Untersuchung der Mikrorissbildung beim Schweißen hochfester Feinkornbaustähle

vorgelegt von

Dipl.-Ing.

Christoph Heinze

geb. in Leipzig

von der Fakultät Verkehrs- und Maschinensysteme

der Technischen Universität Berlin

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften

- Dr.-Ing. -

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. J. Krüger

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. M. Rethmeier

Gutachter: Prof. Dr. techn. P. Mayr

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 13. November 2014

Berlin 2014

Für meine Familie

Vorwort

Die vorliegende Arbeit ist im Fachbereich 9.3 „Schweißtechnische Fertigungsverfahren“ an der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung verfasst worden.

Großen Dank möchte ich Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier für seine stetige Förderung, engagierte Betreuung und die Erstellung des Hauptgutachtens aussprechen.

Herrn Prof. Dr. techn. Peter Mayr gilt mein Dank für die Anfertigung des Zweitgutachtens.

Weiterhin bin ich Herrn Dr.-Ing. Andreas Pittner für seine sehr gute fachliche Betreuung zu außerordentlichem Dank verpflichtet.

Mein besonderer Dank gilt allen Fachbereichsmitglieder der Fachbereich 9.3 und 9.4 der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, die mich bei der Erstellung dieser Arbeit unterstützten. Besonders hervorzuheben sind dabei Herr Michael und Herr Brunow, die stets bei der Durchführung der Schweißexperimente mitwirkten. Die umfangreichen metallografischen Untersuchungen führten Fr. Marten und Fr. Stojkic durch, dafür vielen Dank.

Bedanken möchte ich ebenfalls bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Thomas Böllinghaus für sein Interesse an der Arbeit und die fachlichen Diskussionen. Weiterer Dank gilt Dr. Axel Kranzmann für die Durchführung thermodynamischer Berechnungen, die in dieser Arbeit aufgeführt werden.

Ein großer Teil der Untersuchungen sind in weiteren Fachbereichen der BAM erfolgt, hiermit möchte ich mich auch bei diesen Kollegen für Ihre Unterstützung bedanken.

Der AiF Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen „Otto von Guericke“ e.V. sei für die finanzielle Unterstützung gedankt.

Nicht zuletzt gilt ein herzlicher Dank meinen lieben Eltern und vor allem meiner geschätzten Lebensgefährtin Franzi, die mich stets bei der Ausarbeitung dieser Arbeit unterstützt und bestärkt hat.

Christoph Heinze Berlin, 13. November 2014

Zusammenfassung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit ist die Untersuchung der Mikrorissbildung beim Schweißen von hochfesten Feinkornbaustählen durchgeführt worden. Innerhalb des experimentellen Teils ist insbesondere der hochfeste Feinkornbaustahl S960QL mit einer Blechdicke von 20 mm verschweißt worden. Die besonderen Rahmenbedingungen unter Verwendung des modifizierten Sprühlichtbogens: kleiner Nahtöffnungswinkel, hohe Stromstärke, geringe Raupen- bzw. Lagenanzahl und kleines Nahtbreite:Nahtdicken-Verhältnis stellen eine Herausforderung für die verwendeten Grund- und Zusatzwerkstoffe dar. Das Auftreten von Mikrorissen ist ein Indiz für die kritische Prozessführung im Zusammenhang mit den eingesetzten Werkstoffen, wobei sich diese Erkenntnis nicht auf den modifizieren Sprühlichtbogen begrenzt, da auch Sprühlichtbogenschweißungen Mikrorisse aufweisen.

Die Untersuchung von verschiedenen Grund- und Zusatzwerkstoffen zeigt auf, dass es sich nicht um spezielle Versuchswerkstoffe mit unterdurchschnittlichen Eigenschaften handelt, vielmehr ist ein systematisches Auftreten von Mikrorissen unter Beachtung verschiedener Ausgangswerkstoffchargen in den gleichen Festigkeitsklassen festgestellt worden. Die umfangreiche Analyse der Mikrorisse umfasst mikrostrukturelle Untersuchungen im Licht-, Rasterelektronen- und Augerelektronenmikroskop sowie die Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehalts, Schallemissionsmessung, mechanisch-technologische Kennwertbestimmung und thermodynamische Berechnungen. Die Hauptversuche an zweilagig geschweißten 20 mm dickem S960QL erfolgte unter Anwendung der statistischen Versuchsplanung und konnten einen signifikanten Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Mikrorissanzahl der zweiten Lagen feststellen. Die weiteren untersuchten Faktoren: Vorwärmtemperatur, Drahtvorschubgeschwindigkeit und Nahtöffnungswinkel zeigten keine signifikanten Effekte auf die Mikrorissanzahl mit Bezug auf den untersuchten Parameterraum.

Die genannten Analysemethoden führten zur Einordnung der vorliegenden Mikrorisse als Heißrisse. Die Resultate der Arbeit lassen es zu drei wesentliche Einflussgrößen auf die Mikrorissbildung herauszustellen. Zum einen ist das Einbrandprofil (kleines Nahtbreite:Nahtdicke-Verhältnis) und die sich ergebenden Spannungs- bzw. Dehnungszustände, vor allem in Nahtdickenrichtung, ausschlaggebend. Zum anderen wirkt sich der hohe Energieeintrag auf die Erstarrungsvorgänge aus und verändert die Dendritenmorphologie sowie das Seigerungsverhalten negativ, so dass die Heißrissbildung unterstützt wird. Letztlich trägt auch die Qualität bzw. chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes zur Heißrissempfindlichkeit von hochfesten Feinkornbaustählen bei.

Mikrorissfreie Schweißungen konnten durch verschiedene Anpassungen, welche sich prozesstechnisch gegenseitig bedingen können, erzeugt werden. Diese Anpassungen umfassen das Einbrandprofil, die Erhöhung der Raupenanzahl, die Reduzierung der Schweißgeschwindigkeit und die Auswahl des Grundwerkstoffs.

Abstract

Within in the present dissertation, the investigation of microcracks due to welding of high-strength fine-grained structural steels was performed. Basically, the steel grade S960QL was welded with a thickness of 20 mm. The special conditions: small weld groove angle, high welding current, reduced number of beads and small weld width-to-depth-ratio express a challenge for the used base and filler metals. The occurrence of microcracks is an indication for the critical process control regarding the used materials.

The investigation of different base and filler metals shows that there is a systematic occurrence of microcracks throughout different material heats for several steel grades. The further analysis includes microscopic investigations, determination of the diffusible hydrogen content, acoustic emission testing, mechanical testing and thermodynamic calculations. The main weld tests were performed on 20 mm S960QL under consideration of design of experiments. Resulting from these tests, the welding speed could be determined to have a significant effect on the number of microcracks on the second bead of the conducted two bead weldment. Furthermore, the other parameter: preheat temperature, wire feeding speed and weld groove angle did not show any significant influence on the number of microcracks considering the applied parameter space.

The mentioned analysis allows the classification of the occurred microcracks as hot cracks. There are three major reasons, which affect the sensitivity of high-strength fine-grained structural steel to hot crack formation. Firstly, the weld bead profile is decisive because a small width-to-depth ratio results in higher stress and strain components in thickness direction supporting present hot crack formation. Secondly, the high heat input affects solidification and segregation assisting hot crack initiation. Finally, the quality of the base material in terms of homogeneity and tramp element content influences the hot crack formation.

Microcrack free welds could be conducted via multiple adjustments, which can affect each other, such as weld bead profile, higher bead number, reduced welding speed, and choice of base material.

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung 1

2 Stand der Technik 3

2.1 Feinkornbaustähle 3

2.1.1 Herstellungsvarianten 3

2.1.2 Umwandlungsverhalten 5

2.2 Normung mit Bezug auf Mikrorisse in Schweißverbindungen 12

2.3 Kaltrissverhalten 14

2.4 Heißrissverhalten 19

2.4.1 Thermische Schrumpfungsdifferenzen 22

2.4.2 Phasenumwandlungsbedingte Schrumpfungsdifferenzen 22

2.4.3 Erstarrungsmodus 23

2.4.4 Größe des Erstarrungsintervalls 24

2.5 Schweißtechnische Verarbeitung 29

2.5.1 Modifizierter Sprühlichtbogenprozess 31

2.6 Thermodynamische Berechnungen 32

2.7 Zusammenfassung zum Stand der Technik 33

3 Versuchsdurchführung 34

3.1 Experimentelle Versuchsdurchführung 34

3.1.1 Versuchswerkstoffe und Werkstoffkennwerte 34

3.1.2 Versuchsplanung und -aufbau 36

3.1.3 Mikrostrukturanalyse 42

3.1.4 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen 42

3.1.5 Elektronstrahlmikroanalyse 43

3.1.6 Augerelektronenmikroskopische Untersuchungen 43

3.1.7 Bestimmung des Wasserstoffgehaltes und Wasserstoffarmglühen 44

3.1.8 Schallemissionsprüfung 45

3.1.9 Mechanisch-technologische Schweißnahtprüfung 46

3.2 Bauteilähnliches Prüfstück 47

3.3 Thermodynamische Berechnungen 50

4 Ergebnisse 51
4.1 Experimentelle Ergebnisse 51
4.1.1 Versuchswerkstoffe und Werkstoffkennwerte 51
4.1.2 Mikrostrukturanalyse 51
4.1.3 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen 55
4.1.4 Elektronenstrahlmikroanalyse 56
4.1.5 Augerelektronenmikroskopische Untersuchungen 57
4.1.6 Bestimmung des Wasserstoffgehaltes und Wasserstoffarmglühen 60
4.1.7 Statistische Versuchsplanung 62
4.1.8 Schallemissionsprüfung 69
4.1.9 Mechanisch-technologische Schweißnahtprüfung 73
4.2 Bauteilähnliches Prüfstück 73
4.3 Thermodynamische Berechnungen 75
5 Diskussion der Ergebnisse 79
5.1 Experimentelle Ergebnisse 79
5.1.1 Versuchswerkstoff und Werkstoffkennwerte 79
5.1.2 Mikrostrukturanalyse 80
5.1.3 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen 82
5.1.4 Elektronenstrahlmikroanalyse 83
5.1.5 Augerelektronenmikroskopische Untersuchungen 84
5.1.6 Bestimmung des Wasserstoffgehaltes und Wasserstoffarmglühen 84
5.1.7 Statistische Versuchsplanung 85
5.1.8 Schallemissionsprüfung 87
5.1.9 Mechanisch-technologische Schweißnahtprüfung 89
5.2 Bauteilähnliches Prüfstück 89
5.3 Thermodynamische Berechnungen 89
5.4 Klärung der Mikrorissart 90
5.5 Vermeidung der Mikrorissbildung 92
6 Zusammenfassung 94
Literaturverzeichnis 96
Eigene Veröffentlichungen 105

Verwendete Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen

Lateinische Großbuchstaben

A	Fläche	mm^2
dT/dt	Abkühlgeschwindigkeit	$K \cdot s^{-1}$
dT/dx	Temperaturgradient senkrecht zur Naht	$K \cdot mm^{-1}$
D_L	Diffusionskoeffizient der Schmelze	$mm^2 \cdot s^{-1}$
E	Elastizitätsmodul	GPa
E	Streckenenergie	$kJ \cdot mm^{-1}$
F	Kraft	N
G	Temperaturgradient	$K \cdot mm^{-1}$
I	Strom	A
M_s	Martensitstarttemperatur	°C
R	Erstarrungsgeschwindigkeit	$mm \cdot s^{-1}$
R	Streckgrenze des Werkstoffes	MPa
$R_{eh,min}$	Minimale obere Streckgrenze des Werkstoffes	MPa
R_m	Zugfestigkeit des Werkstoffes	MPa
T	Temperatur	°C, K
T_{eutek}	Eutektische Temperatur	°C
T_i	Zwischenlagentemperatur	°C
T_L	Liquidustemperatur	°C
T_q	Reale Temperatur	°C
T_s	Schmelztemperatur / Solidustemperatur	°C
T_{sp}, T_p	Spitzentemperatur / Peaktemperatur	°C

Lateinische Kleinbuchstaben

C_0	Ausgangskonzentration	Masseanteil
C_L	Konzentration in der flüssigen Phase	Masseanteil
C_s	Konzentration in der festen Phase	Masseanteil

h	Nahtdicke	mm
k	Verteilungskoeffizient	
s	Nahtbreite	mm
t	Zeit, Blechdicke, Schweißnahtdicke	s; mm
$t_{8/5}$	Abkühlzeit von 800 °C auf 500 °C	s
v	Geschwindigkeit der Erstarrungsfront	$mm \cdot s^{-1}$
v_D	Drahtvorschubgeschwindigkeit	$m \cdot min^{-1}$
v_s	Schweißgeschwindigkeit	$m \cdot min^{-1}$

Griechische Buchstaben

α	Ferrit (Phase)	-
α_{th}	Linearer thermischer Ausdehnungskoeffizient	K^{-1}
β	Nahtöffnungswinkel	°
γ	Austenit (Phase)	-
ΔC_0	Konzentrationsdifferenz	Masseanteil
ΔT	Temperaturdifferenz	K
ΔT_0	Temperaturdifferenz (zw. „Solidust." und „Liquidust.") bei c_0	K
σ_F	Streck-/Fließgrenze	MPa

Abkürzungen

ACC	Accelerated cooling
AE	Acoustic emission
AES	Auger-Elektronen-Spektroskopie
AIDE	Adsorption-induced dislocation emission
BTR	Brittle Temperature Range
CEV	Kohlenstoffäquivalent nach IIW
CET	Kohlenstoffäquivalent nach DIN EN 1011-2
DDC	Ductility Dip Crack
DQ	Direct quenching
DVS	Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.
EKD	Eisen-Kohlenstoff-Diagramm

ESMA	Elektronenstrahlmikroanalyse
FES	Funken-Emissions-Spektroskopie
GKZ	Grobkornzone
GW	Grundwerkstoff
HCS	Hot Cracking Sensitivity
HEDE	Hydrogen enhanced decohesion
HELP	Hydrogen enhanced localised plasticity
IIW	International Institute of Welding
ILB	Impulslichtbogen
kfz	kubisch-flächenzentriert
krz	kubisch-raumzentriert
LIT	Liquid impenetrable temperature - Grenztemperatur der Nachspeisung von Schmelze in der Dendritenzwischenräumen
MAG	Metall-Aktivgas
MLE	Mikrolegierungselemente
modSLB	Modifizierter Sprühlichtbogen
MSG	Metall-Schutzgas
M_3C	Metall-Karbid
N	Normalisierend gewalzt
OF	Oberfläche
Q	Quenching
REM	Rasterelektronenmikroskop
ROF	Rate of feeding
ROS	Rate of shrinkage
RT	Raumtemperatur
SG	Schweißgut
SL	Schmelzlinie
SLB	Sprühlichtbogen
SZTU	Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlung
TIS	Temperaturintervall der Sprödigkeit
TM	Thermo-mechanical

ÜLB	Übergangslichtbogen
WDX	Wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie
WEZ	Wärmeeinflusszone
ZDT	Zero ducility temperature
ZST	Zero strength temperature
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierung
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Übersicht von verschd. Herstellungsrouten für Feinkornbaustähle, nach [9].4
Abbildung 2-2: Verzögerte Umwandlung in der Ferrit-, Perlit- und Bainitstufe.....7
Abbildung 2-3: Schweiß-ZTU-Schaubild eines S960Q, Spitzentemperatur 1350 °C.....7
Abbildung 2-4: Einfluss von Legierungselementen auf das Umwandlungsverhalten.....8
Abbildung 2-5: Unterteilung der WEZ in Subzonen, ferritisch-perlitischer Grundwerkstoff....9
Abbildung 2-6: Schematische Gefügeausbildung des Schweißgutes und der WEZ.....11
Abbildung 2-7: Makroschliff (a) einer 2-lagigen MAG-Schweißung 14
Abbildung 2-8: Skizzen zu (a) HELP-Mechanismus und (b) Dekohäsionstheorie (HEDE)..17
Abbildung 2-9: Bruchfläche mit krähenfußförmigen Haarlinien.....18
Abbildung 2-10: Schema einer dendritischen Erstarrungsfront 21
Abbildung 2-11: Beeinflussung des Risskriteriums durch Begleit- u. Legierungselemente .26
Abbildung 2-12: Ausbildung der Erstarrungsfront.....27
Abbildung 2-13: Schema zur konstitutionellen Unterkühlung 28
Abbildung 2-14: Schematische Einordnung des modifizierten Sprühlichtbogens.....31
Abbildung 3-1: Skizzen zur Versuchsdurchführung.....36
Abbildung 3-2: Versuchsaufbau für die Durchführung der Probeschweißungen 41
Abbildung 3-3: Schema zur experimentellen Temperaturmessung 42
Abbildung 3-4: Darstellung der Rissöffnung 43
Abbildung 3-5: Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes nach DIN EN ISO 3690 .44
Abbildung 3-6: Aufbau der Schallemissionsmessung.....46
Abbildung 3-7: Rohr-Rohr-Verbindung, Außendurchmesser = 419 mm, t = 36 mm 48
Abbildung 3-8: Versuchsaufbau bei Schweißung der Rohr-Rohr-Verbindung.....49
Abbildung 3-9: Schema des Nahtaufbaus, Rohrschweißung, Nahtöffnungswinkel = 30°....50
Abbildung 4-1: Bereich des Auftretens von Mikrorissen 52
Abbildung 4-2: Zwei beispielhafte Mikrorisse im Schweißgut.....52
Abbildung 4-3: Mikrorissanzahl im Schweißgut 53
Abbildung 4-4: Mikrorisse in der WEZ 53
Abbildung 4-5: Mikrorisse in der WEZ, vergrößerte Darstellung.....54
Abbildung 4-6: Risse im Schweißgut 54
Abbildung 4-7: Mikrorisse im Schweißgut der Fülllagen 55
Abbildung 4-8: Geätzter Querschliff im Schweißgut 55
Abbildung 4-9: Querschliff des Schweißgutes 56
Abbildung 4-10: Oberfläche (OF) des geöffneten Mikrorisses.....56
Abbildung 4-11: Elektronenstrahlmikroanalyse (ESMA) einer Mikrorissumgebung.....57
Abbildung 4-12: Kerbschlagbiegeprobe mit V-Kerb.....58
Abbildung 4-13: Auger-Elektronen-Spektrogramm des Grundwerkstoffs S690QL 58
Abbildung 4-14: Auger-Elektronen-Spektrogramm der Bruchfläche.....59
Abbildung 4-15: Auger-Elektronen-Spektrogramm der Mikrorissoberfläche.....59
Abbildung 4-16: REM-Aufnahme eines Mikrorisses 60
Abbildung 4-17: Diffusibler Wasserstoffgehalt für verschiedene Lichtbögen 61
Abbildung 4-18: Zwei beispielhafte Querschliffe mit Mikrorissen.....62
Abbildung 4-19: Pareto-Diagramm der Effekte (1.Lage).....62

Abbildung 4-20: Pareto-Diagramm der Effekte (2.Lage).....63
Abbildung 4-21: Pareto-Diagramm der Effekte (beide Lagen).....64
Abbildung 4-22: Höhenliniendarstellung (1).....65
Abbildung 4-23: Höhenliniendarstellung (2).....65
Abbildung 4-24: Korrelation des Experiments mit der Vorhersage.....66
Abbildung 4-25: Höhenliniendarstellung (1 reduziert).....67
Abbildung 4-26: Höhenliniendarstellung (2 reduziert).....67
Abbildung 4-27: Mikrorissanzahl pro Probe in Abhängigkeit von der Streckenenergie.....68
Abbildung 4-28: Mikrorissanzahl pro Probe in Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$.....68
Abbildung 4-29: Makroschliff, Ätzung: 2 %-Nital, S960QL-Hersteller B.....69
Abbildung 4-30: Lokalisierte Ereignisse der Schallemissionsprüfung (1).....70
Abbildung 4-31: Lokalisierte Ereignisse der Schallemissionsprüfung (2).....70
Abbildung 4-32: Lokalisierte Ereignisse der Schallemissionsprüfung (3).....71
Abbildung 4-33: Lokalisierte Ereignisse der Schallemissionsprüfung (4).....71
Abbildung 4-34: Schema zur Schliffentnahme bezogen auf Ereignisse der AE-Messung...72
Abbildung 4-35: Kerbschlagbiegeprüfung im Schweißgut.....73
Abbildung 4-36: Temperaturverlauf an der Rohraußenseite, Thermoelementmessung.....74
Abbildung 4-37: Rohr-Rohr Verbindung mit modifiziertem Sprühlichtbogen geschweißt....74
Abbildung 4-38: Härte HV5 für Querschliff des bauteilähnlichen Prüfstücks.....75
Abbildung 4-39: Liquidusprojektion des Systems Fe-Mn-Ni, Berechnung mit FactSage.....76
Abbildung 4-40: Überprüfung der Liquidusprojektion im System Fe-Mn-Ni-S.....76
Abbildung 4-41: Liquidusprojektion im System Fe-Mn-Ni-S.....77
Abbildung 4-42: Schnitt im System Fe-Mn-Ni-S bei Masseanteil Mangan von 1,2 %.....78
Abbildung 4-43: Isothermer Schnitt im System Fe-Mn-Ni-S bei 1100 K.....78
Abbildung 5-1: Transiente Aufzeichnung der Amplitudenmaxima.....88

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Übersicht der Einflussfaktoren auf die Heißrissneigung 21
Tabelle 2-2: Übersicht möglicher Verbindungen und deren eutektische Temperaturen 25
Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe 34
Tabelle 3-2: Mechanische Eigenschaften des Grundwerkstoffs S960QL 35
Tabelle 3-3: Chemische Zusammensetzung des Schweißzusatzwerkstoffes 35
Tabelle 3-4: Übersicht der analysierten Faktoren im Hinblick auf die Ursachenklärung 37
Tabelle 3-5: Schweißparameter der Impulslichtbogenschweißungen 38
Tabelle 3-6: Schweißparameter der Sprühlichtbogenschweißungen 39
Tabelle 3-7: Schweißparameter der Schweißungen mit modSLB 39
Tabelle 3-8: Faktoren der vollständigen faktoriellen Versuchsplanung 40
Tabelle 3-9: Versuchsparameter der Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes 44
Tabelle 3-10: Schweißparameter der Verfahrensprüfung 47
Tabelle 3-11: Chemische Zusammensetzung der vorliegenden Charge FGS90CV 47
Tabelle 3-12: Übersicht der gewählten Schweißparameter 49
Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung des Schweißguts 51
Tabelle 4-2: Ergebnisse der Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes 61
Tabelle 4-3: Übersicht Mikroschliffuntersuchung u. Ergebnis der Schallemissionsprüfung 72

1 Einleitung

Die schweißtechnische Verarbeitung von hochfesten Feinkornbaustählen gewinnt durch den zunehmenden Einsatz dieser Stähle im Kran-, Fahrzeug- und Stahlbau an Bedeutung. Vor allem bei Teleskopauslegern von Mobilkranen lässt sich der Nutzen dieser Stähle verdeutlichen, da eine höhere Werkstofffestigkeit niedrige Blechdicken in der Konstruktion und somit ein geringeres Eigengewicht des Auslegers ermöglicht bzw. im Umkehrschluss bei gleichbleibendem Eigengewicht eine höhere Traglast zulässt. Dieser Fortschritt schlägt sich unmittelbar in verringerten Fertigungs- und Betriebskosten des Mobilkranes nieder. Neben der Festigkeit stehen jedoch bei der Werkstoffauswahl auch Zähigkeit und Schweißeignung des Feinkornbaustahles im Vordergrund. Die Herstellung hochfester Feinkornbaustähle mittels Wasservergütung und thermo-mechanisch kontrollierter Prozessführung stellen hierbei geeignete Verfahren dar, die Produktion im Rahmen der entsprechenden Normvorgaben zu gewährleisten.

