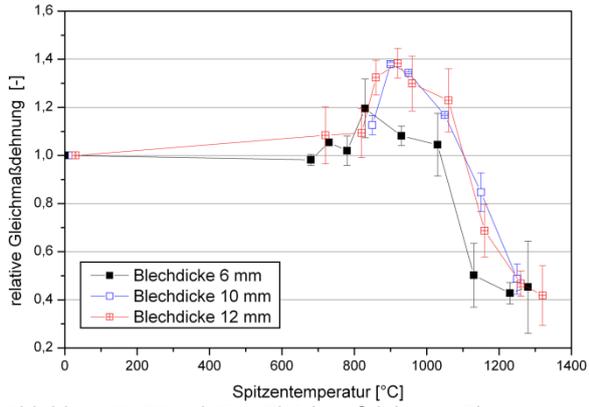


Abbildung C 132: relative Gleichmaßdehnung über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3\text{s}$ (S 700MC)

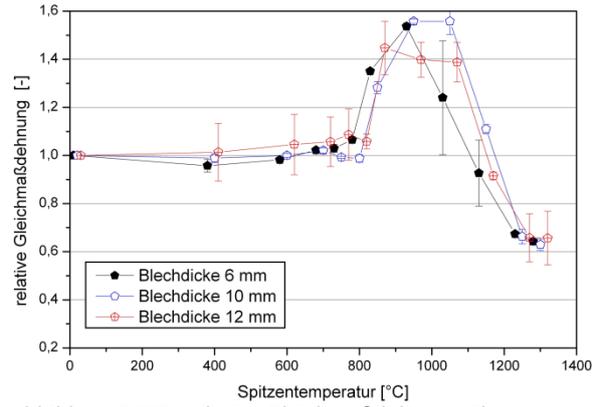


Abbildung C 133: relative Gleichmaßdehnung über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25\text{s}$ (S 700MC)

Abbildungsverzeichnis C

Abbildung C 1: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1372,7 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 10,3 \text{ s}$	C 1
Abbildung C 2: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1371,5 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 17,6 \text{ s}$	C 1
Abbildung C 3: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1280,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 22,3 \text{ s}$	C 1
Abbildung C 4: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1347,0 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 28,1 \text{ s}$	C 1
Abbildung C 5: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1258,8 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5,3 \text{ s}$	C 1
Abbildung C 6: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1260,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 27,3 \text{ s}$	C 1
Abbildung C 7: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1175,3 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 4,7 \text{ s}$	C 2
Abbildung C 8: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1145,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 11,0 \text{ s}$	C 2
Abbildung C 9: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1128,7 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 13,8 \text{ s}$	C 2
Abbildung C 10: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1158,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 18,9 \text{ s}$	C 2
Abbildung C 11: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1191,7 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 25,3 \text{ s}$	C 2
Abbildung C 12: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1040,5 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,3 \text{ s}$	C 2
Abbildung C 13: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1042,5 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 21,4 \text{ s}$	C 3
Abbildung C 14: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 977,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 10,5 \text{ s}$	C 3
Abbildung C 15: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 976,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 14,3 \text{ s}$	C 3
Abbildung C 16: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 998,7 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 18,6 \text{ s}$	C 3
Abbildung C 17: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 972,7 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 22,2 \text{ s}$	C 3
Abbildung C 18: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 861,5 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,6 \text{ s}$	C 3
Abbildung C 19: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 882,2 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 22,2 \text{ s}$	C 4
Abbildung C 20: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 804,3 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,6 \text{ s}$	C 4
Abbildung C 21: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 816,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 21,2 \text{ s}$	C 4
Abbildung C 22: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 744,3 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 20,1 \text{ s}$	C 4
Abbildung C 23: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 705,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,4 \text{ s}$	C 4
Abbildung C 24: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 705,2 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 26,7 \text{ s}$	C 4
Abbildung C 25: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 608,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,7 \text{ s}$	C 5
Abbildung C 26: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 609,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 18,7 \text{ s}$	C 5
Abbildung C 27: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 400 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5 \text{ s}$	C 5
Abbildung C 28: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 400 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 25 \text{ s}$	C 5
Abbildung C 29: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1294,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 2,8 \text{ s}$	C 5
Abbildung C 30: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1271,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 3,1 \text{ s}$	C 5
Abbildung C 31: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1155,2 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 3,1 \text{ s}$	C 6
Abbildung C 32: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 1056,3 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 3,5 \text{ s}$	C 6
Abbildung C 33: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 961,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 3,6 \text{ s}$	C 6
Abbildung C 34: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 899,5 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 3,6 \text{ s}$	C 6
Abbildung C 35: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 879,0 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 4,3 \text{ s}$	C 6
Abbildung C 36: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 762,0 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 4,8 \text{ s}$	C 6
Abbildung C 37: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 6 mm), $T_{\max} = 702,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 4,8 \text{ s}$	C 7
Abbildung C 38: Grundwerkstoff (S 700MC, Blechdicke 10 mm)	C 7
Abbildung C 39: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1286,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,4 \text{ s}$	C 7
Abbildung C 40: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1303,9 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 26,8 \text{ s}$	C 7
Abbildung C 41: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1266,2 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,2 \text{ s}$	C 7
Abbildung C 42: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1249,8 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 25,8 \text{ s}$	C 7
Abbildung C 43: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1158,2 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 5,9 \text{ s}$	C 8
Abbildung C 44: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1168,1 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 24,2 \text{ s}$	C 8
Abbildung C 45: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1031,2 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,3 \text{ s}$	C 8
Abbildung C 46: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 1050,6 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 22,9 \text{ s}$	C 8
Abbildung C 47: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 956,4 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,0 \text{ s}$	C 8
Abbildung C 48: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 952,3 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 23,6 \text{ s}$	C 8
Abbildung C 49: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10mm), $T_{\max} = 852,8 \text{ °C}$, $t_{8/5} = 6,0 \text{ s}$	C 9