Das Fügen der Einzelkomponenten erfolgt im Wesentlichen mittels Metallaktivgas-Schweißen, einem Metallschutzgas-Schweißprozess, das in diesem Fall einen geeigneten Schweißprozess unter Beachtung der Investitionskosten, Mechanisierbarkeit, Schweißnahtqualität, Abschmelzleistung und Verfügbarkeit von ausgebildeten Schweißern darstellt. In den letzten Jahren wurde von verschiedenen Schweißstromquellen-Herstellern der so genannte „modifizierte Sprühlichtbogen“ entwickelt und vermarktet. Dabei ermöglicht die moderne Regelungstechnik von Inverterstromquellen einen kürzeren, konzentrierten Sprühlichtbogen bei sehr geringer Spritzerbildung. Letztlich lassen sich höhere Schweißgeschwindigkeiten und ein tieferer Einbrand erzeugen, wobei sich dadurch Optimierungsmöglichkeiten bei der Nahtvorbereitung, der Lagenanzahl und des sich ausbildenden Verzugs erreichen lassen, die direkt in einer Personal- und Materialkostenreduzierung münden. Nichtsdestotrotz wirft der Einsatz des modifizierten Sprühlichtbogenprozesses einige Fragestellungen, unter anderem in Bezug auf den hohen Energieeintrag und die Erzeugung einer Nahtgeometrie mit kleinem Nahtbreite:Nahtdicke-Verhältnis auf. Insbesondere verwendet man stets handelsübliche Zusatzwerkstoffe (Massivdraht), wobei die Stromstärke beim modifizierten Sprühlichtbogen oberhalb des vom Hersteller empfohlenen Stromstärkebereichs liegt. Weiterhin widerspricht die sich ausbildende Nahtgeometrie grundsätzlich den Empfehlungen vieler Regelwerke nach einem hohen Nahtbreite:Nahtdicke-Verhältnis, um Rissbildung zu vermeiden.

Im Zuge der durchgeführten Schweißversuche sind vermehrt Mikrorisse lichtmikroskopisch detektiert worden, so dass die angebrachten kritischen Punkte bzw. die gesamten Prozessbedingungen detailliert betrachtet werden müssen, um die verfahrensbedingten Herausforderungen an die verwendeten Werkstoffe zu klären. Die Mikrorissbildung trat auch bei der Anwendung von Impuls- und Standardsprühlichtbogen auf, so dass diese Schweißungen in die Analyse einbezogen werden.

Mikrorisse werden durch interne Regelwerke einiger Kranhersteller sowie in der DIN EN 1090-2 „Ausführung von Stahl- und Aluminiumtragwerken“ [1] für die hochfesten wasservergüteten Feinkornbaustähle als nicht zulässig bewertet und sind somit zu vermeiden. In der Literatur sind unter den gegebenen Randbedingungen, wie u.a. Werkstoff, Schweißverfahren, Blechdicke, Fugengeometrie, und Lagenaufbau, keine übereinstimmenden Rissbilder zu finden.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist es demnach die Ursache für die Mikrorissbildung zu analysieren, Abhängigkeiten klarzustellen und die Auswirkungen von Mikrorissen auf die mechanisch-technologischen Nahteigenschaften nach DIN EN ISO 15614-1:2012 „Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe“ [2] zu ermitteln. Im Zusammenhang mit der Einflussanalyse der Mikrorisse auf die Nahteigenschaften steht die Forderung der DIN EN 1090-2:2011 [1], Mikrorisse im Querschliff für Stähle der Norm DIN EN 10025-6:2011 [3] (hochfeste wasservergütete Baustähle) auszuschließen, um die Integrität der Schweißnaht zu gewährleisten. Letztlich werden Hinweise für die Ausführung mikrorissfreier Schweißungen unter Beachtung des entsprechend untersuchten Versuchsparameterfeldes gegeben.

2 Stand der Technik

2.1 Feinkornbaustähle

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden die Feinkornbaustähle S690QL und S960QL untersucht. Diese Werkstoffe sind in der DIN EN 10025-6:2011 [3] „Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 6: Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand“ genormt. Die Klassifizierung dieser Stähle erfolgt auf Grundlage der DIN EN 10020:2000 als „legierter Edelstahl“ [4]. Aus der Norm DIN EN 10025-6:2011 geht hervor, dass die Stähle in der Desoxidationsart vollberuhigt vorliegen, feinkörnig sein und ausreichende Gehalte an stickstoffabbindenden Elementen enthalten müssen. Die Desoxidationsart beschreibt die Maßnahmen mit denen die Reduzierung der Schwefel-, Phosphor- und Stickstoffgehalte während der Stahlherstellung durchgeführt wurde. Die Reduzierung ist notwendig, da die genannten Begleitelemente zur Alterung und Versprödung des Stahls führen, aber auch die Heißrissbildung unterstützen können. Der Einsatz von Mangan und Silizium kennzeichnet den „beruhigten“ Zustand, wenn jedoch zusätzlich Aluminium zum Abbinden von Stickstoff verwendet wird, dann liegt im Resultat ein „vollberuhigter“ Stahl vor. Im Falle von hochfestem vergütetem Feinkornbaustahl können auch weitere stickstoffabbindende Elemente, wie Titan, Vanadium und Niob, genutzt werden, um eine kornfeinende Wirkung zu erzielen.

Der erste Kennbuchstabe in der Bezeichnung S690QL bzw. S960QL ist auf die Nutzung des Stahls im Stahlbau bezogen. Die nachfolgende dreistellige Kennzahl steht für den festgelegten Mindestwert der Streckgrenze in MPa für Dicken ≤ 50 mm. Der Zusatz „Q“ entspricht dem Lieferzustand „vergütet“. Schließlich verweist der letzte Buchstabe „L“ auf die notwendige Kerbschlagarbeit von 30 J (Spitzkerb-Längsproben) bzw. 27 J (Spitzkerb-Querproben), die bei - 40 °C zu gewährleisten ist.

Hochfeste Feinkornbaustähle stellen eine relevante Werkstoffgruppe für die Bereiche Stahl-, Maschinen-, Brücken- und Fahrzeugbau dar. Seine Attraktivität beruht auf einem hohen Festigkeits- und relativ gutem Zähigkeitsniveau, sowie guter Schweißeignung bei gleichzeitiger Möglichkeit der Gewichtseinsparung durch Wandstärkenreduzierung.

Festphasenumwandlungen, aufgrund der Allotropie des Eisens, stellen ein wesentliches Kennzeichen von Baustählen dar. Diese Phasenumwandlungen und ihre Folgen auf die Gefüge-, Spannungs-, Dehnungs- und Verzugsausbildung treten während der Aufheiz- und Abkühlzyklen des Schweißprozesses auf. Das Umwandlungsverhalten von Stählen, speziell Baustählen, wird im Abschnitt 2.1.2 thematisiert und soll dem Verständnis der grundlegenden metallkundlichen Vorgänge dienen. Im Folgenden werden zunächst kurz die Arten von Feinkornbaustählen, basierend auf dem Herstellungsverfahren, erläutert.

2.1.1 Herstellungsvarianten

Der Lieferzustand von Feinkorn(bau)stählen wird in der Norm DIN EN 10025-3:2011 [5] und 10025-4:2011 [6] mit einer Ferritkorngröße von ≥ 6, bestimmt nach DIN EN ISO 643:2012 [7], korreliert. Das feinkörnige Gefüge kann dabei durch drei grundlegende Herstellungsvarianten eingestellt werden, die in der Praxis nicht zwingend als einzelne Verfahrensrouten vorkommen müssen, sondern durchaus Überschneidungen aufzeigen [8]. Abbildung 1 zeigt eine Übersicht von verschiedenen Herstellungsrouten hochfester Stähle.

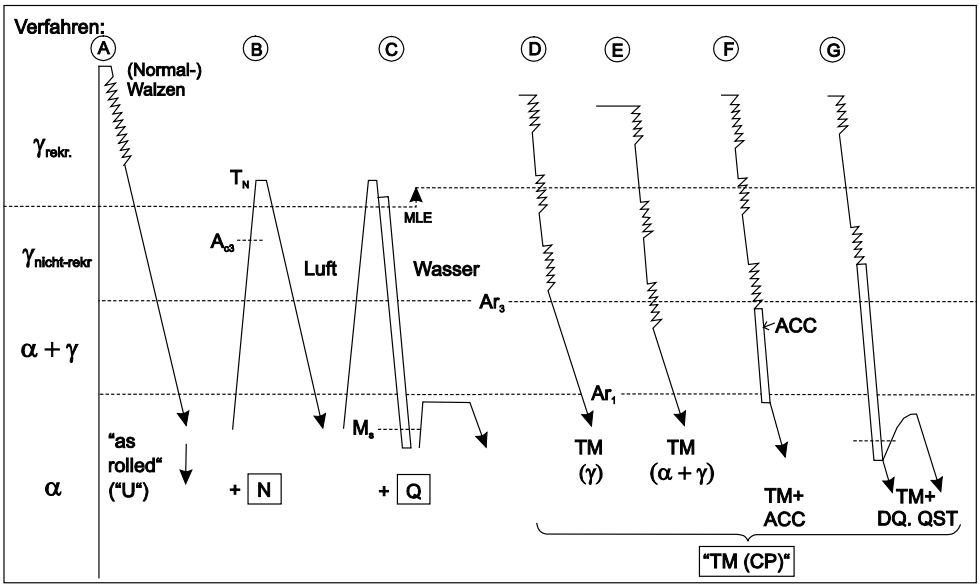


Abbildung 2-1: Übersicht von verschd. Herstellungsrouten für Feinkornbaustähle, nach [9]

2.1.1.1 Stähle im normalgeglühten oder normalisierend gewalzten Zustand

Das ferritisch-perlitische Gefüge der normalgeglühten oder normalisierend gewalzten Feinkornstähle erhält man, laut DIN EN 10025-3:2011, durch Walzen mit einer Endumformung in einem bestimmten Temperaturbereich, das zu einem Werkstoffzustand führt, der dem nach einem Normalglühen gleichwertig ist, so dass die Sollwerte der mechanischen Eigenschaften auch nach einem zusätzlichen Normalglühen eingehalten werden [5]. In Abbildung 2-1 stellen die Varianten A und B schematisch die genannte Verfahrensweise dar.

Die normalgeglühten und normalisierend gewalzten Feinkornstähle decken den Festigkeitsbereich (Streckgrenze $R_{eH,min}$) 275 - 460 MPa ab. Das Legierungskonzept besteht dabei aus einen maximalem Kohlenstoffgehalt von 0,22 % (Stückanalyse DIN EN 10025-3:2011), einem Mangangehalt kleiner 1,8 % und Zusätzen kleiner 1 % an Nickel, Chrom, Molybdän. Des Weiteren werden Mikrolegierungselemente, wie Titan, Niob und Vanadium, zur Kornfeinung verwendet. Der Aluminiumgehalt sollte mindestens 0,015 % betragen, wobei eine Reduzierung durch Substitution mit anderen Stickstoff abbindenden Elementen möglich ist.

2.1.1.2 Stähle im thermomechanisch gewalzten Zustand

Der Begriff „thermomechanisches Walzen“ (Varianten D – G der Abbildung 2-1) wird, in der Norm DIN EN 10025-4:2011, als ein Walzverfahren mit einer Endumformung in einem bestimmten Temperaturbereich, das zu einem Werkstoffzustand mit bestimmten Eigenschaften führt, der durch eine Wärmebehandlung allein nicht erreicht wird und nicht wiederholbar ist, definiert. Die Kurzbezeichnung für diesen Lieferzustand lautet „+M“. Des Weiteren merkt die Norm an, dass eine Warmumformung oder Wärmebehandlung nach dem Schweißen bei einer Temperatur über 580 °C zur Verringerung der Festigkeitswerte führen kann und deshalb nicht durchgeführt werden sollte.

Die thermomechanisch gewalzten Feinkornstähle erreichen Festigkeiten (Streckgrenze R_{eH}) von 275 - 500 MPa. Dabei ermöglicht die Herstellung ein Absenken des Kohlenstoffgehaltes auf maximal 0,18 % (in Ausnahmen 0,2 %), das in einer Reduzierung des Perlitgehaltes resultiert und somit die Sprödbruchsicherheit (Absenkung der spröd-duktil Übergangstemperatur) erhöht [10]. Außerdem wird die Kaltrisssicherheit und das Umformverhalten [11] verbessert.

Aus Abbildung 2-1 lässt sich ableiten, dass das Walzen teilweise im Bereich der Phasenumwandlung stattfindet. Diese Maßnahme ermöglicht, im Vergleich zu den normalisierend gewalzten oder normalgeglühten Feinkornstählen, eine weitere Reduzierung der Korngröße. Die chemische Zusammensetzung, vor allem die Mikrolegierungselemente, und der Umform-Zeit-Temperaturverlauf sind dabei aufeinander abgestimmt. Die Endwalztemperatur ist so gewählt, dass eine Austenitrekristallisation unterbunden wird. Zusätzlich wirken die Mikrolegierungselemente bereits im höheren Temperaturbereich hemmend auf das Kornwachstum, was letztlich ein feines Ferritkorn nach sich zieht [12]. Durch eine schnelle Abkühlung bzw. Intensivkühlung nach der letzten Umformstufe ist, aufgrund feineren Korns und ferritsch-bainitschen Gefüges, eine Erhöhung der Streckgrenze für moderne thermomechanische Stähle bis auf 960 MPa möglich [13].

2.1.1.3 Stähle im vergüteten Zustand

Der vergütete Zustand wird durch die Kombination der Varianten A und C (Abbildung 2-1) wiedergegeben. Nach dem Normalwalzen erfolgt dementsprechend eine zusätzliche Wärmebehandlung, welche ein Austenitisieren und eine anschließende Wasserabschreckung beinhaltet. Letztlich wird eine Anlasswärmebehandlung realisiert, die im Allgemeinen nach einem Härten oder einer anderen Wärmebehandlung durchgeführt wird, um gewünschte Festigkeits-, Verformungs- und Zähigkeitswerte des Endgefüges einzustellen. Sie besteht aus ein- oder mehrmaligem Erwärmen auf eine vorgegebene Temperatur ($< A_{c1}$), Halten auf dieser Temperatur und anschließendem zweckentsprechendem Abkühlen.

2.1.2 Umwandlungsverhalten

Das Umwandlungsverhalten von Baustählen lässt sich für den Gleichgewichtszustand bzw. für Abkühlungsvorgänge mit hohen „gleichgewichtsnahen“ Abkühlzeiten (z.B. Guss-Großbauteile) anhand des stabilen bzw. metastabilen Eisen-Kohlenstoff-Diagramms (EKD) charakterisieren [14]. Bei vielen Anwendungen der Wärmebehandlung oder bei Schweißprozessen treten jedoch deutlich kürzere Abkühlzeiten auf, die nicht als gleichgewichtsnah beschrieben werden können. Hier verwendet man zur Darstellung der auftretenden Umwandlungsvorgänge Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-(ZTA)- bzw. Zeit-Temperatur-Umwandlungs-(ZTU)-Schaubilder für den Erwärm- bzw. Abkühlprozess.

2.1.2.1 Umwandlungsschaubilder

Ausgehend vom bainitisch-martensitischen Grundwerkstoffgefüge (angelassener Zustand) vergüteter Feinkornbaustähle, wird bei einem Erwärmprozess, z.B. beim Schweißen oder bei Wärmebehandlungen, die Umwandlung des Ausgangsgefüges in Austenit vollzogen. Der Beginn der Austenitisierung erfolgt bei der so genannten A_{c1}-Temperatur. Die Austenitisierungstemperatur A_{c3} kennzeichnet hingegen das Ende der Umwandlung von ferritischen Gefügebestandteilen in Austenit. Liegt nach der Erwärmung ein austenitischer Mischkristall vor, so ist es durch eine gezielte Abkühlung möglich ein erwünschtes Gefüge mit den geforderten mechanischen Eigenschaften zu erzielen. Das Gefüge hängt dabei

maßgeblich von der Primäraustenitkorngröße ab, wobei diese vor allem durch die Aufheizgeschwindigkeit, die Spitzentemperatur, die Haltedauer oberhalb A_{c3} und die chemische Zusammensetzung des Stahls beeinflusst wird. Neben der Primäraustenitkorngröße stellt die Abkühlgeschwindigkeit, z.B. ausgedrückt durch die $t_{8/5}$-Zeit, die entscheidende Rolle bei der Gefügeausbildung während der Abkühlung dar, welche beim Schweißen durch Abkühlbedingungen (Blechdicke, Nahtgeometrie, Lagerung), Streckenenergie und Vorwärmtemperatur beeinflusst wird.

Im Folgenden werden kontinuierliche ZTU-Schaubilder und Schweiß-ZTU-Schaubilder für Abkühlprozesse kurz erläutert.

Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder

Kontinuierliche ZTU-Schaubilder sind nur für eine chemische Zusammensetzung gültig. Nach einer, durch eine Austenitisierungstemperatur, Aufheizgeschwindigkeit und Haltedauer, definierten Austenitisierung des Stahls kann anhand von verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten (meist 10-12 verschiedene) ein kontinuierliches ZTU-Schaubild aufgenommen werden. Hierfür können Dilatometer oder Gleeble®-Anlagen eingesetzt werden, aber auch die rein thermische Bestimmung ist mittels der so genannten „single sensor differential thermal analysis“ (SS-DTA) möglich, [15]. Das Schaubild darf letztlich nur entlang der Abkühlkurven gelesen werden. Am Ende der Abkühllinien ist im Allgemeinen die Härte des entstandenen Gefüges nach Rockwell (2-stellige Zahl, Abk. HRC) oder nach Vickers (3-stellige Zahl, Abk. HV) angegeben. Zusätzlich ist es möglich die prozentualen Gefügeanteile an den Schnittpunkten der Abkühlungskurven mit den Abgrenzungslinien der Gefügefelder abzulesen.

Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder

Die Verwendung von kontinuierlichen ZTU-Schaubildern ist im Zusammenhang mit Schweißprozessen nur eingeschränkt möglich, da die thermischen Schweißzyklen durch höhere Austenitisierungstemperaturen bzw. Spitzentemperaturen und kürzere Haltedauern gekennzeichnet sind. Dies führte zur Entwicklung der Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs-(SZTU)-Schaubilder. Diese Schaubilder ermöglichen Aussagen über das Umwandlungsverhalten und die Gefügeveränderungen von Stählen in der Wärmeeinflusszone (WEZ) beim Schweißen und Schneiden. Der Einfluss der Spitzentemperatur bzw. erhöhten Austenitisierungstemperatur auf die Umwandlung ist in Abbildung 2-2 schematisch gezeigt.

Die erhöhte Austenitisierungstemperatur führt zu einer Vergröberung der Austenitkörner während des Aufheizens. Damit sinkt die Anzahl der Keime für die Austenit-Ferrit-Umwandlung und die Transformation verzögert sich. Anhand der gestrichelten Linien in Abbildung 2-2 ist die Verschiebung der Gefügefelder durch den Einfluss der höheren Spitzentemperatur zu niedrigeren Temperaturen und höheren Zeiten erkennbar. Abbildung 2-3 zeigt beispielhaft ein SZTU-Schaubild für den S960Q, aufgenommen für eine Spitzentemperatur von 1350 °C.

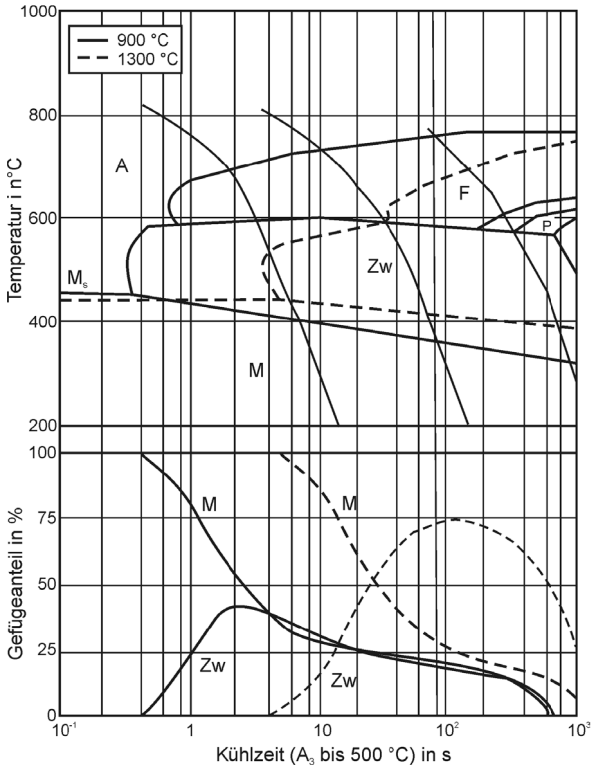
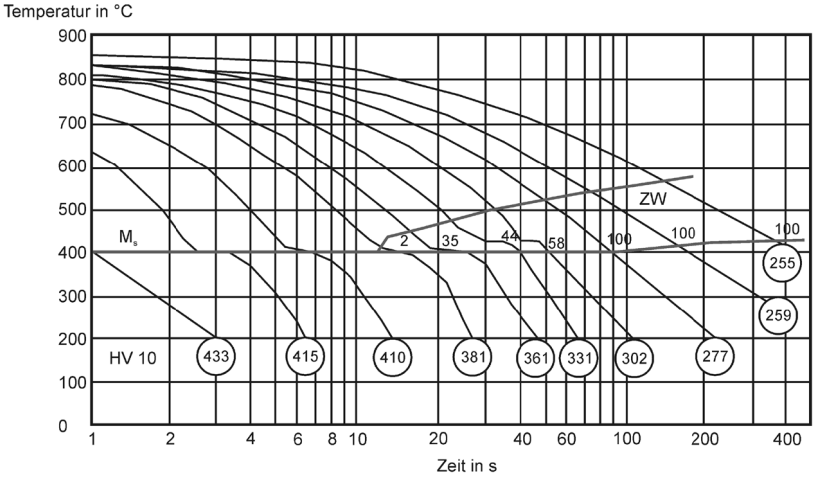


Abbildung 2-2: Verzögerte Umwandlung in der Ferrit-, Perlit- und Bainitstufe aufgrund einer erhöhten Austenitisierungstemperatur; A: Austenit, M: Martensit, Zw: Zwischenstufe, F: Ferrit, M_s: Martensitstarttemperatur, nach [16]



Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Nb	Ti	V	Fe
Gehalt in Masse-%	0,16	0,382	0,82	0,014	0,003	0,43	1,62	0,50	0,047	0,03	0,006	0,04	Rest

Abbildung 2-3: Schweiß-ZTU-Schaubild eines S960Q, Spitzentemperatur 1350 °C, nach [17]

Generell werden SZTU-Schaubilder wie konventionelle ZTU-Schaubilder gelesen. Es ist mit derartigen Diagrammen möglich das Gefüge in der WEZ als Funktion der Streckenenergie bzw. Abkühlzeit $t_{8/5}$ zu ermitteln [1]. Doch SZTU-Diagramme vernachlässigen die Tatsache, dass das Temperaturprofil einer realen Schweißung eine Abnahme der Maximaltemperatur mit zunehmendem Abstand von der Nahtmitte (kurz niedrigere Austenitisierungstemperaturen) aufweist [18]. In diesem Zusammenhang wurden von Berkhout [19] Spitzentemperatur-Abkühlzeit-Schaubilder entwickelt.

Die Abhängigkeit der Umwandlungsschaubilder von der chemischen Zusammensetzung des Stahls wurde wiederholt genannt. In Abbildung 2-4 ist schematisch dargestellt wie einzelne Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten einwirken. Grundsätzlich wird durch die Zugabe von Legierungselementen die Diffusion behindert, so dass die diffusionskontrollierten Umwandlungen zu längeren Zeiten verschoben werden und die Martensitbildung erst bei tieferen Temperaturen einsetzt [16]. Für die numerische Simulation stellen ZTU-Schaubilder, insbesondere SZTU-Schaubilder, wichtige Eingangsdaten zur korrekten Berechnung des Umwandlungsverhaltens und der Gefügeentwicklung dar. Werden Umwandlungsschaubilder aus der Literatur verwendet, ist auf die Ähnlichkeit der chemischen Zusammensetzung des untersuchten Stahls mit der Zusammensetzung des Stahls, der zur Aufnahme des Umwandlungsschaubild diente, zu achten. Eine Zusammenstellung von Schweiß-ZTU-Schaubildern wurde von Seyffarth [20] herausgegeben.

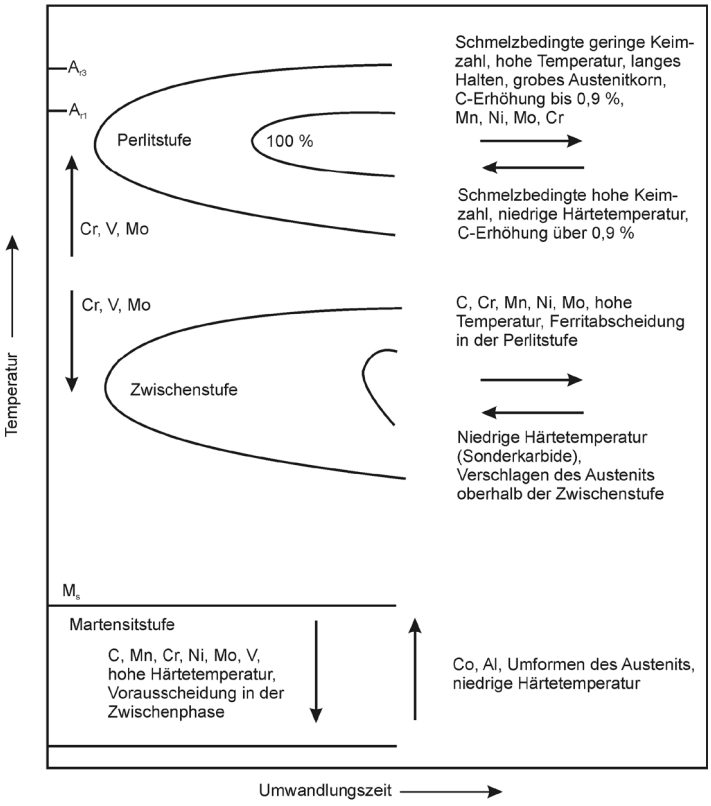


Abbildung 2-4: Einfluss von Legierungselementen auf das Umwandlungsverhalten von Stählen, nach [16]

2.1.2.2 Metallurgie des Schweißens

Die Erläuterungen zu den Umwandlungsschaubildern zeigen, dass sich in Abhängigkeit vom Nahtabstand, der Streckenenergie, der chemischen Zusammensetzung und verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten unterschiedliche Gefüge ausbilden. Das entstehende Gefüge bestimmt die Eigenschaften der Schweißverbindung, wobei der Grundwerkstoff durch die Wärmeeinbringung (Aufheiz- und Abkühlzyklen) verändert wird. Diese Änderungen sind bei Feinkornbaustählen aufgrund ihrer Umwandlungsfähigkeit von besonderer Bedeutung. Die WEZ kann in verschiedene Bereiche oder Zonen unterteilt werden. Die Ausprägung der Zonen ist von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs, der Bauteilgeometrie und dem Temperaturzyklus, beschrieben durch die Parameter Aufheizrate, Spitzentemperatur und Abkühlzeit $t_{8/5}$ (Einfluss der Streckenenergie), abhängig. Für ferritisch-perlitische Stähle zeigt Abbildung 2-5 eine entsprechende Unterteilung mit Bezug auf das EKD. Im Zusammenhang mit vergüteten Feinkornbaustählen liegt ein abweichendes Grundwerkstoffgefüge (angelassener Bainit und Martensit) vor, jedoch bleibt die grundsätzliche Zonenunterteilung erhalten.

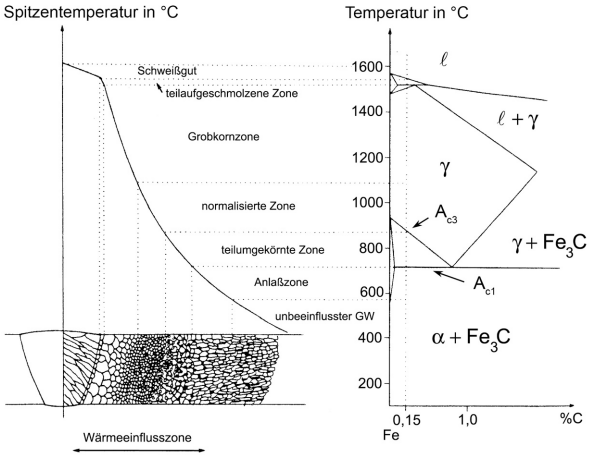


Abbildung 2-5: Unterteilung der WEZ in Subzonen, ferritisch-perlitischer Grundwerkstoff nach [21]

Jeder WEZ-Bereich ist durch eine spezielle Mikrostruktur und die damit verbundenen mechanischen Eigenschaften gekennzeichnet.

In der **Anlasszone** liegt die maximale Temperatur (Spitzentemperatur) während des Schweißzyklus zwischen ca. 600 °C und der A_{c1}-Temperatur. Es finden Anlassvorgänge statt, die bei hochfesten Stählen zu einer Senkung der Festigkeit bzw. Härte führen. Metallkundliche Ursache für diese Eigenschaftsänderung sind Vorgänge wie Polygonisation von Versetzungen, Rekristallisation und Vergröberung von Ausscheidungen [1].

Im Bereich zwischen A_{c1}- und A_{c3}-Temperatur befindet sich eine Zone nicht vollständiger Umwandlung, auch als **teilumgekörnte Zone** oder interkritische WEZ bezeichnet. Es liegen laut Eisen-Kohlenstoff-Diagramm die Phasen Austenit und Ferrit nebeneinander vor. Es kommt somit nicht zur vollständigen Umwandlung des Grundwerkstoffes in Austenit. Aufgrund der Löslichkeitsunterschiede zwischen den beiden Phasen, insbesondere in Bezug auf Kohlenstoff, kann es nun zur Anreicherung von Kohlenstoff im gebildeten Austenit

kommen, dem eine Verarmung der nicht austenitisierten Bereiche gegenübersteht. Bei der Abkühlung bildet sich folglich ein inhomogenes Gefüge mit inhomogenen Eigenschaften aus, das martensitische, bainitische und/oder ferritische Gefügeanteile besitzen kann. Bei ferritisch-perlitischen Stählen können sich in der teilumgekörnten Zone Martensitinseln bilden, die zur Versprödung dieser Zone führen [22, 23].

Die **Feinkornzone** bzw. **normalisierte Zone** bildet sich im Bereich kurz oberhalb A_{c3} aus. Bei raschen Aufheizvorgängen verschiebt sich jedoch die Umwandlung zu höheren Temperaturen als es das EKD vorgeben würde. Die Beeinflussung der Austenitisierung durch die Aufheizgeschwindigkeit und die chemische Zusammensetzung ist in den bereits erläuterten ZTA-Schaubildern gezeigt worden. In der Regel liegt die Ausbildung der Feinkornzone im Temperaturbereich zwischen den Spitzentemperaturen von 900 °C und 1100 °C. Die mechanischen Eigenschaften (Festigkeit und Zähigkeit) der Feinkornzone sind vergleichbar mit denen des Grundwerkstoffs oder können aufgrund des feinen Korns auch besser sein.

Steigt die Spitzentemperatur über 1100 °C, spricht man von der **Grobkornzone**. Damit verbunden sind die Vergröberung des Austenitkorns und die Auflösung von Teilchen, wie Karbiden und Nitriden. Dies erschwert die Keimbildung für die Austenitumwandlung, wodurch eine Verschiebung der diffusionskontrollierten Umwandlungen zu längeren Abkühlzeiten auftritt. Die Folge sind höhere Martensit- bzw. Bainitanteile als in den anderen Subzonen der WEZ. Die Bildung von Martensit und Bainit ist von der Abkühlgeschwindigkeit sowie der chemischen Zusammensetzung abhängig, und stets mit einer Härtesteigerung des Gefüges verbunden. Nach DIN EN ISO 15614-1:2012 [2] wird die zulässige Höchsthärte für vergütete Feinkornbaustähle im Festigkeitsbereich R_{eH} > 690 MPa (Stahlgruppe 3.2 nach ISO/TR 15608 [24] mit 450 HV10 angegeben, für Stähle mit R_{eH} > 890 MPa wird auf erforderliche Sondervereinbarungen verwiesen. Bei zunehmendem Kohlenstoffanteil steigt die Härte und mit ihr die Kaltrissneigung.

Die **teilaufgeschmolzene Zone** stellt den Zwischenbereich zwischen Schweißgut (SG) und Grobkornzone dar. Hier beginnt der Grundwerkstoff teilweise aufzuschmelzen, wobei die mit Legierungselementen, Verunreinigungen und Gasen angereicherte Zone eine niedrigere Schmelztemperatur aufweist und zuerst in die flüssige Phase umwandelt. Die Einschränkung der Diffusion aufgrund der kurzen Aufheiz- und Abkühlzeiten bewirkt das Auftreten von Seigerungen, die nach der Erstarrung erhalten bleiben. In diesem Bereich können durch niedrigschmelzende Substanzen, wie Schwefel, Phosphor auf den Korngrenzen Heißrisse (hier speziell: Wiederaufschmelzrisse), auftreten [25].

Die Gefügeentwicklung im **Schweißgut** hängt von den ablaufenden Erstarrungsvorgängen ab und wird von seiner Struktur ausgehend oft als Gussgefüge bezeichnet. Das Erstarrungsverhalten bestimmt wesentlich die Größe und Form des Schweißbades und der Kornstruktur, das Ausmaß der Seigerungen, die Verteilung der Einschlüsse sowie die Bildung von Poren und Heißrissen [1]. Bei Lichtbogenschweißverfahren erfolgt die Erstarrung überwiegend nach dem epitaxialen Wachstum. Die Kristalle nehmen aufgrund der gerichteten Wärmeabfuhr beim Schweißen größtenteils eine Stengelform an, man spricht auch von Stengelkristalliten [16].

Mehrlagenschweißung

Die bisherigen Ausführungen zum Schweißgut und Aufbau der WEZ beschränkten sich auf einlagige Schweißverbindungen. Das Gefüge der Einlagenschweißung weist im Schweiß-

gut (Primärgefüge) und in der Grobkornzone der WEZ aufgrund der Grobkörnigkeit ungünstige Zähigkeitseigenschaften auf. Bei einer Schweißung mittels Mehrlagentechnik wird eine Umkristallisation oder Umkörnung der unteren Lagen erzielt, Abbildung 2-6, welche sich generell vorteilhaft auf die Nahteigenschaften auswirkt. Das Gefüge in der WEZ von Mehrlagenschweißungen wurde von Degenkolbe in [26] genau klassifiziert und erläutert.

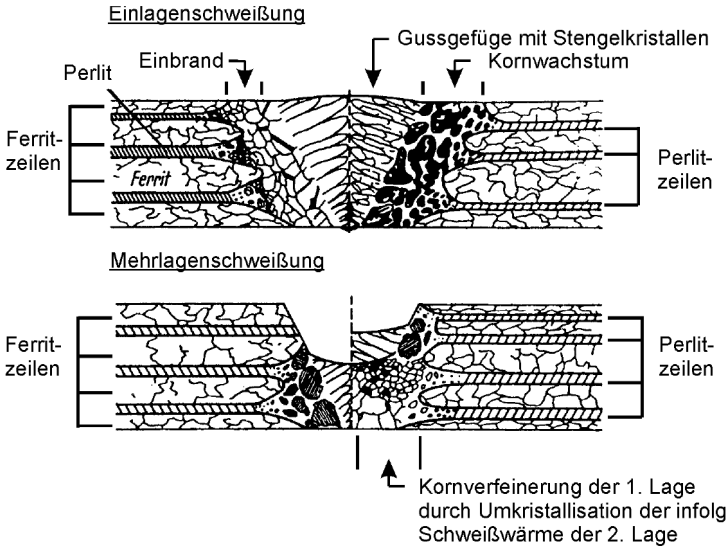


Abbildung 2-6: Schematische Gefügeausbildung des Schweißgutes und der WEZ nach dem Schweißen eines ferritisch-perlitischen Stahles, Vergleich von Einlagen- und Mehrlagenschweißung, nach [10]

Als positive realisierbare Auswirkungen der Mehrlagentechnik sind die Umkörnung mit resultierender Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften, geringere Eigenspannungen durch geringere Wärmeeinbringung pro Raupe und Spannungsrelaxation in den vorherigen Raupen sowie leichtere Wasserstoffeffusion und damit verbundene geringere Gefahr der Kaltrissbildung zu nennen. Bei der Optimierung von Mehrlagenschweißungen wird ein möglichst hoher Anteil an umgekörnten Gefügebereichen angestrebt. Durch geschickte Festlegung des Lagenaufbaus, Wahl des Elektrodendurchmessers und der Schweißparameter können die Eigenspannungs- bzw. Verzugsausbildung optimiert werden. Je nach Abstand von der zuletzt geschweißten Raupe treten in benachbarten Bereichen Umkörnungen, Teilumkörnungen und Anlasseffekte auf [1]. Die Grobkornbildung ist durch geeignete Zwischenlagentemperaturen zu vermeiden. Eine zu hohe Zwischenlagentemperatur unterstützt die Grobkornbildung und eine zu geringe Zwischenlagentemperaturen führt zu einer unzureichenden Kornfeinung. Bei der Ausbildung der gewünschten Gefüge ist somit stets auf eine geeignete Temperaturführung während des gesamten Schweißprozesses zu achten. Diesbezüglich liefern die DIN EN 1011-2 [27] und das SEW 088 [28] Hinweise zur Berechnung der geeigneten Wärmeführung.

2.2 Normung mit Bezug auf Mikrorisse in Schweißverbindungen

Die Norm DIN EN ISO 5817:2006 „Schweißen – Schmelzschweißverbindungen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen - Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten“ [29] und frühere Ausgaben aus den Jahren 2000 und 2003, definieren einen Mikroriss als innere Unregelmäßigkeit und grenzen Mikrorisse von Rissen wie folgt ab: „Ein Riss gewöhnlich nur sichtbar unter dem Mikroskop (50x)“. Es besteht nach dieser Norm eine Zulässigkeit von Mikrorissen für die Bewertungsgruppe D. Die Formulierung für die Bewertungsgruppen B und C lautet: „Die Zulässigkeit hängt ab von der Art des Grundwerkstoffes und vor allem von der Rissanfälligkeit“, dabei ist die DIN EN ISO 5817 für die Werkstoffe Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen anzuwenden. Eine weitere Konkretisierung dieser Aussage bezüglich der Werkstoffgruppen ist nicht vorhanden.

Die Norm DIN EN 25817:1992 kann als Vorgänger der DIN EN ISO 5817:2000 gesehen werden. Laut nationalem Vorwort der DIN EN ISO 5817:2000 erfolgten Änderungen von zulässigen Werten für Unregelmäßigkeiten, Erweiterungen durch zusätzlich aufgenommene Unregelmäßigkeiten und Werkstoffe (Nickel, Titan und ihre Legierungen) sowie Gruppierungen der Unregelmäßigkeiten. In Bezug auf die Mikrorissthematik veränderte man die normativen Ausführungen von einer begrenzten Zulässigkeit von Mikrorissen für eine Mikrorissfläche kleiner 1 mm² auf die aktuelle Darstellung, wie sie im obigen Abschnitt dargestellt worden ist. Damit ist festzustellen, dass im Übergang zwischen den Normen die Definition eines Mikrorisses und die Zulässigkeitsaussage verändert worden sind.

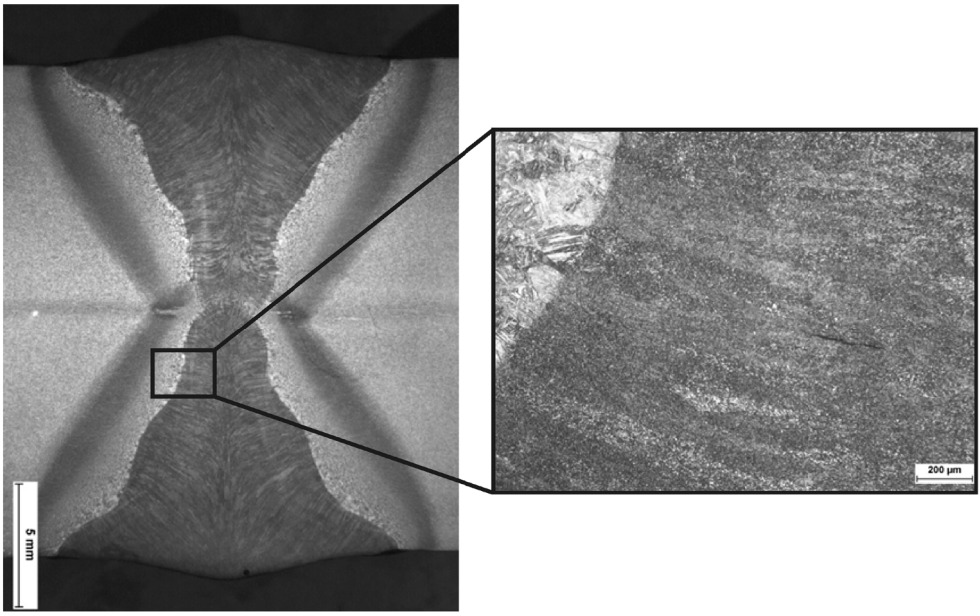
Die „Anforderung und Qualifizierung von Schweißfahren für metallische Werkstoffe – Schweißverfahrensprüfung – Teil 1: Lichtbogen- und Gasschweißen von Stählen und Lichtbogenschweißen von Nickel und Nickellegierungen“ nach DIN EN ISO 15614-1:2012 [2] verlangt für Stumpfstöße mit voller Durchschweißung und die weiteren aufgeführten Stöße (Tabelle 1 in DIN EN ISO 15614-1:2012) generell nur eine Makroschliffuntersuchung mit entsprechender Schliffentnahme gegen Schweißnahtende. Die Thematik „Mikrorisse“ wird in dieser Norm nicht erwähnt, jedoch können Anwendungsnormen, wie die DIN EN 1090-2:2011 „Ausführung von Stahl- und Aluminiumtragwerken“ [30], deren Anwendung in Verbindung mit dem Eurocode 3 [31, 32] ab dem Jahr 2014 (ursprünglich bereits ab Juli 2012) verbindlich ist, zusätzliche Prüfungen festlegen. Im konkreten Fall weist die Norm DIN EN 1090-2:2011 im Unterpunkt 7.4.1.2 „Qualifizierung des Schweißverfahrens für die Prozesse 111, 114, 12, 13 und 14“ darauf hin, dass bei einer Qualifizierung des Schweißverfahrens nach DIN EN ISO 15614-1:2012 zusätzliche Mikroschliffuntersuchungen bei Stählen nach DIN EN 10025-6 [3] anzufertigen sind. Die genannte Norm DIN EN 10025-6 umfasst vergütete Baustähle mit Streckgrenzen von 460 MPa bis 960 MPa. Weiterhin sind „Fotografien des Nahtaufbaus, der Schmelzlinie und der Wärmeeinflusszone aufzuzeichnen“. Mikrorisse sind laut 1090-2:2011 für Stähle nach DIN EN 10025-6:2011 nicht zulässig. Betrachtet man dagegen die zukünftig zu ersetzende Norm DIN 18800-7 „Stahlbauten – Ausführung und Herstellerqualifikation“ [33], welche als „Vorgänger-Norm“ bezeichnet werden kann, sind hiernach die Untersuchungen auf Mikrorisse und Mikrobindefehler nicht erforderlich.