Abbildung C 102: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 12mm), $T_{\max} = 706,4\text{ °C}$, $t_{8/5} = 4,8\text{ s}$	C 17
Abbildung C 103: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 992,6\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 6,4\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 1330,5\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 5,2\text{ s}$	C 18
Abbildung C 104: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 962,2\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 6,5\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 954,5\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 6,3\text{ s}$	C 18
Abbildung C 105: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 969,2\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 6,4\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 730,6\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 5,0\text{ s}$	C 18
Abbildung C 106: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 729,4\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 5,0\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 1234,8\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 6,1\text{ s}$	C 18
Abbildung C 107: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 727,9\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 5,0\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 951,2\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 6,2\text{ s}$	C 18
Abbildung C 108: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 728,7\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 5,0\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 734,6\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 5,0\text{ s}$	C 18
Abbildung C 109: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1170,7\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 28,5\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 1280,7\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 30,9\text{ s}$	C 19
Abbildung C 110: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1260,1\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 30,5\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 1019,9\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 26,3\text{ s}$	C 19
Abbildung C 111: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1320,6\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 28,5\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 762,9\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 25,0\text{ s}$	C 19
Abbildung C 112: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 988,0\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 22,8\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 1246,6\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 29,4\text{ s}$	C 19
Abbildung C 113: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 953,6\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 23,7\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 942,6\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 22,4\text{ s}$	C 19
Abbildung C 114: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 1101,7\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 24,4\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 750,0\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 25,0\text{ s}$	C 19
Abbildung C 115: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 734,0\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 25,0\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 1305,2\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 27,8\text{ s}$	C 20
Abbildung C 116: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 732,2\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 25,0\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 967,8\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 22,8\text{ s}$	C 20
Abbildung C 117: WEZ Simulation (S 700MC, Blechdicke 10 mm), $T_{\max}(1) = 743,7\text{ °C}$, $t_{8/5}(1) = 25,0\text{ s}$, $T_{\max}(2) = 737,2\text{ °C}$, $t_{8/5}(2) = 25,0\text{ s}$	C 20
Abbildung C 118: Härte über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3\text{ s}$ (S 700MC)	C 20
Abbildung C 119: Härte über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25\text{ s}$ (S 700MC)	C 20
Abbildung C 120: relative Härte über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3\text{ s}$ (S 700MC)	C 21
Abbildung C 121: relative Härte über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25\text{ s}$ (S 700MC)	C 21
Abbildung C 122: Zugfestigkeit über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3\text{ s}$ (S 700MC)	C 21
Abbildung C 123: Zugfestigkeit über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25\text{ s}$ (S 700MC)	C 21
Abbildung C 124: relative Zugfestigkeit über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3\text{ s}$	C 21
Abbildung C 125: relative Zugfestigkeit über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25\text{ s}$	C 21
Abbildung C 126: Dehngrenze über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3\text{ s}$ (S 700MC)	C 22
Abbildung C 127: Dehngrenze über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25\text{ s}$ (S 700MC)	C 22
Abbildung C 128: relative Dehngrenze über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3\text{ s}$	C 22
Abbildung C 129: relative Dehngrenze über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25\text{ s}$	C 22
Abbildung C 130: Gleichmaßdehnung über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3\text{ s}$	C 22
Abbildung C 131: Gleichmaßdehnung über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25\text{ s}$	C 22
Abbildung C 132: relative Gleichmaßdehnung über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 3\text{ s}$	C 23
Abbildung C 133: relative Gleichmaßdehnung über Spitztemperatur bei einer Abkühlzeit $t_{8/5} = 25\text{ s}$	C 23