Abweichend von den hochfesten Feinkornbaustählen wurde auch das Regelwerk AD 2000 der „Arbeitsgemeinschaft Druckbehälter“ (AD), welches die Sicherheitsanforderungen nach europäischer Druckgeräterichtlinie festsetzt, auf die Thematik „Mikrorisse“ gesichtet. Im Speziellen regelt das AD-Merkblatt HP 2/1:2008 die Verfahrensprüfung für Schweißungen

und das Merkblatt HP 5/2:2007 die Arbeitsprüfung an Schweißnähten in Bezug auf die Herstellung von Druckbehältern. Die Verfahrensprüfung ist laut AD-Merkblatt HP 2/1 nach DIN EN ISO 15614-1 durchzuführen. Ergänzende Festlegungen erweitern die Angaben der DIN EN ISO 15614-1 um die Anfertigung eines Mikroschliffs zur Beschreibung der Gefügeausbildung an Werkstoffen der Werkstoff(unter)gruppen 8.1 (Austenitische nichtrostende Stähle mit Cr ≤ 19 %), 8.2 (Austenitische nichtrostende Stähle mit Cr > 19 %), 10 (Austenitische ferritische nichtrostende Stähle (Duplex)) und 41 bis 48 (Nickel und Nickellegierungen). Die Anforderungen an die Schliffbeurteilung werden im Merkblatt HP 2/1 wie folgt formuliert: „Bei Mikroschliffen ist ein Untersuchung auf Risse durchzuführen. Dabei sind nur Heißrisse zulässig, und solche nur dann, wenn sie nach Anzahl und Lage nur als vereinzelte Heißrisse festgestellt werden und Einvernehmen mit der zuständigen unabhängigen Stelle über deren Zulässigkeit im Hinblick auf Werkstoff und Anwendungsbereich vorliegt.“. Diese Formulierung gilt auch im Zusammenhang mit der Arbeitsprüfung an Schweißnähten nach AD 2000-Merkblatt HP 5/2.

Der Stand der Normung zeigt auf, dass die normative Handhabung von Mikrorissen im Zusammenhang mit der Ausführung von Schweißverbindungen und der Qualifizierung von Schweißverfahren nicht eindeutig ist. Die bald in Kraft tretende Norm DIN EN 1090-2:2011 (bisher DIN 18800-7 noch anwendbar) schließt Mikrorisse als „nicht zulässig“ aus und stellt ein Novum im entsprechenden Normenfeld dar. Ältere Normen, wie die DIN 18800-7, schlossen die Untersuchung auf Mikrorisse noch explizit aus. Die Aufnahme der Spezifizierung bezüglich der Handhabe von Mikrorissen in der DIN EN 1090-2 beruht auf der Tatsache, dass die DIN EN ISO 5817 Mikrorisse als innere Unregelmäßigkeiten aufführt und die Zulässigkeit für die Bewertungsgruppe B und C in Abhängigkeit zum Grundwerkstoff und dessen Rissanfälligkeit stellt. Hingegen stellen die Regelungen für Strahlschweißverfahren (DIN EN ISO 13919-1) Mikrorisse bisher als begrenzt zulässig dar und definiert Mikrorisse, wie die DIN EN 25817:1992, als Risse mit einer Fläche < 1 mm².

Neben der unterschiedlichen Normung bezüglich Lichtbogen- und Strahlschweißverfahren, ergeben sich aus der aktuellen Normenlage verschiedene offene Punkte bzw. Fragen, die im Folgenden erläutert werden. Die Tatsache, dass Mikrorisse in der DIN EN ISO 5817 definiert sind, führt zur Folgerung, dass Mikroschliffuntersuchungen bereits in der DIN EN 15614-1 aufgenommen werden sollten, da Makroschliffe nicht zur Untersuchung von Mikrorissen geeignet sind, Abbildung 2-7.



(a) (b)

Abbildung 2-7: Makroschliff (a) einer 2-lagigen MAG-Schweißung, (b) Mikroschliff - Beispiel eines Mikrorisses (Lichtmikroskop 50-fache Vergrößerung) am Querschliff von (a), Werkstoff: S960QL, t = 20 mm, E = ca. 1,8 kJ/mm, aus [34]

Untersuchungen zum Einfluss von Schweißgut-Mikrorissen auf die mechanisch-technologischen Kennwerte existieren bisher vorwiegend im Bereich der austenitischen Stähle [35-37]. Hierbei sind nicht signifikante Einflüsse auf die Schwingfestigkeit festgestellt worden. In Bezug auf Feinkornbaustähle existieren erste Ergebnisse von Heinze et al. [38]. Es sind jedoch weitere Untersuchungen notwendig, um den Einfluss von Mikrorissen auf die statischen und zyklischen Werkstoffkennwerte bzw. Kennwerte der Schweißverbindung zu klären.

Aufgrund der Tatsache, dass Mikrorisse weder auf Kaltrisse noch auf Heißrisse beschränkt sind, folgt in den nächsten Abschnitten eine Darstellung bzw. Abgrenzung beider Rissarten.

2.3 Kaltrissverhalten

Das Kaltrissverhalten von Schweißverbindungen aus Baustählen wird im Wesentlichen von der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffs und des Schweißgutes bzw. von einem kritischen Gefüge, wie z.B. Martensit, von der Erzeugnisdicke, vom Wasserstoffgehalt des Schweißgutes, vom Wärmeeinbringen beim Schweißen und vom Eigenspannungszustand der Schweißkonstruktion bestimmt [28]. Hierbei wirkt sich ein zunehmender Gehalt an Legierungselementen, eine Zunahme der Erzeugnisdicke und des Wasserstoffgehaltes im Schweißgut sowie der Spannungen negativ auf die Kaltrisssicherheit aus. Hingegen erweist sich eine erhöhte Wärmeeinbringung im Allgemeinen als positiv.

Die Norm DIN EN 1011-2 [27] stellt zwei Methoden zur Vermeidung von Kaltrissen bereit, die auf die Ausführungen des SEW 088 zurückgehen. Im Folgenden wird allerdings nur auf Methode B eingegangen, da diese die chemische Zusammensetzung, Blechdicke, Wasserstoffgehalt und Wärmeeinbringung bei der Berechnung der Vorwärmtemperatur T_p beachtet und bereits bei hochfesten niedriglegierten Stählen erfolgreich angewendet wird [39]. Dabei wird „die niedrigste Temperatur vor Beginn der ersten Raupe, die im Schweißbereich nicht unterschritten werden darf, um Kaltrisse zu vermeiden“ als Vorwärmtemperatur definiert. Im Fall von Mehrlagenschweißungen kann ohne Vorwärmung begonnen werden, wenn ausreichend hohe Zwischenlagentemperaturen T_i eingehalten werden. Die Höhe von T_p und T_i ist im Allgemeinen identisch. Die Berechnung der Vorwärmtemperatur in °C erfolgt laut DIN EN 1011-2 nach Gleichung (1):

$$T_p / T_i = 697 \cdot CET + 160 \cdot \tanh(\frac{d}{35}) + 62 \cdot HD^{0,35} + (53 \cdot CET - 32) \cdot Q - 328. \quad (1)$$

In Gleichung (1) entspricht CET dem Kohlenstoffäquivalent in %, d der Blechdicke in mm, HD dem Wasserstoffgehalt in ml·(100 g)$^{-1}$ (Bestimmung nach DIN EN ISO 3690 [40]) und Q der Wärmeeinbringung in kJ·mm^{-1}.

Das Kohlenstoffäquivalent CET ist nach Gleichung (2) wie folgt definiert:

$$CET = C + \frac{Mn + Mo}{10} + \frac{Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{40} \quad \text{in \%}. \quad (2)$$

Die Gültigkeit für Gleichung (1) ist für Stähle mit einer Streckgrenze bis 1000 MPa, einem CET zwischen 0,2 % bis 0,5 %, einer Blechdicke zwischen 10 mm bis 90 mm, einem Wasserstoffgehalt von 1 ml·(100 g)$^{-1}$ bis 20 ml·(100 g)$^{-1}$ und einer Wärmeeinbringung von 0,5 kJ·mm^{-1} bis 4,0 kJ·mm^{-1} begrenzt. Weitere Empfehlungen für geeignete Vorwärmtemperaturen bieten auch Werkstoffblätter der entsprechenden Stahlhersteller [41-44].

Das Nachwärmen stellt ebenfalls eine Methode zur Verminderung der Kaltrissneigung, durch Reduzierung des Wasserstoffgehaltes, dar. Beispielhaft wird in der DIN EN 1011-2 eine Wasserstoffarmglühung für 2 h bei 250 °C unmittelbar nach dem Schweißen für eine Unterpulver-Schweißverbindung eines Stahls mit einer Streckgrenze über 460 MPa und einer Dicke von 30 mm genannt.

Entsprechende Untersuchungen über die positiven Auswirkung einer Wärmenachbehandlung auf wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung bei Wurzelschweißungen sind von Wongpanya et al. [45] durchgeführt worden. Kyte und Chew [46] führten experimentelle Analysen zu einer geeigneten Wärmenachbehandlung für verschiedene Blechkonfigurationen durch. Die Autoren stellten heraus, dass bei einer Glühtemperatur von 250 °C eine Zeit von 1,7 h notwendig ist, um den Ausgangswasserstoffgehalt auf einen Wert von 10 % zu senken. Diese Aussage bezieht sich dabei auf eine Stumpfnaht mit V-Fuge und einer Blechdicke von 12,7 mm.

Die Gefahr der Rissbildung unter Wasserstoffeinfluss nimmt mit steigender Streckgrenze des Grundwerkstoffes, wie z.B. im Falle des S960QL oder S1100QL, zu. Zimmer stellt in [47] die Zugfestigkeit bzw. 0,2 %-Dehngrenze über der Wasserstoffkonzentration dar. Der kritische diffusible Wasserstoffgehalt, der zur wasserstoffunterstützten Rissbildung führen kann, wird schließlich durch den Punkt festgelegt, der das Zusammenfallen von Zugfestig-

keit mit der Dehngrenze repräsentiert. Dieser Punkt wird auch als Nullduktilität bezeichnet, da die Verformungsreserve, die die plastische Dehnung im klassischen Fall ohne Wasserstoffeinfluss liefert, auf null gesunken ist. Eine wasserstoffunterstütze Rissbildung ist jedoch auch bei geringerem Wasserstoffgehalt möglich, da die Verformungsreserve schon stark herabgesetzt ist. Im Allgemeinen äußert sich die Degradation der mechanischen Eigenschaften stärker im Verformungsvermögen.

Eine weitere Darstellung in [47] zeigt auf, dass die kritische Wasserstoffkonzentration von der Güte S355 mit 8,5 ml $(100\ g)^{-1}$ auf ca. 2 ml $(100\ g)^{-1}$ für die WEZ des S1100QL und ca. 1 ml $(100\ g)^{-1}$ für das Schweißgut der S1100QL-Schweißverbindungen absinkt. Gerade die kritische Wasserstoffkonzentration von 1 ml $(100\ g)^{-1}$ zeigt wie sensibel sich die hochfesten Feinkornbaustähle gegenüber einer Degradation ihrer mechanischen Eigenschaften durch Wasserstoff verhalten. Kim et al. [48] bestätigen diese Aussage für einen hochfesten, niedriglegierten Rohrleitungsstahl der Güte API X70 (Mindeststreckgrenze = 485 MPa) anhand der Bestimmung eines kritischen diffusiblen Wasserstoffgehalts von 1,4 - 2,0 ml $(100\ g)^{-1}$. Weiterhin stellen Nevasmaa et al. [49] dar, dass der kritische diffusible Wasserstoffgehalt für Schweißgüter im Härtebereich von ca. 350 HV5 - 375 HV5 bei 3 - 4 ml $(100\ g)^{-1}$ liegt.

Die Wasserstoffaufnahme erfolgt beim Schweißen durch die thermische Dissoziation von Wasserstoffverbindungen in der Prozesszone unter der zusätzlichen Beachtung des Wasserstoffs aus dem Zusatzwerkstoff. Dabei besitzt die Metallschmelze eine hohe Löslichkeit für Wasserstoff, welche im Vergleich zur Löslichkeit bei Raumtemperatur das ca. 30-fache betragen kann [50]. Der gelöste Wasserstoff bleibt dann bei schneller Abkühlung, wie beim Schweißen, im Metallgitter zwangsgelöst. In der Literatur finden sich drei hervorzuhebende Mechanismen der Wasserstoffversprödung, die durch Lynch [51] zusammengefasst worden sind. Diese drei Theorien lauten: (1) Versetzungstheorie, (2) Dekohäsionstheorie (kurz: HEDE = hydrogen enhanced decohesion), und (3) Adsorptionstheorie (kurz: AIDE = adsorption-induced dislocation emission).

Die Versetzungstheorie basiert auf der Diffusion von Wasserstoff und der Interaktion mit Versetzungen. Es wird dabei in lokal behinderte (local hardening, lokale Verfestigung) und lokal erleichterte Versetzungsbewegung (local softening, lokale Entfestigung) unterschieden. Bezogen auf die lokale Verfestigung, liegt die höchste Degradation der mechanischen Eigenschaften unter Bedingungen vor, die ähnliche Geschwindigkeiten der Wasserstoffdiffusion und Versetzungsbewegung erzeugen. Bei tiefen Temperaturen, laut [50] Temperaturen unter -70 °C, ist die Diffusionsgeschwindigkeit des Wasserstoffs zu gering, um die Versetzungsbewegung zu blockieren. Hingegen erfolgt bei hohen Temperaturen, laut [50] oberhalb 140 °C, das Ablösen von Wasserstoff von den Versetzungen, so dass die Versetzungsbewegung nicht weiter behindert wird.

Die HELP-Theorie repräsentiert die lokale Entfestigung aufgrund des Einflusses von Wasserstoff, bevorzugt an Rissspitzen. Der Wasserstoff erleichtert hierbei die Versetzungsbewegung, was einer Herabsetzung der Fließgrenze gleichkommt und zu einem lokalen Abfließen der Versetzungen führt. Dadurch resultiert in den entsprechenden Bereichen eine stark verringerte Verformungsreserve und eine wasserstoffunterstützte Rissbildung ist möglich.

Die Dekohäsionstheorie geht auf die Arbeiten von Troiano [52] und Oriani [53] zurück. Sie basiert auf der Schwächung der Metall-Metall-Bindung in der Nähe von bzw. an Rissspitzen

durch das Vorhandensein von hohen, lokalen Wasserstoffkonzentrationen und der Interaktion von Wasserstoff mit den Elektronen auf der äußeren Schale, was die Bindungskräfte herabsetzt [51]. Eine Dekohäsion bzw. Trennung von Atomen durch Zugbelastung kann schließlich zum wasserstoffunterstützten Rissbildung führen. Als mögliche Orte hoher Wasserstoffkonzentrationen, stets in Verbindung mit scharfen Rissspitzen, und entsprechender Dekohäsion werden Positionen maximaler hydrostatischer Spannungen, Teilchen-Matrix-Grenzflächen vor Rissen, spezielle polyedrische Strukturen entlang von Korngrenzen und Zugspannungsfelder in Verbindung mit Versetzungen genannt. Abschließend stellt Abbildung 2-8 schematisch die HELP- und die Dekohäsionstheorie dar.

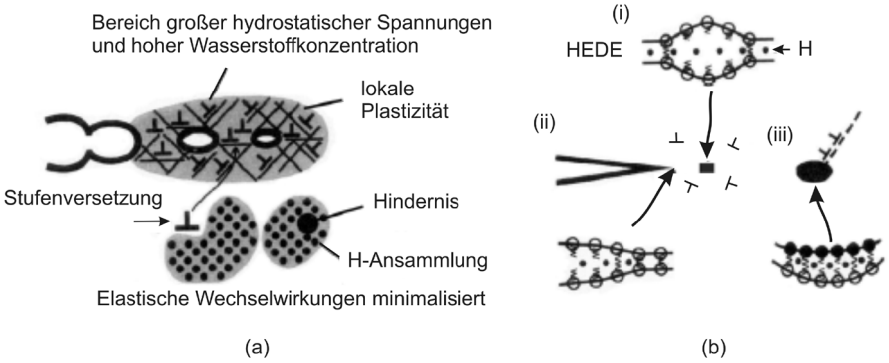


Abbildung 2-8: Skizzen zu (a) HELP-Mechanismus und (b) Dekohäsionstheorie (HEDE); zu (a): Mikroporenkoaleszenz-Prozess mit lokaler Plastizität und hohen Wasserstoffkonzentrationen; zu (b): (i) Wasserstoff im Gitter, (ii) absorbierter Wasserstoff, (iii) Wasserstoff an Partikel-Matrix-Grenzflächen, nach [51]

Die Grundlagen der Adsorptionstheorie wurden von Petch und Stables [54] entwickelt. Die Erweiterung zum so genannten AIDE-Mechanismus erfolgte durch Lynch [55, 56]. Hierbei wird von einer wasserstoffinduzierten Schwächung der interatomaren Bindungen (vgl. mit Dekohäsionstheorie) und einer Rissausbreitung durch lokale Gleitung (vgl. mit Versetzungstheorie) ausgegangen. Der „adsorbierte“ Wasserstoff lagert sich an Rissoberflächen und -spitzen an, wo er die atomaren Bindungen schwächt und die Versetzungsemission an der Rissspitze beschleunigt. Die beschleunigte Versetzungsemission führt folglich zu einer Degradation der mechanischen Eigenschaften, da ein großer Anteil der Versetzungsaktivität auf entsprechend orientierten Gleitebenen in der plastischen Zone vor dem Riss zum Rissfortschritt und -öffnung beiträgt. Die vorhandenen Risse und Hohlräume (engl. voids) koagulieren schließlich bei niedrigeren Dehnungen als ohne den Wasserstoffeinfluss, was einer Versprödung gleichkommt.

Alle drei Theorien sind experimentell belegt und erklären spezielle Phänomene bzw. Teilaspekte im Zusammenhang mit der Wirkung von Wasserstoff auf die mechanischen Werkstoff- bzw. Verbindungseigenschaften. Sie können jedoch unter Berücksichtigung verschiedener Randbedingungen keine ganzheitliche Lösung bereitstellen.

Metallurgische Faktoren im Zusammenhang mit wasserstoffunterstützer Rissbildung

Vasilenko et al. stellten in [57] fest, dass Sulfide und Oxide sowie Korngrenzen und Seigerungszonen Orte der Wasserstoffanreicherung darstellen (auch genannt: „traps“ = Fallen). Weiterhin untersuchten Vasilenko et al. die Wirkung bzw. das Zusammenspiel von Kohlen-

stoff, Mangan und Phosphor. Ein Kohlenstoffgehalt über 0,05 % erhöhte das Seigerungsverhalten von Mangan und Phosphor, wobei in den Seigerungszonen eine kritische, rissinitiierende Aufhärtung stattfinden kann. Bei einem durchschnittlichen Mangangehalt von 1,5 % traten in den Seigerungszonen maximale Gehalte von bis zu 3 % auf. Die Autoren empfehlen Schwefel- und Phosphoranteile kleiner 0,005 % und die Vermeidung von „harten“ Gefügen, wie Martensit und Bainit. Brown stellt in [58] ebenfalls dar, dass Seigerungszonen eine Aufhärtung mit sich bringen und mit Kaltrissen in Verbindung stehen. Im Speziellen trat jedoch bei den Untersuchungen von Brown eine Rissoberfläche in Erscheinung, die sowohl Erstarrungsriss- (Heißriss) als auch Kaltrisscharakteristika zeigen.

Elboujdaini und Revie [59] zeigen den Zusammenhang von Mangansulfiden und der wasserstoffunterstützten Rissbildung bzw. die rissunterstützende Wirkung von Mangansulfiden, wobei sie sich nicht spezifisch auf das Schweißen beziehen. Die Grenzfläche zwischen Matrix und Sulfide stellt hierbei eine Wasserstofffalle dar. Weiterführend wird die Wasserstoffakkumulation durch mechanische Spannungsfelder beschrieben. Als Abhilfemaßnahme postulieren die Autoren die Absenkung des Schwefelanteils.

Eine Arbeit von Tasak et al. [60] beschreibt die verzögerte Kaltrissbildung im Zusammenhang mit der Interaktion von Wasserstoff und Heißrissbildung. Dabei folgern die Autoren, dass durch Wasserstoffansammlungen in den interdendritischen Räumen eine Art Gasschicht gebildet wird, die das Zusammenwachsen der Kristallite verhindert und so Heißrissbildung begünstigt. Es kann jedoch auch zur lokalen Brückenbildung zwischen Kristalliten kommen, welche im Verlauf der Abkühlung durch den steigenden Gasdruck wieder getrennt werden. Diese Trennung resultiert laut Tasak et al. in so genannten duktilen „Adern“ auf einer eher glatten, heißrissartigen Bruchfläche. Die zitierten „Adern“ sind mit den duktilen Haarlinien bzw. Krähenfüßen aus [50] vergleichbar, Abbildung 2-9. Die so entstandenen Heißrisse stellen nun Wasserstofffallen dar und können durch weitere Wasserstoffansammlungen eine verzögerte Kaltrissbildung bedingen.

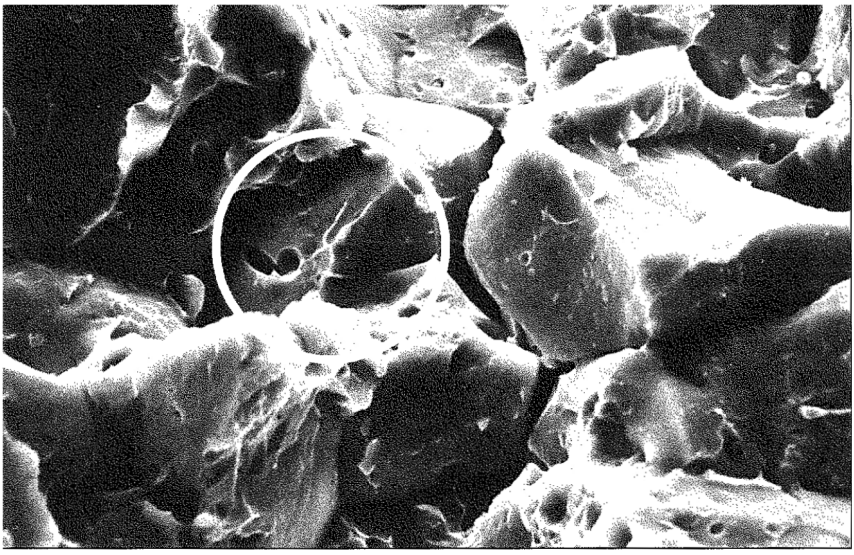


Abbildung 2-9: Bruchfläche mit krähenfußförmigen Haarlinien, Vergrößerung 1100:1, Werkstoff: 37Cr4, aus [50]

2.4 Heißrissverhalten

Die Heißrissbildung in Stählen ist seit vielen Jahrzehnten ein Forschungsgebiet innerhalb der Gießerei- und Schweißtechnik. Im Rahmen dieser Arbeit erfolgen Ausführungen zu einigen ausgewählten Theorien, Untersuchungsergebnissen und Einflüssen. Ergänzende Darstellungen über Hintergründe und Theorien der Heißrissbildung sowie Meßmethodik, beeinflussende Faktoren und geeignete Abhilfemaßnahmen kann man in folgender Literatur [61-68] finden.

Einen Einstieg in die Thematik der Heißrisse ermöglicht das DVS-Merkblatt 1004-1 „Heißrissprüfverfahren – Grundlagen“ [25]. Dieses Merkblatt vermittelt die wesentlichen theoretischen Erkenntnisse im Bereich der Heißrissprüfung und schafft durch das Kapitel 1 „Begriffe“ eine einheitliche Ausgangsbasis für Diskussionen. Nach DVS 1004-1 entstehen Heißrisse „während des Schweißens bei Abkühlung am Übergang flüssig/fest“. Heißrisse sind dabei „Materialabtrennungen, die entlang der Korngrenzen (Dendritengrenzen), also interkristallin (interdendritisch) verlaufen. Sie treten fast immer in Verbindung mit niedrigschmelzenden Substanzen auf den Korngrenzen auf. Heißrisse werden nach Entstehungsform und -art unterschieden. Im Schweißgut gebildete Heißrisse werden als Erstarrungsrisse bezeichnet. Neben der Schweißnaht im Grundwerkstoff oder angrenzenden Schweißgut (Mehrlagenschweißen) unmittelbar an der Schmelzlinie vorkommende Heißrisse sind als Wiederaufschmelzrisse klassifiziert [62, 69]. In einiger Entfernung von der Schmelzlinie auftretende „Heißrisse infolge Verformbarkeitsabfall des Werkstoffes“ so genannte „Ductility Dip Cracks“ (DDC) stellen eine Unterscheidungsform dar. Im Weiteren behandelt das Merkblatt 1004-1 „Grundsatzaussagen von Heißrißbildungstheorien in Bezug auf die Heißrißprüfung“. Es wird sich dabei auf die Theorien von Borland [70] und Prokhorov [71] bezogen.

Göbel [68] erläutert den Ablauf der Heißrissbildung, speziell der Erstarrungsrissbildung, basierend auf der „üblichen Erklärungsweise“ in der Literatur. Der Autor geht dabei von einem mehrphasig erstarrenden Werkstoff aus, der lokal aufgeschmolzen worden ist. Betrachtet man eine Position entlang der Schweißnaht, so beginnt die Schmelze zu erstarren, wenn die Wärmequelle, diese Lokation passiert hat und durch Wärmeabfuhr (Wärmeleitung, -konvektion, -strahlung) die Liquidustemperatur des vorliegenden Werkstoffs unterschritten wird. Hierbei ist die Abkühlungsgeschwindigkeit hoch und die chemischen Zusammensetzungen von fester und flüssiger Phase stehen nicht im Gleichgewicht. Es folgt eine Übersättigung der Schmelze an Legierungs- und Begleitelementen an der Erstarrungsfront, da die Löslichkeit des bereits erstarrten Mischkristalls nicht ausreichend ist bzw. die hohe Abkühlgeschwindigkeit diffusionsbedingte Prozesse einschränkt. Die „schnelle Abkühlung und Ungleichgewichtserstarrung“ führt zur Unterkühlung der Schmelze. Aus energetischen Gründen werden nun bestimmte Kristallorientierungen bevorzugt und es erfolgt eine „stark unregelmäßige zellulare oder dendritische“ Erstarrung. Die wachsenden Dendriten bzw. Kristallite schließen die verbleidende Schmelze immer mehr ein und es wird ein Nachfließen („feeding“) behindert.

Durch die stetige Anreicherung von Legierungs- und Begleitelementen in der Schmelze sinkt die lokale Solidustemperatur, so dass die Erstarrung der „Restschmelze“ weiter verzögert wird. Diese Restschmelze kommt durch mehrere Faktoren unter Unterdruck [68]:

- Schrumpfung der Schmelze an sich,
- Dichteveränderung bei der Erstarrung,
- Dichteveränderung durch Festphasenumwandlungen,
- vorliegende Strömungsbedingungen,
- Schrumpfung der festen Werkstoff-/Bauteilbereiche und
- äußere Kräfte.

Wird der Dampfdruck der Metallschmelze unterschritten, kommt es zur Porenbildung, welche einer Rissinitiierung gleichgesetzt werden kann, und zum Aufreißen der Restschmelzenfilme an den Korn- bzw. Dendritengrenzen bis sich ein mechanisches Gleichgewicht einstellt. Schließlich ist so ein Heißriss gebildet worden.

Im Weiteren definiert Prokhorov [71] das Temperaturgebiet, in welchem Heißrisse vorkommen können, als das „Temperaturintervall der Sprödigkeit“ (TIS) oder in der englischen Übersetzung „Brittle Temperature Range“ (BTR). Für jeden Werkstoff existiert ein solches charakteristisches TIS. Die obere Grenze des TIS wird durch die Temperatur repräsentiert, die vorliegt, wenn die ungehinderte Zirkulation der Restschmelze nicht mehr gewährleistet ist. Die untere Temperatur wird durch den Zeitpunkt, bei dem die Festigkeit der gebildeten Korngrenzen ausreicht um Verformungen aufzunehmen, gekennzeichnet. Diese Temperatur liegt unterhalb der Solidustemperatur der Matrix [25]. Der Temperaturbereich, in dem Heißrisse auftreten können, und die Minimalverformung, die notwendig ist, um Heißrisse zu erzeugen, sind charakteristische Merkmale des TIS. Mehrere Autoren [72-74] schätzen den Bereich des TIS anhand eines Festphasenanteils zwischen 85 % und 99 % ab. Im Speziellen legen Eskin und Katgerman [72] den Bereich 85 % bis 95 % fest. Liegt ein Festphasenanteil weniger als 85 % vor, dann ist das Nachfließen von Schmelze voraussichtlich gesichert und somit besteht nur eine geringe Heißrissgefahr. Bei Anteilen größer 95 % oder 99 % geht man davon aus, dass das Netzwerk an Festphase bereits Verformungen aufnehmen kann, so dass auch hier die Heißrissgefahr gering ist.

Göbel [68] geht in seiner Arbeit detailliert auf die unterschiedlichen metallurgischen und thermomechanischen Einflussfaktoren bezüglich der Heißrissbildung ein. Abbildung 2-10 zeigt eine schematische Darstellung zweier Dendriten und die Wirkungsorte der verschiedenen Einflussfaktoren, die in Tabelle 2-1 zusammengefasst sind. In Bezug auf Tabelle 2-1 weist Göbel [68] darauf hin, dass bewusst keine Prozessgrößen, wie Schweißgeschwindigkeit, Streckenenergie etc., aufgeführt sind, da diese im Allgemeinen verschiedene Heißrissursachen und -faktoren beinhalten bzw. ansprechen, wobei mit gegenläufigen Einflüssen auf die Rissbildung gerechnet werden kann. In den folgenden Unterkapiteln werden ausgewählte Einflussfaktoren detailliert erläutert.

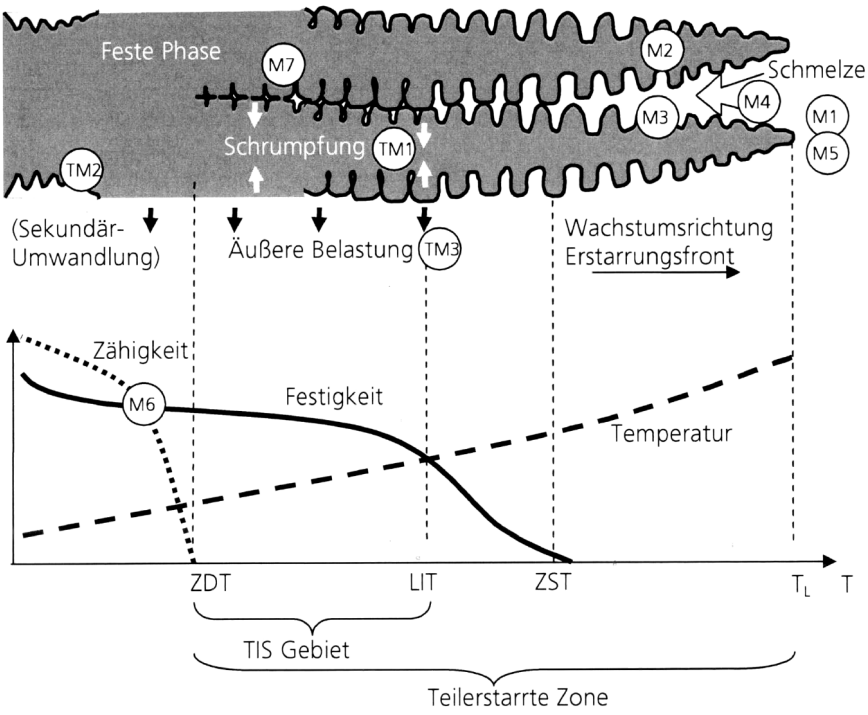


Abbildung 2-10: Schema einer dendritischen Erstarrungsfront nach [68]; zusätzlich sind Einflussfaktoren auf die Heißrissbildung dargestellt (vgl. Tabelle 1)

Tabelle 2-1: Übersicht der Einflussfaktoren auf die Heißrissneigung einer Schweißverbindung nach [68]

Kurzbezeichnung	**Beschreibung**
Thermomechanische Faktoren	
TM1	Thermische Schrumpfungsdifferenzen
TM2	Phasenumwandlungsbedingte Schrumpfungsdiffe-
TM3	Externe mechanische Belastung
Metallurgische Faktoren	
M0 (eigene Ergänzung)	Erstarrungsmodus
M1	Größe des Erstarrungsintervalls
M2	Löslichkeit und Diffusionsfähigkeit der heißrissfördernden Elemente in der Primärphase
M3	Geometrie der Erstarrungsfront
M4	Fließverhalten der Schmelze
M5	Volumenanteil des Eutektikums
M6	Hochtemperaturfestigkeit/-zähigkeit
M7	Benetzungsverhalten der Schmelze
M8	Korngrenzen-Schwächung

2.4.1 Thermische Schrumpfungsdifferenzen

Bereits 1952 stellte Pellini [75] anhand von Untersuchungen im Bereich der Gießereitechnik fest, dass mechanische Ursachen die Heißrissbildung, vor allem die lokale Dehngeschwindigkeit, die auf die „hot zone“ wirkt, bestimmen. Die metallurgischen Faktoren waren für ihn von geringerer Bedeutung, dennoch kannte er die Segregationsneigung von Phosphor und Schwefel und die negative Auswirkung der Elemente auf die Größe des Erstarrungsintervalls. Auch Herold und Streitenberger [76] stellen heraus, dass die Dehngeschwindigkeit in der so genannten „mushy zone“ der wichtigste heißrissbestimmende Faktor vieler Heißriss-Modelle ist. Die „mushy zone“ kann mit dem Zeit- bzw. Temperaturbereich des TIS gleichgesetzt werden.

Thermische Schrumpfungsdifferenzen ergeben sich durch die heterogenen thermischen Bedingungen während des Schweißens. Diese Differenzen resultieren aus dem Zusammenspiel vieler Parameter, wie Nahtkonfiguration, Materialdicke, Bauteilgeometrie, Schweißleistung, Schweißgeschwindigkeit, etc. Die Charakteristik der Schrumpfung während der Erstarrung ist bei Metallen qualitativ vergleichbar. Zuerst schrumpft die erstarrende Naht stärker als die umliegenden Bauteilbereiche, wobei diese Schrumpfung durch die Eigensteifigkeit des Bauteils und äußere Einspannung behindert werden kann. Die Wärme der Naht wird während des Schrumpfungsprozesses an den umgebenden, kälteren Werkstoff abgegeben. Das bewirkt eine (relativ geringe und kurzfristige) thermische Ausdehnung in diesen Bereichen und kann jedoch die Neigung zur Rissbildung steigern, da „die Dehnungsdifferenzen in Längs- und Tiefenrichtung weiter erhöht werden“ [68].

Kannengießer et al. [77] betrachten den Einfluss der äußeren Bauteileinspannung, ohne das Aufbringen von externen Kräften, auf die Heißrissbildung. Sie schlussfolgern, dass ein hoher Einspanngrad des Bauteils vorteilhaft für die Vermeidung von Heißrissen sein kann, da ein so genanntes „positive solid feeding“ auftritt. Cross und Böllinghaus [78] untersuchten den Einfluss der Einspannbedingungen an Wurzelschweißungen unter Verwendung der Aluminiumlegierung 6060. Die Autoren fanden heraus, dass ein hoher Einspanngrad und die Zunahme einer applizierten Vorkraft die Risslänge reduzieren bzw. Risse vollständig vermieden werden können. Im Gegensatz dazu stellen Quiroz et al. [79] fest, dass der Einspanngrad bei den untersuchten Schweißungen keinen positiven Einfluss auf die Heißrissvermeidung hat. In ihren Untersuchungen kamen Laserstrahlschweißen und der Werkstoff S690 mit einer Blechdicke von 15 mm zur Anwendung.

2.4.2 Phasenumwandlungsbedingte Schrumpfungsdifferenzen

Bei Stahllegierungen tritt, aufgrund der unterschiedlichen Temperaturabhängigkeit der Dichte von Austenit und Ferrit bei der Phasenumwandlung, ein Dichtesprung auf, der Schrumpfungsdifferenzen verursacht. Diese Differenzen können die lokale Beanspruchung im Hochtemperaturbereich vergrößern und somit die Heißrissbildung unterstützen. Ohshita et al. [80] beschreiben, dass die Phasenumwandlung von Delta-Ferrit zu Austenit bzw. der einhergehende Dichtesprung einen wesentlichen Einfluss auf die Heißrissbildung hat. Die Autoren untersuchten unlegierte Baustähle und Rohrleitungsstähle im Streckgrenzenbereich bis 500 MPa und stellten des Weiteren fest, dass Kohlenstoffmassenanteile kleiner 0,1 % heißrissbegünstigend wirken.

2.4.3 Erstarrungsmodus

Aus der Literatur ist die Relevanz des Erstarrungsmodus für die Heißrissbildung bei hochlegierten Stählen bekannt. Es treten im Wesentlichen die Erstarrungsmodi ferritisch, austenitisch und ferritisch-austenitisch auf. Bei hochlegierten Stählen führt ein ferritischer Erstarrungsmodus in der Regel zu geringerer Heißrissneigung [62, 81, 82]. Betrachtet man hingegen un- bzw. niedriglegierte Stähle, dann stellten Shankar et al. [83] fest, dass bei Eisen-Nickel-Kohlenstoff-Legierungen, ein vollständiger austenitischer Erstarrungsmodus die Heißrissneigung senkt. Diese Aussage basiert auf Heißriss-Untersuchungen mittels Transvarestraint-Test [63, 84] von Eisen-Kohlenstoff- und Eisen-Kohlenstoff-Nickel-Legierungen mit Nickelsanteilen bis 7 % und wird durch die geringe Neigung zu Seigerungen (Verteilungskoeffizient) von Kohlenstoff und Nickel begründet.

Thier [85] konstatiert stattdessen, dass eine ferritische Erstarrung bei un- und niedriglegierten Stählen sich in einer Verminderung der Heißrissneigung ausdrückt. Er begründet diese Feststellung mit der höheren Schrumpfung des kfz-Gitters des Austenits im Temperaturbereich 1536 °C bis 1392 °C, welche in eine stärkere Heißrissgefahr mündet. Weiterhin führt Thier die Delta-Ferrit-Austenit-Umwandlung an, die kompensierende Druckspannungen hinter der Erstarrungsfront aufbauen soll. Masumoto [86] unterstützt die Bevorzugung der ferritischen Umwandlung, wobei er einen Kohlenstoffgehalt kleiner 0,1 % anfügt. Neben der besseren Löslichkeit von Schwefel und Phosphor in Delta-Ferrit, begründet er seine Aussage mit negativen Auswirkungen der peritektischen Reaktion. Die peritektische Reaktion erfolgt bei Überschreitung von 0,1 % Kohlenstoff und führt zum Auftreten von austenitischen Hüllen oder Schichten auf den primärerstarrten Ferritkörner bzw. -dendriten. Das verstärkt das Seigerungsverhalten, vor allem von Schwefel, und führt zum Abschluss der Erstarrung zwischen austenitischen Gefügebestandteilen [86]. In Bezug auf den Kohlenstoffgehalt im Schweißgut, jedoch ohne die Betrachtung des Erstarrungsmodus, bestimmte Jones [87] einen kritischen Kohlenstoffgehalt von 0,15 %. Eine Überschreitung dieses Wertes zog in den Untersuchungen der Autoren einen Anstieg der Heißrissanfälligkeit nach sich.

Alfaro Lopez et al. [88] untersuchten anhand von Simulationsrechnungen den Einfluss des Kohlenstoff- und Mangananteils auf den Erstarrungsmodus und die Rissanfälligkeit im Bereich des Stranggießens. Sie nahmen drei Stahlzusammensetzungen in Ihrem Versuchsprogramm auf, wobei der Zusammensetzung 0,1 % Kohlenstoff und 1,17 % Mangan (Variante 1) die höchste Rissanfälligkeit attestiert worden ist (Variante 2: 0,14 % C, 1,17 % Mn; Variante 3: 0,14 %, 0,77 % Mn). Die Ursachen sehen die Autoren beim Zeitpunkt und dem-Kontraktionscharakter der peritektischen Reaktion, der für Variante 1 bei einem hohen Festphasenanteil von 91 % liegt, so dass ein Nachfließen an Schmelze nur schwer möglich ist.

Weiterhin zeigten Analysen von Babu und David [89] eine austenitische Nicht-Gleichgewichts-Erstarrung mittels zeitaufgelöster in-situ Röntgenbeugung für das Schweißgut eines unlegierten Stahls (Fe-C-Mn-Al) und entsprechend hoher Abkühlzeit. Die Gleichgewichtserstarrung bzw. Erstarrung bei langsamer Abkühlung würde hingegen zur primär ferritischen Erstarrung führen.

2.4.4 Größe des Erstarrungsintervalls

Das Erstarrungsintervall (Intervall zwischen Liquidus- und Solidustemperatur) wird als kritischer Bereich während des Abkühlprozesses im Sinne der Heißrissbildung betrachtet, da hier schmelzflüssige Phasen vorliegen, die nicht in der Lage sind Verformungen aufzunehmen und somit aufreißen können (= Rissinitiierung Heißriss). Aus diesem Grund wird im Allgemeinen davon ausgegangen, dass ein größeres Erstarrungsintervall rissfördernd wirkt. Legierungs- und Begleitelemente beeinflussen die Größe des Erstarrungsintervalls, dabei wirkt sich die Segregation von diesen Elementen aufgrund der Ungleichgewichtserstarrung zusätzlich negativ auf das Heißrissverhalten aus. Somit sind Elemente, die das Erstarrungsintervall vergrößern und deren Löslichkeit im Matrix-Mischkristall (hier: Austenit und Ferrit) gering bzw. durch die schnellen Abkühlungsprozesse verringert ist, als heißrissfördernd einzustufen. Clyne et al. [73] untersuchten den Einfluss von verschiedenen Schmelzzusammensetzungen auf die Erstarrungsrissbildung beim Stranggießen und Schweißen. Die Untersuchungen zeigen die Einflüsse von Schwefel und Phosphor, als heißrissfördernde Begleitelemente, auf die Rissanfälligkeit. Des Weiteren wurde der Effekt von verschiedenen Kohlenstoffgehalten auf die Erstarrungsrissbildung betrachtet und festgestellt, dass die Interaktion zwischen Kohlenstoff und Schwefel/Phosphor beachtet werden muss, wenn die Heißrissanfälligkeit bewertet wird. Weitere Autoren [70, 90, 91] stellten ebenfalls fest, dass Schwefel und Phosphor das Erstarrungsintervall erweitern und niedrigschmelzende Eutektika bilden, die unter lokaler mechanischer Beanspruchung zu Heißrissen führen können. Weitere heißrissfördernde Elemente sind Bor [83], Arsen, Titan und Niob, die jedoch hinsichtlich ihrer geringeren Legierungsgehalten und entsprechenden Löslichkeit im Eisen-Mischkristall nur eine geringe Relevanz [70] im Bereich der Feinkornbaustähle aufweisen. Nickel ist aufgrund der Bildung von niedrigschmelzenden Eutektika mit Schwefel und Phosphor als heißrissrelevant einzustufen. Auch Shankar et al. bestätigen durch Ihre Untersuchungen in [83] die heißrissfördernde Wirkung von Nickel, speziell bei niedriglegierten Stählen, da die gemessene Gesamtrisslänge (Varestraint-Test), ab einem Nickelanteil von 1 %, mit steigendem Nickelgehalt zunimmt.

Trotz der obigen Ausführungen bleibt festzuhalten, dass ein großes Erstarrungsintervall nicht generell mit einer höheren Heißrissneigung gleichzusetzen ist. Zum einen kommt es stets zur Überlagerung mit anderen heißrissfördernden Faktoren und zum anderen stellten Kim et al. [92] fest, dass bei Invar-Legierungen, die ein geringes Erstarrungsintervall besitzen, eine hohe Heißrissanfälligkeit vorliegt. Für kommerzielle wasservergütete Feinkornbaustähle sind bislang keine Veröffentlichungen gefunden worden, die den Zusammenhang des Erstarrungsintervalls (TIS, BTR) mit der Heißrissbildung untersuchen.

Gärtner führt in [91] verschiedene eutektische Temperaturen (unter Gleichgewichtsbedingungen) von Verbindungen typischer Stahl-Legierungs- und Begleitelemente auf, diese Übersicht wird in Tabelle 2-2 wiedergegeben.

Tabelle 2-2: Übersicht möglicher Verbindungen und deren eutektische Temperaturen $T_{eutek.}$ (bzw. Schmelztemperatur T_s) nach [91]

Elementsystem	Chemische Zusammensetzung	$T_{eutek.}$ in °C
Fe-S	69 % Fe, 31 % S	988
Fe-S	63 % Fe (FeS), 37 % S	1170 (T_s)
Fe-FeS	85 % Fe, 15 % FeS	965
FeO-FeS	40 % FeO, 60 % FeS	940
CoO-FeS	40 % CoO, 60 % FeS	975
Cu_2S-FeO-FeS	26 % Cu_2S, 16 % FeO, 85 % FeS	850
Co-Fe-CoS-FeS	9 % Co, 7 % Fe, 42 % CoS, 42 %	930
Mn-S	63 % Mn (MnS), 37 % S	1530 (1610)
Ni-S	77 % Ni, 23 % S	645
Sn-S	80 % Sn, 20 % S	858 (T_s)
Co-S	73 % Co, 27 % S	877
Cu-S	99 % Cu, 1 % S	1067
Al-S	49 % Al, 51 % S	1070 (T_s)
V-S	88 % V, 12 % S	1312
Fe-P	+ Fe_2P	945
Fe-P	+ Fe_3P (schnelle Abkühlung)	1050 (T_s)
Mn-P	Mn_3P	960
Ni-P	81 % Ni, 19 % P	880
Fe-CaO-Fe_2O_3	$(CaO)_4$:$(Fe_3O_4)_4$	1120
FeO-Fe_2O_3-SiO_2	55 % FeO, 10 % Fe_2O_3, 35 %	1140
Fe_2O_3-V_2O_5	10 % Fe_2O_3, 90 % V_2O_5	635
MnO-SiO_2	60 % MnO, 40 % SiO_2	1251
Mn_3O_4-SiO_2	67 % Mn_3O_4, 33 % SiO_2	1204

2.4.4.1 Löslichkeit und Diffusionsfähigkeit der heißrissfördernden Elemente in der Primärphase

Die bei der Abkühlung primär entstehende Phase (vgl. mit Erstarrungsmodi) hat einen großen Einfluss auf die Heißrissneigung. Dies begründet sich vor allem durch die Löslichkeit der heißrissfördernden Elemente und deren Diffusionsfähigkeit im entsprechenden Kristallgitter. Ferrit besitzt eine höhere Löslichkeit für Schwefel und gleichzeitig ist der Diffusionskoeffizient von Schwefel im Ferrit höher als im Austenit, so dass weniger Schwefel für Bildung von niedrigschmelzenden Verbindungen vorhanden ist und Schwefel weniger lokal anreichert (Seigerung).

Eine Abschätzung der Rissbildungszunahme durch die Erweiterung des Erstarrungsintervalls in Abhängigkeit vom Legierungs- bzw. Begleitelementanteils machte Borland [70]. Um

die Vergleichbarkeit der verschiedenen Elemente zu gewährleisten, führte er ein dimensionsloses Risskriterium ein, Abbildung 2-11.

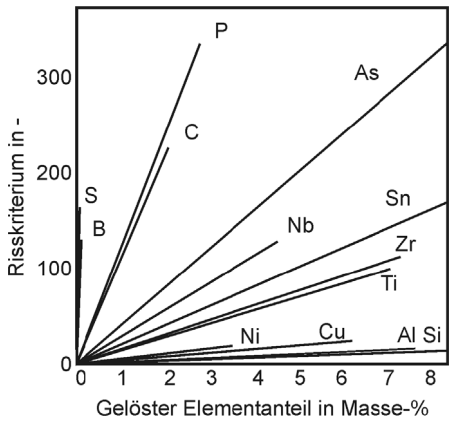


Abbildung 2-11: Beeinflussung des Risskriteriums durch Begleit- u. Legierungselemente in der Eisenschmelze, Annahme von direkter Proportionalität zwischen Rissneigung und Größe des Erstarrungsintervalls, nach [70]

Bezüglich Seigerungen an Korngrenzen, welche vor allem die Wiederaufschmelzrissbildung in der WEZ beeinflussen, untersuchten Maier und Faulkner [93] die Charakteristik der Elemente Mangan und Phosphor unter verschiedenen thermischen Bedingungen (Schweißen, Wärmenachbehandlung und erhöhte Betriebstemperatur). Die Autoren stellen für das Schweißen eine hohe Seigerungsneigung des Mangans an den ehemaligen Austenitkorngrenzen (prior austenite grain boundaries) fest, wobei eine zunehmende Primäraustenitkorngröße die Manganseigerungen an den Korngrenzen verstärkt. Allen und Wolstenholme [94] analysierten Mikrorisse in ferritischem Schweißgut beim Schweißen von warmfesten Stählen. Sie wiesen Schwefelseigerungen und Sulfiden eine wesentliche Rolle bei der intergranularen Rissbildung zu. Sie stellten jedoch gleichzeitig fest, dass die Schwefelgehalte im Grundwerkstoff eigentlich nicht kritisch zu sein schienen.

2.4.4.2 Geometrie und Lage der Erstarrungsfront

Prinzipiell bestimmen Temperaturgradient, Erstarrungsgeschwindigkeit und Vorzugsorientierung der erstarrenden Kristallite die heterogene Keimbildung am Grundwerkstoff (Schweißen), Kokillenwänden (Gießen), etc. Die Vorzugsorientierung der Erstarrung hängt hierbei von den energetisch bevorzugten Kristallwachstumsrichtungen ab, die bei der Erstarrung favorisiert werden (epitaktische Erstarrung). Kurz und Fisher [95] zeigen anhand von Abbildung 2-12 die Auswirkung von unterschiedlichen Erstarrungsgeschwindigkeiten und Temperaturgradienten auf die sich ausbildende Erstarrungsmorphologie.

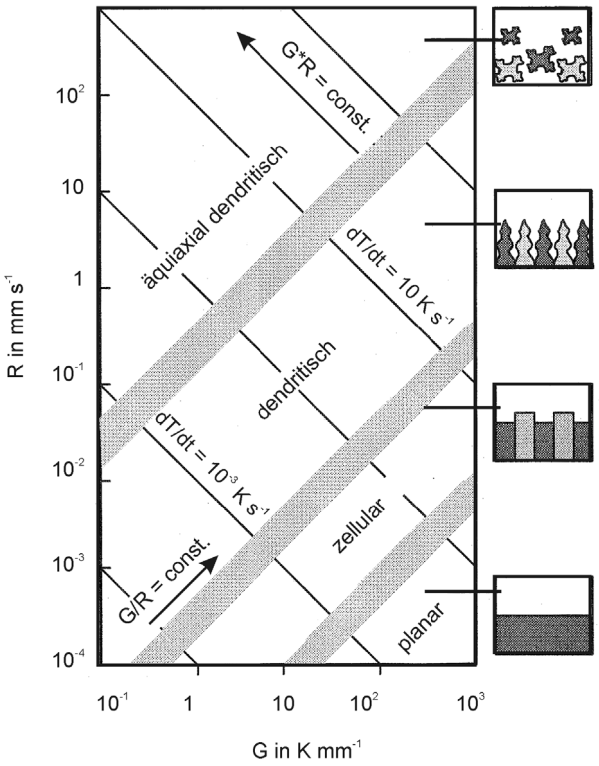


Abbildung 2-12: Ausbildung der Erstarrungsfront als Funktion vom Temperaturgradienten G und Erstarrungsgeschwindigkeit R, nach [68, 95]

Der Übergang von einer planaren zu einer zellularen oder dendritischen Erstarrungsmorphologie wird durch die Instabilität der Erstarrungsfront bestimmt. Kurz und Fisher [95] beschreiben diese Instabilität mit Hilfe der folgenden Gleichung:

$$\frac{G}{R} < \frac{\Delta T_0}{D_L}. \qquad (3)$$

Ist das Verhältnis von Temperaturgradient (G) zur Erstarrungsgeschwindigkeit (R od. v) kleiner als das Verhältnis von Erstarrungsintervall und Diffusionskoeffizient D_L des Fremdelements in der Schmelze, liegt eine solche Instabilität der Erstarrungsfront vor. Folglich kann vor der Erstarrungsfront der Anteil an Legierungs- bzw. Begleitelementen ansteigen, da der Festkörper eine geringere Löslichkeit aufweist. Ein diffusionsbedingter Ausgleich der Konzentrationsunterschiede wird durch die vorherrschenden Abkühlbedingungen unterdrückt. Durch diesen Prozess können sich in der Restschmelze vor der Erstarrungsfront hohe Gehalte an heißrissfördernden Elementen anreichern, die die Erstarrung der Restschmelze verzögern (vgl. Tabelle 2-2). Es entsteht der Bereich der so genannten konstitutionellen Unterkühlung, Abbildung 2-13.

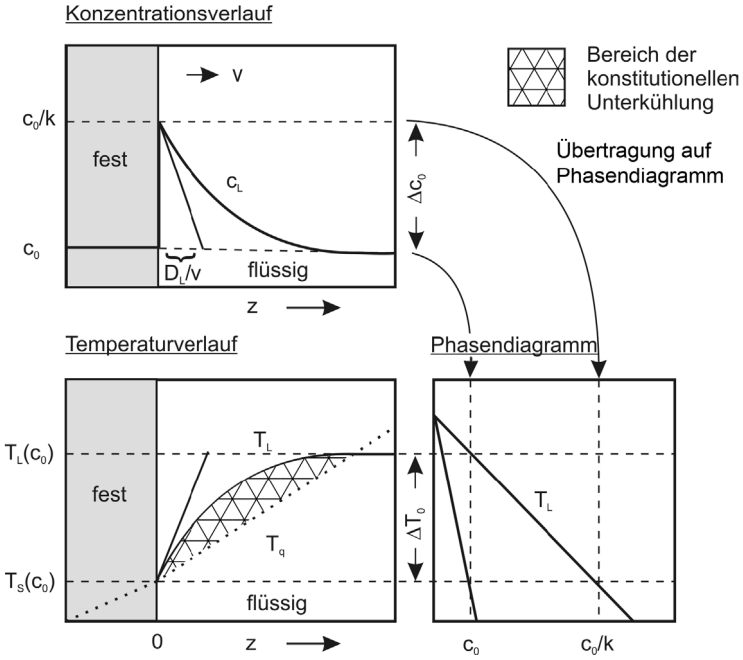


Abbildung 2-13: Schema zur konstitutionellen Unterkühlung, Unterkühlung herrscht, wenn Gradient von T_q kleiner als der Gradient von T_L ist, T_q = reale Temperatur, T_L = Liquidustemperatur, T_s = Solidustemperatur, v = Geschwindigkeit der Erstarrungsfront, z = Ortskoordinate in Erstarrungsrichtung, nach [95]

Wird die Erstarrungsgeschwindigkeit als Schweißgeschwindigkeit betrachtet (typischerweise zwischen 1 - 10 mm·s^{-1}) und die $t_{8/5}$-Zeit (zwischen 3 - 30 s) mit der Abkühlrate (Produkt aus Temperaturgradient G und Erstarrungsgeschwindigkeit R) gleichgesetzt, dann ergibt sich für das Lichtbogenschweißen der Bereich der dendritischen Erstarrung. Ohshita et al. stellen in [80] die Relevanz der Erstarrungsmorphologie bei der Heißrissbildung heraus, wobei Schweißgeschwindigkeit, Art der Badsicherung, Schweißnahtvorbereitung und Schweißparameter als Einflüsse genannt werden. Eine dendritische Erstarrung, die von beiden Nahtflanken aufeinander zu erfolgt und sich in der (Symmetrie-)Achse der Schweißnaht treffen, gilt als heißrissbegünstigend.

2.4.4.3 Fließverhalten der Schmelze

Dieser Aspekt beinhaltet das Nachfließen der Schmelze bzw. die Behinderung dieses Nachfließens und den Zusammenhang mit der Heißrissbildung. Im Allgemeinen ist ein Nachfließen der Schmelze günstig für die Heißrissvermeidung. Göbel [68] zählt folgende Triebkräfte, die den Schmelzefluss bestimmen, auf:

- Unterdruck im teilerstarrten Gebiet und dessen Schrumpfung (statische Druckkomponente)
- Fließgeschwindigkeit und -richtung vor dem teilerstarrten Gebiet (dynamische Druckkomponente)
- Differenzen der Oberflächenspannungen zwischen fest/flüssig (auch als Kapillarwirkungen der Restschmelzekanäle beschreibbar) und

- Extern verursachte Volumen-Kraftwirkungen, etwa durch Lorentzkräfte.

Feurer [96] etablierte ein Modell, das das Verhältnis der Schrumpfungsgeschwindigkeit („rate of shrinkage“ ROS) zum nachfließenden Volumenstrom („rate of feeding“ ROF) betrachtet. Dieses Modell wurde von mehreren Autoren ausgebaut. Eine wesentliche Erweiterung wird von Rappaz et al. [97] in ihrem Ansatz zum „hot tearing initiation model“ formuliert, wobei lokale Dehnungen mit der Massenbilanz zwischen Dendriten und erstarrender interdritischer Schmelze kombiniert worden sind. Sie führen weiterhin einen „Hot Cracking Sensitivity“-(HCS)-Index ein, der eine maximale Dehnungsrate darstellt, ab welcher es zu einer Mikroporen-Bildung kommt.

2.5 Schweißtechnische Verarbeitung

Die schweißtechnische Verarbeitung von Feinkornbaustählen wird in folgendem Schrifttum behandelt und sollte unter dessen Beachtung geschehen: DVS-Merkblatt 0916 „Metall-Schutzgasschweißen von Feinkornbaustählen“ [98], Stahl-Eisen-Werkstoffblätter (SEW) 088 „Schweißgeeignete Feinkornbaustähle“ [28], SEW 090 „Hochfeste flüssigkeitsvergütete Feinkornstähle“ [99] und DIN EN 1011-2 „Schweißen – Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe“ [27]. Zusätzlich bieten die meisten Stahlhersteller und -verarbeiter Datenblätter an, die Informationen und Hinweise zur schweißtechnischen Verarbeitung der von Ihnen vertriebenen Stähle bereitstellen. Des Weiteren gibt es entsprechende Veröffentlichungen zur Thematik „Schweißen von Feinkornbaustählen“, die weitere Hintergrundinformationen beinhalten.

Das SEW 088 weist zuerst daraufhin, dass Stähle mit steigenden Mindestwerten der Streckgrenze und höherer Blechdicke eine erhöhte Sorgfalt erfahren sollen. Dabei ist eine schweiß- und beanspruchungsgerechte Konstruktion eine wesentliche Voraussetzung für die erfolgreiche Verarbeitung. Im Weiteren wird herausgestellt, dass die im Werkstoffblatt behandelten Stähle, Feinkornbaustähle eingeschlossen, sich durch ihre Schweißeignung auszeichnen. Es folgen Abhandlungen zur Schweißnahtvorbereitung und Auswahl von Schweißzusätzen und -hilfsstoffen. Unter dem Punkt 4.5 „Rißsicherheit beim Schweißen“ wird auf eine geringe Gefahr des Auftretens von Heißrissen, der im SEW 088 behandelten Stähle, hingewiesen. Auf das Kaltrissverhalten ist in Abschnitt 2.3 näher eingegangen worden. Nach den Ausführungen zur Risssicherheit wird der „Einfluß der Schweißbedingungen auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen“ betrachtet. Die entscheidende Bedeutung des Temperatur-Zeit-Verlaufs wird hervorgehoben und die Abkühlzeit $t_{8/5}$ eingeführt (Abkühlzeit-Konzept s. SEW 088 Beiblatt 2). Zusätzlich wird ein Abkühlzeit-Bereich ($t_{8/5}$- Zeit) von 10 s bis 25 s als Erfahrungswert für die in dieser Arbeit behandelten Stähle angegeben. Dieser Bereich kann im Speziellen für das Schweißen von S960QL nicht bestätigt werden. Einerseits empfehlen Stahlhersteller wie die Salzgitter Gruppe 10 s – 15 s [41], die ThyssenKrupp Steel Europe AG 6 s – 15 s [44], die voestalpine Grobblech GmbH 3 s – 15 s [42] und die AG der Dillinger Hüttenwerke ≤ 8 s [43]. Höhere Abkühlzeiten haben in der Regel Zähigkeits-, Festigkeits- und Härtewerte zur Folge, die den Anforderungen nicht mehr genügen. Hingegen steigt bei sehr kurzen Abkühlzeiten die Gefahr der Kaltrissbildung an. Andererseits findet sich in Gerster et al. [100] ein favorisierter Abkühlzeit-Bereich von 6 s – 10 s und in Heinemann et al. [101] 6 s – 12 s. Durch die Literaturrecherche ergibt sich somit ein präferierter Abkühlzeit-Bereich von 3 s – 15 s, wobei

die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindung unter Anwendung der DIN EN ISO 15614-1:2012 [2] eingehalten werden müssen.

Das SEW 090 bezieht sich im Wesentlichen auf das SEW 088, gibt jedoch den Hinweis, dass bei Stahlsorten mit einer Mindeststreckgrenze von > 890 N/mm² und darüber eine vergleichsweise enge Spanne für die Zwischenlagentemperatur und das Wärmeeinbringen einzuhalten ist. Dabei steht im Vordergrund, dass das Schweißgut eine dem Grundwerkstoff entsprechende Streckgrenze besitzen sollte (Ausnahme „under-matching“). Die Grundlage dafür bildet die Verwendung geeigneter Schweißzusätze unter Beachtung angemessener Schweißbedingungen. Im Interesse der Kaltrisssicherheit der Schweißverbindungen werden Schweißzusätze verwendet, die einen sehr geringen absoluten Wasserstoffgehalt im Schweißgut zur Folge haben. Die Streckenenergie wird zusätzlich nach oben begrenzt, damit die Eigenschaften des Stahles nicht unzulässig beeinträchtigt werden. Diese Begrenzung hängt im Allgemeinen vom Schweißverfahren, der Erzeugnisdicke, der Vorwärmtemperatur, der Nahtform und den an die Konstruktion gestellten Anforderungen ab. Das SEW 088, Beiblatt 2 behandelt den Zusammenhang der genannten Einflussgrößen im so genannten Abkühlzeit-Konzept. Ein Spannungsarmglühen ist laut SEW 088 und 090 nur erforderlich, wenn Bauvorschriften oder konstruktive Gründe es erfordern und sollte dann im Temperaturbereich von 530 °C bis 580 °C durchgeführt werden.

Die Anleitungen der DIN EN 1011-2:2001 gelten für ferritische Stähle der Gruppen 1 bis 7 nach ISO/TR 15608. Diese Norm beinhaltet umfangreiche Ausführungen in ihren Anhängen, wobei die Vermeidung von Wasserstoffrissen (Kaltrissen), Terrassenbrüchen und Erstarrungsrissen behandelt wird. Die Bildung von Erstarrungsrissen beruht laut DIN EN 1011-2 auf Verunreinigungen an Schwefel und Phosphor in Zusammenwirkung mit Kohlenstoff, der vom Grundwerkstoff bei hohem Aufmischungsgrad aufgenommen wird. Um die Erstarrungsrissneigung zu vermindern, wird auf Schweißzusätze mit geringem Kohlenstoffgehalt und Anteil an Begleitelementen (Schwefel, Phosphor) sowie hohem Mangananteil zurückgegriffen. Eine Verringerung der Schweißgeschwindigkeit wird ebenfalls empfohlen. Des Weiteren wird die Anfälligkeit gegen Erstarrungsrisse im Schweißgut durch die Schweißraupengeometrie (Nahtbreite:Nahtdicke-Verhältnis) beeinflusst. Die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes wird durch die Zusammensetzung des Zusatzwerkstoffes und des Grundwerkstoffes sowie den Grad der Aufmischung bestimmt. Der Aufmischungsgrad und die Schweißraupengeometrie sind jedoch von der Geometrie des Stoßes (Flankenwinkel, Stegbreite/-höhe) und von den Schweißparametern (Schweißstrom und -spannung) abhängig. Für das Schweißen von Kohlenstoff- und Kohlenstoff-Mangan-Stählen kann die zusammensetzungsbedingte Erstarrungsrissanfälligkeit als „Einheiten für die Rissanfälligkeit“ (UCS) berechnet werden. Resultierende Werte < 10 UCS weisen auf einen hohen und über 30 auf einen niedrigen Widerstand gegen Erstarrungsrissbildung hin. Die Gültigkeit der UCS-Formel wird jedoch eng durch entsprechende Elementgehalte bzw. Bereiche an Elementgehalten (Legierungs- und Begleitelemente) begrenzt.

Das DVS-Merkblatt 0916 enthält, bezüglich des SEW 088, ergänzende Verarbeitungshinweise zum Metall-Aktivgas(MAG)-Schweißen anhand von Diagrammen, die die Arbeitsbereiche für Strom und Spannung, die Streckenenergiebereiche in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit und die Schweißbedingungen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ wiedergeben. Bezogen auf den Nahtaufbau empfiehlt das DVS-Merkblatt 0916 möglichst flache Raupen zum Herstellen der Füll- und Decklagen. Die Wurzellage kann laut

Merkblatt mit einem Schweißzusatz verschweißt werden, dessen Schweißgut schließlich eine niedrigere Festigkeit als die Füll- und Decklagen besitzt.

Es wurde bereits erwähnt, dass zur Qualifizierung eines Schweißverfahrens für den Lichtbogenbereich (Werkstoff Stahl) die Norm DIN EN ISO 15614-1 zu beachten ist. Weiterhin ist die Qualität von Schweißverbindungen nach DIN EN ISO 5817:2006 [29] zu bewerten, wobei in Anwendungsnormen Erläuterungen zu den erforderlichen Bewertungsgruppen zu finden sind.

2.5.1 Modifizierter Sprühlichtbogenprozess

Der modifizierte Sprühlichtbogen stellt eine Weiterentwicklung des Sprühlichtbogens im Bereich des Metall-Aktiv-Gasschweißens dar, der auf speziellen Spannungs-Strom-Kennlinien und modernen digitalen Inverterstromquellen beruht. Abbildung 2-14 zeigt schematisch die Einordnung des modifizierten Sprühlichtbogens in Vergleich zu den Arbeitsbereichen von verschiedenen anderen Lichtbogenarten.

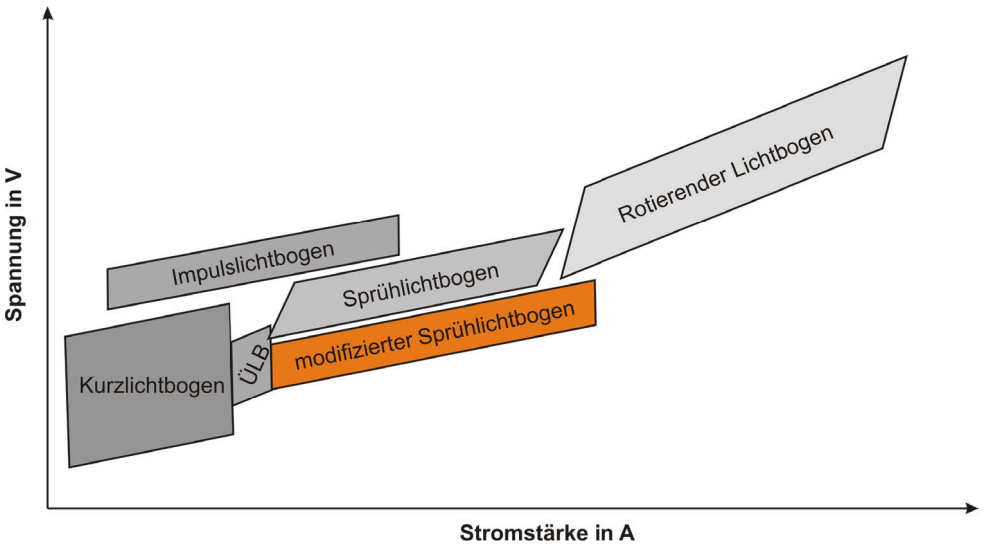


Abbildung 2-14: Schematische Einordnung des modifizierten Sprühlichtbogens

Verschiedene Autoren [102-104] stellen folgende Besonderheiten beim Schweißen mit modifiziertem Sprühlichtbogen heraus:

- Gutes Einbrandverhalten mit kurzem, fokussiertem Sprühlichtbogen,
- Weniger Einbrandkerben,
- Geringerer Verzug durch reduzierte Wärmeeinbringung,
- Prozessangepasstes, geringeres Nahtvolumen und
- Höhere Wirtschaftlichkeit durch optimierte Prozesszeiten (Nahtvorbereitung und Nahtausführung).

Diese Vorteile ermöglichen, zum Beispiel, das Schweißen von 20 mm Stahlblechen in zweilagiger Ausführung [38]. Jedoch resultieren auch Herausforderungen für die heutigen

Werkstoffe, denn Empfehlungen zur schweißtechnischen Verarbeitung von Feinkornbaustählen, wie dem DVS-Merkblatt 0916 [98], werden kompromittiert. Das betrifft vor allem den Nahtaufbau, denn es werden üblicherweise flache Strichraupen empfohlen, jedoch wie in [38] durch Heinze et al. gezeigt, entspricht der technisch realisierbare Nahtaufbau für modifizierte Sprühlichtbogenprozesse nicht dieser Vorgabe. Allerdings verursachen Nähte mit einem niedrigen Nahtbreite:Nahtdicke-Verhältnis beim Abkühlen nach dem Schweißvorgang Spannungs- und Dehnungsfelder, die höhere Werte der Spannungs- bzw. Dehnungskomponente in Blechdickenrichtung, als für den Fall von flachen Raupen, aufweisen. Dieser dreiachsige Spannungs- bzw. Dehnungszustand unterstützt folglich die Rissbildung im Schweißgut.

2.6 Thermodynamische Berechnungen

Thermodynamische Berechnungen sind für die rechnergestützte Ermittlung von mehrkomponentigen, mehrphasigen Zustandsdiagrammen anwendbar. Einen aktuellen Überblick zur Thematik stellte Babu [105] zusammen, wobei er auch umfangreich auf phasenkinetische Fragestellungen eingeht.

In Bezug auf das Schweißen erlauben thermodynamische Berechnungen es die Phasenentwicklung während der Erstarrung zu ermitteln. Durch die hohen vorherrschenden Abkühlgeschwindigkeiten befindet sich das betrachtete System nicht im Gleichgewicht. Hierbei kann die Berechnung nach Scheil [106] angewandt werden, um sich den schnellen Abkühlbedingungen anzunähern. Das Modell nach Scheil geht dabei von verschiedenen Randbedingungen bzw. Annahmen aus [106, 107]:

- An der Erstarrungsfront herrscht ein lokales Gleichgewicht,
- Es liegt ein vollkommener Diffusionsausgleich in der flüssigen Phase vor,
- In der festen Phase findet keine Diffusion statt und
- Die Erstarrung beginnt bei $T = T_L$ mit $c_s = k\, c_0$.

Für das typische Legierungssystem von Feinkornbaustählen, welches aufgrund der hohen Anzahl an Legierungs- bzw. Begleitelementen sehr komplex ist, sind in der Literatur keine thermodynamischen Analysen bzgl. mehrphasiger Zustandsdiagramme, z.B. das System Fe-Mn-Ni-C, gefunden worden. Allerdings erfolgte in [89, 108] die Berechnung der Einschlussbildung beim Schweißen niedriglegierter Stählen des Systems Fe-Mn-C. Im Bereich der Nickelbasislegierungen [109-111] und hochlegierten Stähle [112, 113] fand die Nutzung von thermodynamischen Berechnungsprogrammen Anwendung zur Bestimmung des Erstarrungsmodus, Ausscheidungsverhaltens, Seigerungsverhaltens usw.

2.7 Zusammenfassung zum Stand der Technik

Im Folgenden wird eine Kurzfassung der bisherigen Ausführungen dargestellt, die die grundlegende Fragestellung der vorliegenden Arbeit hervorhebt.

Die Bewertungsgruppennorm zur Bewertung von Schweißnähten DIN EN ISO 5817 definiert Mikrorisse als lichtmikroskopisch erkennbare Risse unter einer 50-fachen Vergrößerung. Aktuelle normative Anforderungen an die Ausführung von Stahltragwerken im Bereich der vergüteten Feinkornbaustähle enthalten Neuerungen zur Zulässigkeit von Mikrorissen. Vernachlässigte die frühere Normung noch Mikrorisse, sind für die ab 2014 verbindliche Norm DIN EN 1090-2 (bisher Koexistenz mit Vorgängernorm) Mikrorisse für vergütete Feinkornbaustähle nach DIN EN 10025-6 auszuschließen.

Die Problematik der Mikrorissbildung wird daraufhin in dieser Arbeit aufgegriffen und in die aktuelle Normung eingeordnet. Die durchgeführten Untersuchungen befassen sich mit der Klärung der Rissart sowie der Analyse von Einflüssen und Abhängigkeiten. Hierbei werden sowohl eine mögliche Heißrissbildung als auch eine potenzielle Kaltrissbildung aufgegriffen. Diese Herangehensweise ist im Zusammenhang mit Mikrorissen bisher noch nicht in der Literatur erfasst, jedoch zu einer eindeutigen Bestimmung der Rissart unumgänglich. Die aufgeführten Literaturstellen zeigen zusätzlich, dass verschiedene werkstoffwissenschaftliche Charakteristika, wie z.B. Seigerungszonen und Mangansulfidausscheidungen, als Hinweis für Heiß- und Kaltrisse gedeutet werden können. Diese Mehrdeutigkeit erschwert die Einordnung von (Mikro-)Rissen und das Finden geeigneter Abhilfemaßnahmen, die zur Vermeidung der Rissbildung dienen.

Die Möglichkeiten der thermodynamischen Berechnung der Phasenentwicklung während der Abkühlung werden genutzt, um die Erstarrung im heißrissrelevanten Temperaturbereich und die Bildung von niedrigschmelzenden Phasen zu charakterisieren. Für das relevante Elementsystem Eisen-Nickel-Chrom-Schwefel sind nach Kenntnis des Autors keine Veröffentlichungen vorhanden, die Phasenentwicklung und Mikrorissbildung in diesem System aufgreifen.

Die vorliegende Arbeit trägt somit durch die umfangreiche Charakterisierung der Mikrorissbildung zur Erweiterung des Verständnisses dieser Problematik beim Schweißen von hochfesten Feinkornbaustählen bei und stellt die zukünftige Relevanz der Thematik bezüglich aktueller Normung heraus. Die Vermeidung von Mikrorissen wird anhand von metallurgischen bzw. werkstoffbezogenen, konstruktiven und prozesstechnischen Maßnahmen angestrebt, die sich bereits innerhalb der ausgewerteten Literatur bewährt haben, so dass letztlich Empfehlungen für das mikrorissfreie Schweißen von hochfesten Feinkornbaustählen gegeben werden.

3 Versuchsdurchführung

Die Versuchsdurchführung beinhaltet experimentelle und thermodynamische Methoden, die der Untersuchung der Mikrorissbildung dienen. Die experimentelle Versuchsdurchführung basiert im Wesentlichen auf Schweißversuchen an hochfesten Feinkornbaustählen und deren Analyse.

3.1 Experimentelle Versuchsdurchführung

3.1.1 Versuchswerkstoffe und Werkstoffkennwerte

Die Untersuchung der Mikrorissbildung während des Schweißens erfolgte an den wasservergüteten Feinkornbaustählen S690QL und S960QL, welche in der DIN EN 10025-6:2011 [3] genormt sind. Die Probebleche für die Versuchsschweißungen hatten, unter Beachtung der zulässigen Grenzabmaße nach DIN EN 10029:2010 [114], eine Nennblechdicke von 20 mm. Die chemische Zusammensetzung der Versuchschargen ist Tabelle 3-1 zu entnehmen.

Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe, Stückanalyse S690QL u. S960QL mittels Funkenspektralanalyse

Massenanteil des Elementes in %	C	Mn	Si	Mo	Cr	Ni	Cu	P	S	Fe
Charge S690QL	0,17	1,29	0,29	0,12	0,07	0,05	0,03	0,014	0,001	Rest
DIN EN 10025 Teil 6:2011 (Maxima)	0,22	1,80	0,86	0,70	1,60	2,10	0,55	0,025	0,012	Rest
Hersteller A S960QL	0,16	0,94	0,31	0,30	0,55	1,00	0,10	0,011	0,001	Rest
Hersteller B* S960QL	0,17	1,27	0,23	0,60	0,19	0,05	0,01	0,006	0,001	Rest
DIN EN 10025 Teil 6:2011 (Maxima)	0,22	1,80	0,86	0,70	1,60	2,10	0,55	0,025	0,012	Rest

*Angabe aus Abnahmeprüfzeugnis 3.1 nach EN 10204 [115], Schmelze 103710

Das Kohlenstoffäquivalent CEV nach DIN EN 10025-1:2011 [116] ergibt 0,5 % für den S690QL (Normvorgabe max. 0,65 %) und 0,56 % bzw. 0.55 % für den S960QL des Herstellers A bzw. B (Normvorgabe max. 0,82 %). Ein weiteres Kohlenstoffäquivalent wird im DVS-Merkblatt 0916 aufgeführt, das CET. Das CET beträgt für die Charge des S690QL 0,31 %, für den S960QL des Herstellers A 0,32 % und 0,37 % für die Charge des Herstellers B.

Eine Überprüfung der (Grund-)Werkstoffkennwerte erfolgte am hochfesten Feinkornbaustahl S960QL des Herstellers A, Werkstoffnummer 1.8933, da dieser in den Hauptuntersuchungen der vorliegenden Arbeit verwendet worden ist. Tabelle 3-2 fasst die ermittelten Werte für Streckgrenze, Zugfestigkeit und Kerbschlagarbeit zusammen und stellt sie den

Normvorgaben [3] gegenüber. Die Angaben für die S960QL-Charge des Herstellers B sind dem Abnahmeprüfzeugnis 3.1 nach DIN EN 10204 [115] entnommen.

Tabelle 3-2: Mechanische Eigenschaften des Grundwerkstoffs S960QL im Vergleich zur DIN EN 10025-6:2004; $R_{eH\ min}$ = Mindeststreckgrenze, R_m = Zugfestigkeit, A_{min} = Mindestbruchdehnung , EW = Einzelwerte

S960QL	$R_{eH\ min}$ in MPa	R_m in MPa	A_{min} in %	KV in J (Prüftemp. -40 °C)
Hersteller A (20 mm)	1008	1077	12,8	30 (quer) / 25 (längs) EW: 33, 36, 13, 36 / 23, 12, 33, 33
Hersteller B (20 mm)	1015	1071	15,0	83 (quer) EW: 82, 75, 91
Normvorgabe (20 mm)	960	980 – 1150	10	27 (quer) / 30 (längs)

Die verwendeten Schweißzusatzwerkstoffe sind in der Norm DIN EN ISO 16834:2010 [117] zu finden, wobei die Zusätze Mn3Ni1CrMo bzw. Mn4Ni2CrMo für die Grundwerkstoffe S690QL bzw. S960QL verwendet worden sind. Sowohl die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs als auch des Schweißzusatzes und des Schweißgutes sind dementsprechend analysiert worden. Für die Untersuchung des GW und des Schweißgutes wurden die Funkenemissionsspektroskopie und die Elektronenstrahlmikroanalyse angewandt. Die Analyse des Schweißzusatzwerkstoffes (Entnahme direkt von der Drahtrolle) erfolgte nach Auflösung des Zusatzdrahtes in Königswasser (Salzsäure und Salpetersäure, Verhältnis 3:1) plasmaspektroskopisch (ICP-OES), Tabelle 3-3.

Tabelle 3-3: Chemische Zusammensetzung des Schweißzusatzwerkstoffes bestimmt mit Hilfe optischer Emissionsspektroskopie mittels induktiv gekoppeltem Plasma (ICP-OES)[a]

Massenanteil des Elementes in %	C	Mn	Si	Mo	Cr	Ni	Cu	P	S	Fe
Schweißzusatz S690QL	0,1	1,44	0,52	0,25	0,16	0,76	0,29	0,054	0,009	Rest
ISO 16834:2010 Mn3Ni1CrMo	max. 0,12	1,3 - 1,8	0,4 - 0,7	0,2 - 0,3	0,2 - 0,4	1,2 - 1,6	max. 0,35	max. 0,015	max. 0,018	Rest
Schweißzusatz S960QL	0,09	1,7	0,75	0,56	0,34	2,09	0,11	0,012	0,011	Rest
ISO 16834:2010 Mn4Ni2CrMo	max. 0,12	1,6 - 2,1	0,6 - 0,9	0,45 - 0,7	0,2 - 0,45	1,8 - 2,3	max. 0,3	max. 0,015	max. 0,018	Rest

[a]Einzelwerte der Normvorgabe entsprechen Maximalwerten

Neben der Überprüfung der normgerechten Zuordnung des Werkstoffes, werden umfassende mechanisch-technologische Prüfungen an den geschweißten Probeblechen nach DIN EN 15614-1:2012 „Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe - Schweißverfahrensprüfung“ realisiert. Die Ausführungen zu den weitergehenden Prüfungen nach DIN EN 15614-1 erfolgen in Abschnitt 3.1.9.

3.1.2 Versuchsplanung und -aufbau

Aufbauend auf Vorversuchen an S690QL, wo die Problematik der Mikrorissbildung erstmals im Rahmen dieser Arbeit beobachtet worden ist, sind für den Hauptteil der Arbeit Versuchsschweißungen an S960QL durchgeführt worden. Die Stumpfnahtschweißungen erfolgten an Probeblechen mit einer Dicke von 20 mm, welche vorwiegend mit einer DV-Fuge versehen waren und mit zwei bis vier Raupen, Abbildung 3-1, in Einzelfällen auch mit bis zu acht Raupen, aufgefüllt worden sind. Die Ausführung mit zwei Raupen bezieht sich hierbei auf die Anwendung von modifizierten Sprühlichtbogenprozessen, welche eine lagenoptimierte Prozessführung erlauben, wobei die werkstofftechnische Machbarkeit bisher nicht vollständig geklärt worden ist. Eine Schweißung mit acht Raupen, wie in [118] untersucht, kann hingegen als Stand der Technik angesehen werden. Die verwendete Blechlänge bzw. Blechbreite beträgt ca. 300 mm bzw. ca. 150 mm.

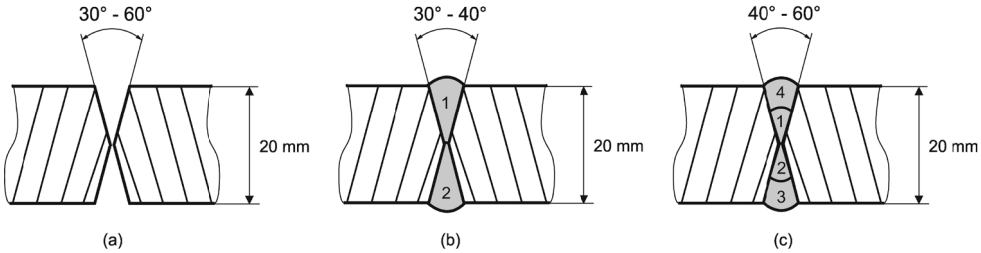


Abbildung 3-1: Skizzen zur Versuchsdurchführung, (a) Nahtvorbereitung DV-Fuge, (b) Zweilagiger Nahtaufbau, (c) Vierlagiger Nahtaufbau

Tabelle 3-4 gibt einen Überblick über die im Rahmen der Versuchsschweißungen analysierten Aspekte im Hinblick auf die Ursachenklärung und Vermeidung der Mikrorissbildung im Schweißgut. Die Hauptversuche sind insbesondere am S960QL des Herstellers A durchgeführt worden. Die Einbindung des S690QL in Tabelle 3-4 erfolgte der Vollständigkeit halber, um den Umfang der Versuche zu erfassen bzw. darzustellen, dass verschiedene Stahlgüten betrachtet worden sind. Allerdings sind in der vorliegenden Arbeit ausschließlich die Untersuchungen mittels Augerelektronenmikroskop am S690QL aufgeführt. Die weiteren Analysen erfolgten an den Schweißungen mit der Charge S960QL von Hersteller A.

Tabelle 3-4: Übersicht der analysierten Faktoren im Hinblick auf die Ursachenklärung und Vermeidung der Mikrorissbildung im Schweißgut

Werkstoff	**S690QL**	**S960QL**
Hersteller	2	2
Schweißzusatz	3 Varianten inkl. Fülldraht	2 Varianten
Nahtvorbereitung	mechanisch, thermisch	mechanisch, thermisch
Fugenform	V-, DV-Fuge	DV- Fuge, symmetrisch, unsym.
Nahtöffnungswinkel	DV-Fuge (30 ° - 60 °)	DV-Fuge (30 ° - 60 °)
Raupenanzahl	bis 4	bis 8
Einspannung / Einspanngrad	Variation Blechbreite	freischrumpfend, fest
Stromquelle	3 Hersteller	
Brenneranstellwinkel	schleppend, neutral, stechend	schleppend, neutral, stechend
Vorwärmtemperatur	20 °C, 100 °C, 130 °C	50 °C, 75 °C, 100 °C
Lichtbogenart	SLB, mod. SLB, ILB	SLB, mod. SLB, ILB
Schutzgas	Ar + 18 % CO_2, Ar + 8 % CO_2	Ar + 18 % CO_2, Ar + 4 % O_2
Schweißparameter	Lichtbogenkorrektur, Drahtvorschub, Schweißgeschwindigkeit	Lichtbogenkorrektur, Drahtvorschub, Schweißgeschwindigkeit
Wärmenachbehandlung		Wasserstoffarmglühen (3 Parameterpaare T, t)

Schweißverfahren und -parameter

Die experimentellen Versuchsschweißungen wurden mit Hilfe des MAG-Schweißens durchgeführt. Hierbei kommen der Impuls- und Sprühlichtbogen sowie der modifizierte Sprühlichtbogen zum Einsatz, vgl. Tabelle 3-4.

Für die Durchführung der Vorversuche sind mehrere Stromquellen verschiedener Hersteller, die jeweils modifizierte Sprühlichtbögen anbieten, eingebunden worden (vgl. Tabelle 3-4). Da sich keine Unterschiede der einzelnen Stromquellen auf die Mikrorissbildung herausstellten, kam in den Hauptuntersuchungen am S960QL die EWM Phoenix 521 Expert Puls zum Einsatz.

Im Folgenden werden die Schweißparameterbereiche für die jeweiligen Lichtbogenarten aufgeführt.

Tabelle 3-5 gibt die Werte für die Schweißungen mit Impulslichtbogen wieder.

Tabelle 3-5: Schweißparameter der Impulslichtbogenschweißungen

Parameter	Wertebereich
Raupenanzahl	4 - 8
Schweißgeschwindigkeit in cm min^{-1}	15 - 40
Drahtvorschubgeschwindigkeit in m min^{-1}	4 - 10
Lichtbogenkorrektur	-2 - 0
Grundstromstärke in A	65 - 135
Pulsstromstärke in A	415 - 510
Frequenz in Hz	160 - 240
Spannung in V	25 - 32
Fugenform	DV-Fuge
Nahtöffnungswinkel in °	50 - 60
Schutzgas	Ar + 18 % CO_2
Schutzgasfluss l min^{-1}	18 - 20
Stick-out (Abstand Schutzgasdüse – Blechoberkante) in mm	10 - 18
Brenneranstellwinkel	0 – 15 ° stechend
Vorwärmtemperatur in °C	50, 100
Zwischenlagentemperatur in °C	100
Spaltbreite in mm	0,1 – 0,5
Nahtlänge in mm	300

Neben den Impulslichtbogenschweißungen ist auch die Kombination Impulslichtbogen (Raupe 1 und 2, Abbildung 3-1, c) und Standardsprühlichtbogen (Raupe 3 und 4, Abbildung 3-1, c) durchgeführt worden, wobei im Rahmen der Versuchsreihen 2 - 4 Füllraupen mittels Sprühlichtbogen zur Anwendung kamen. Die entsprechenden Schweißparameter sind in Tabelle 3-6 aufgeführt.

Tabelle 3-6: Schweißparameter der Sprühlichtbogenschweißungen

Parameter	Wertebereich
Raupenanzahl	2 - 4
Schweißgeschwindigkeit in cm min^{-1}	35 - 40
Drahtvorschubgeschwindigkeit in m min^{-1}	8,5 - 12
Lichtbogenkorrektur	0 – 0,3
Gemittelte Stromstärke in A	280 - 360
Gemittelte Spannung in V	27 - 32
Fugenform	DV-Fuge
Nahtöffnungswinkel in °	50 - 60
Schutzgas	Ar + 18 % CO_2
Schutzgasfluss l min^{-1}	18 - 20
Stick-out (Abstand Schutzgasdüse – Blechoberkante) in mm	10 - 18
Brenneranstellwinkel	0
Vorwärmtemperatur in °C	Raumtemperatur
Zwischenlagentemperatur in °C	50, 100, 150
Spaltbreite in mm	0,1 – 0,5
Nahtlänge in mm	300

Die Hauptuntersuchungen konzentrierten sich auf S960QL-Schweißungen mit modifiziertem Sprühlichtbogen. Die entsprechenden Schweißparameterbereiche sind in Tabelle 3-7 dargestellt.

Tabelle 3-7: Schweißparameter der Schweißungen mit modSLB

Parameter	Wertebereich
Raupenanzahl	2-3
Schweißgeschwindigkeit in cm min^{-1}	25 - 50
Drahtvorschubgeschwindigkeit in m min^{-1}	10 -13
Lichtbogenkorrektur	1,5 (0 - 2,5)
Gemittelte Stromstärke in A	300 - 400
Gemittelte Spannung in V	30 - 34
Fugenform	DV-Fuge
Nahtöffnungswinkel in °	30 - 40

Schutzgas	Ar + 18 % CO_2, Ar + 4 % O_2
Schutzgasfluss l min^{-1}	18 - 20
Stick-out (Abstand Schutzgasdüse – Blechoberkante) in mm	12 - 14
Brenneranstellwinkel	-10° – 10°
Vorwärmtemperatur in °C	50, 75, 100
Zwischenlagentemperatur in °C	50, 75, 100
Spaltbreite in mm	0,1 – 0,5
Nahtlänge in mm	300

Weiterführende Parametervariationen waren unter Berücksichtigung der Nahtvorbereitung und favorisierten Abkühlzeiten (siehe Abschnitt 2.5) nur begrenzt möglich. Die Aufzeichnung der Prozessdaten (Schweißstrom, Schweißspannung, Drahtvorschubgeschwindigkeit etc.) erfolgte während der Versuche mit Hilfe eines HKS-WeldAnalyst-Systems. Entsprechende Protokolle dokumentieren alle Parameter der durchgeführten Versuche.

Für die Untersuchung der Einflüsse von Schweißgeschwindigkeit, Drahtvorschubgeschwindigkeit, Vorwärmtemperatur und Nahtöffnungswinkel auf die Mikrorissbildung im Schweißgut des S960QL ist eine vollständige faktorielle 2^k-Versuchsplanung angewandt worden. Diese Versuchsplanung ermöglicht die statistische Analyse der Einflüsse der genannten vier Faktoren auf die Mikrorissbildung. Tabelle 3-8 gibt die Faktoren und gewählten Stufen für die Versuchsplanung wieder. Die Parameter Fugenform (DV-Fuge), Lagenanzahl (zwei, Abbildung 3-1, b), Schutzgas (M21), Schutzgasmenge (20 l min^{-1}), Brenneranstellwinkel (neutral) und Kontaktrohrabstand (13 mm) sind hierbei konstant gehalten worden.

Tabelle 3-8: Faktoren der vollständigen faktoriellen Versuchsplanung, Unterstreichungen stellen Zentrumspunkt dar

Faktoren	**Gewählte Stufen**
Schweißgeschwindigkeit in cm·min^{-1}	35, <u>40</u>, 45
Nahtöffnungswinkel DV-Fuge in °	30, <u>35</u>, 40
Drahtvorschubgeschwindigkeit in m·min^{-1}	11, <u>12</u>, 13
Vorwärmtemperatur in °C	50, <u>75</u>, 100

Die Versuchsplanung beinhaltete die viermalige Ausführung eines Zentrumspunktes (unterstrichene Werte in Tabelle 3-8). Dadurch kann auch bei Versuchsplänen mit n = 1 (einmalige Durchführung der Versuchsmatrix) die Zufallsstreuung abgeschätzt werden. Weiterhin können mit Hilfe des Zentrumspunktes nichtlineare Abhängigkeiten der einzelnen Faktoren erkannt werden. Eine regelmäßige Wiederholung des Zentrumspunktes im Verlauf der Versuche ermöglicht zusätzlich das Erkennen von einem Trend oder systematischen Veränderungen der Ergebnisse [119]. Schließlich wurden 20 Versuche benötigt, um die vollständige faktorielle 2^4-Versuchsplanung abzudecken (n = 1). Die Abfolge der 20 Versuche

wird durch Randomisieren festgelegt, so dass eine Verfälschung der Versuchsergebnisse durch einen eventuell vorhandenen Trend oder andere systematische Unterschiede vermieden werden können [119]. Als Ergebnisgröße wurde die Mikrorissanzahl auf präparierten Querschliffen herangezogen, wobei die Mikrorisse getrennt nach erster und zweiter Lage sowie für beide Lagen zusammen ausgewertet worden sind. Dies ermöglichte die Überprüfung, ob sich für die beiden Lagen gleiche oder unterschiedliche Abhängigkeiten von den untersuchten Faktoren zeigen. Die Auswertung der statistischen Versuchsplanung erfolgte mit dem Programm Design-Expert® 7.

Der allgemeine Versuchsaufbau für die Durchführung der Probeschweißungen ist in Abbildung 3-2 zu sehen. Im Detail wurden die Versuchsbleche, nach der Probenausrichtung, mit Hilfe von Spannelementen an einer Grundplatte fixiert. Weiterhin ist der Schweißbrenner an einem Linearfahrwerk befestigt, wobei der Brennerhalter eine manuelle Quer- und Vertikalbewegung ermöglicht.

Temperaturmessung

Das Schweißen von hochfesten Baustählen erfordert die Einhaltung bestimmter Abkühlzeiten (z.B. $t_{8/5}$-Zeit), damit die Schweißverbindung ihre geforderten Eigenschaften erfüllen kann, vgl. Abschnitt 2.5. Aus diesem Grund sind ins Schweißgut jeder Raupe bzw. Lage Thermoelemente (∅ = 0,8 mm) appliziert worden, um so die entsprechende Abkühlzeit experimentell zu bestimmen.

Für die Aufzeichnung der Thermozyklen sind NiCr/Ni-Thermoelemente, so genannte Typ-K-Thermoelemente nach DIN EN 60584-1:1996 [120], genutzt worden. Der Messbereich des Typ-K-Thermoelementes ist auf eine Höchsttemperatur von 1200 °C begrenzt. Abbildung 3-3 gibt schematisch die Positionierung des Thermoelements während der Versuche wieder.

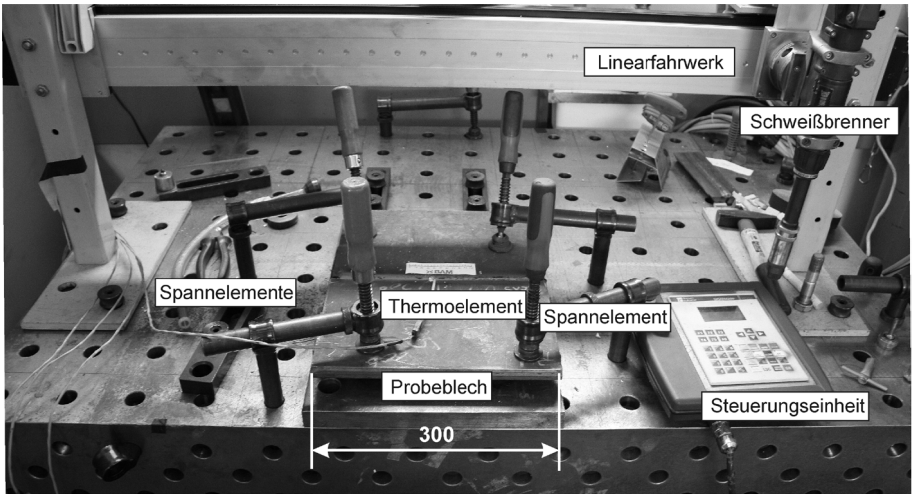


Abbildung 3-2: Versuchsaufbau für die Durchführung der Probeschweißungen

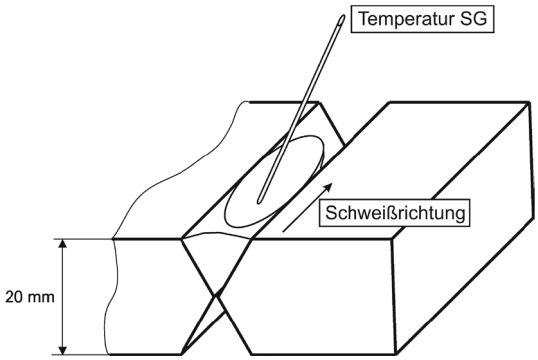


Abbildung 3-3: Schema zur experimentellen Temperaturmessung mittels Thermoelement, SG = Schweißgut

Untersuchung der Schweißnaht

Nach dem Schweißen und nach erfolgter Sicht- sowie Durchstrahlungsprüfung wird das Werkstück für die Präparation von Querschliffen getrennt. Die Präparation beinhaltet das Einbetten, Schleifen, Polieren und Ätzen mehrerer Abschnitte der Naht. Die Entnahmestellen sind bei 50 mm, 100 mm, 150 mm, 220 mm und 250 mm Abstand zum Blechanfang (Gesamtblechlänge meist 300 mm) festgelegt worden. Die Entnahme und Auswertung auf vorhandene Mikrorisse aller fünf Schliffe beschränkte sich jedoch im Wesentlichen auf die 20 Proben der vollständigen faktoriellen 2^4-Versuchsplanung, Abschnitt 3.1.2. Bei den weiteren Versuchsschweißungen sind zuerst stets zwei Querschliffe an den Positionen 100 mm und 220 mm entnommen worden. Weiterführend sind vereinzelt auch die drei restlichen Positionen bedient worden, wenn die Ergebnisse nicht eindeutig waren oder der untersuchte Einflussfaktor eine breitere Argumentationsbasis benötigte.

3.1.3 Mikrostrukturanalyse

An einzelnen Proben der Versuchsbleche wird die Mikrostruktur in den Bereichen Grundwerkstoff, Schweißgut und Wärmeeinflusszone ausgewertet. Zur Charakterisierung des vorliegenden Gefüges dient die chemische Ätzung mit 2 %-Nital am Querschliff der Schweißproben. Weiterhin sind die Querschliffe, an den fünf beschriebenen Positionen, unter 50-facher Vergrößerung auf Mikrorisse untersucht worden (Definition nach DIN EN ISO 5817).

3.1.4 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Ausgewählte Bruchflächen sind unter dem Rasterelektronenmikroskop (REM) betrachtet worden. Dies ermöglicht die Charakterisierung der Bruchflächen nach ihrer Oberflächenerscheinung sowie das Auffinden von Mikrorissoberflächen. Der Aufbruch eines Mikrorisses, der am Querschliff detektiert worden ist, stellt eine Maßnahme zur Bewertung der Mikrorissoberfläche dar, Abbildung 3-4. Auch Bruchflächen von Kerbschlag- und Biegeproben sind analysiert worden. Neben den genannten begutachteten Bruchflächen stellen Querschliffe einen weiteren Teil der REM-Untersuchungen dar.

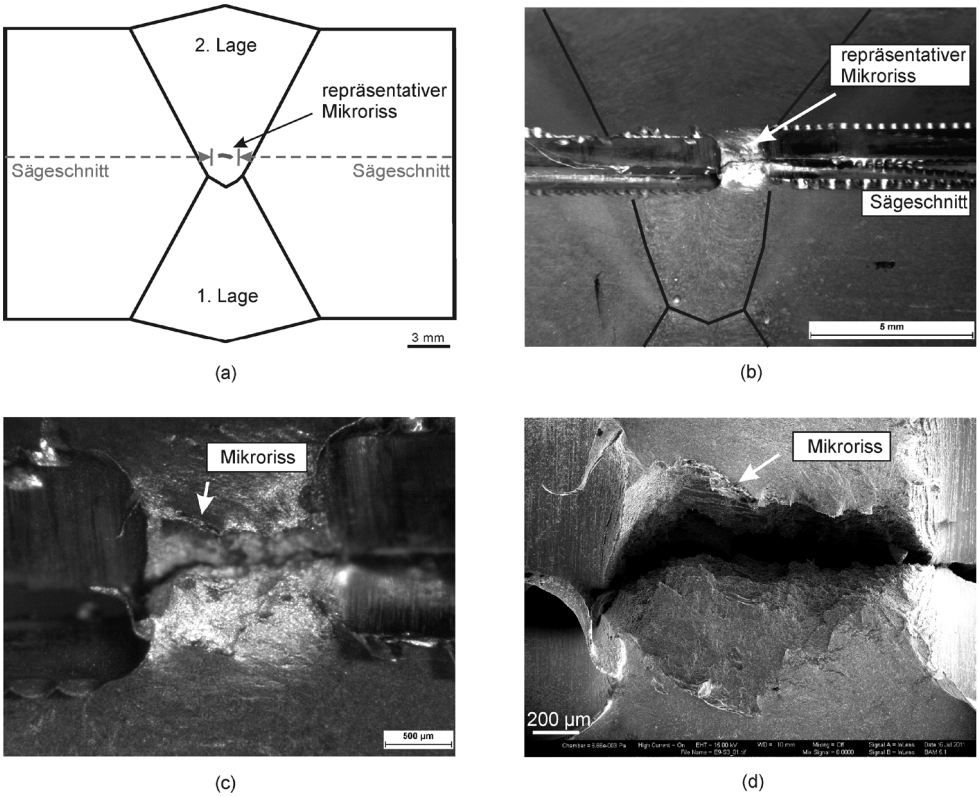


Abbildung 3-4: Darstellung der Rissöffnung, (a) Skizze des Querschliffes mit hervorgehobener Rissposition, (b) Angesägter Querschliff und geöffneter Mikroriss, (c) Lichtmikroskopische Nahaufnahme des aufgebrochenen Teils, (d) REM-Überblick der Bruchfläche inkl. des Mikrorisses, S960QL

3.1.5 Elektronstrahlmikroanalyse

Zur Begutachtung des Seigerungsverhaltens und der entsprechenden quantitativen Ausprägung erfolgte eine Elektronenstrahlmikroanalyse (ESMA). Dabei sind Linienanalysen im Grundwerkstoff, WEZ und Schweißgut sowie Elementanalysen im Bereich von Mikrorissen durchgeführt und entsprechend ausgewertet worden. Zusätzlich wurden Flächenanalysen (integraler Messwert) zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung im Schweißgut realisiert. Es stand die JEOL-Mikrosonde JXA-8900 RL für die Untersuchungen zur Verfügung.

3.1.6 Augerelektronenmikroskopische Untersuchungen

Die Detektion von Augerelektronen erlaubt, aufgrund der Informationstiefe von wenigen atomaren Monolagen, die Analyse von Oberflächenfragestellungen, wie z.B. die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung einer Oberfläche. Die Nachweisgrenze für die elementare Analyse der Festkörperoberflächen liegt bei 0,1 at.-% bis 1 at.-% [121]. Im Rahmen dieser Arbeit sind Mikroriss- und Bruchoberflächen an Kerbschlagproben mittels Auger-Elektronen-Spektroskopie (AES) untersucht worden, wobei die Anteile an Begleitelementen, vor allem Schwefel und Phosphor, im Fokus standen. Die Spektroskopie erfolgte am Auger-Elektronenspektrometer PHI-700.

3.1.7 Bestimmung des Wasserstoffgehaltes und Wasserstoffarmglühen

Die Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes erfolgte unter Beachtung der gewählten Schweißparameter (Drahtvorschubgeschwindigkeit, Schweißgeschwindigkeit, Lichtbogenart), vgl. Tabelle 3-8, nach DIN EN ISO 3690:2012 [40], und verschiedener Schweißzusatzwerkstoffe. Der entsprechende Versuchsaufbau ist in Abbildung 3-5 zu sehen.

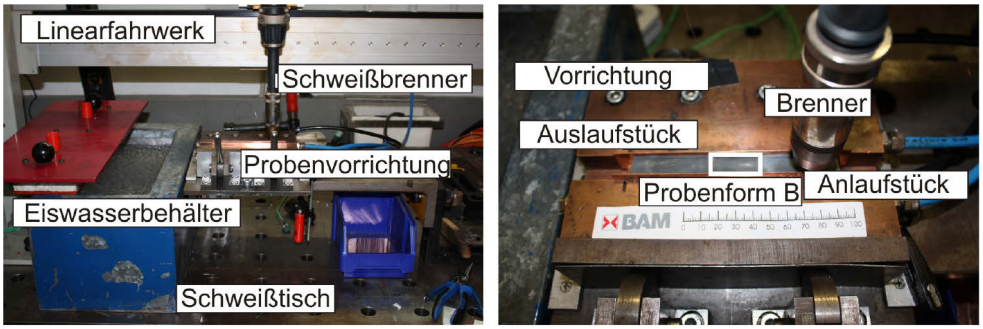


Abbildung 3-5: Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes nach DIN EN ISO 3690, (a) Versuchsaufbau, (b) Detailansicht Analyseprobe

Die letztlich verwendeten Versuchsparameter sind in Tabelle 3-9 aufgeführt, wobei jeweils drei Proben für jeden Parametersatz verwendet worden sind. Der diffusible Wasserstoffgehalt ist schließlich über die Messung der Wärmeleitfähigkeit mittels Wärmeleitfähigkeitsdetektor (WLD) unter Anwendung der Trägergasheißextraktion bestimmt worden. Hierfür kam eine Bruker G4 Phoenix zum Einsatz, wobei der Messbereich mit 100 ppb – 1000 ppm unter einer Ergebnisunsicherheit von 1 % bis 5 % angegeben wird.

Tabelle 3-9: Versuchsparameter der Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes nach DIN EN 3690 - Trägergasheißextraktion

	modSLB	**Referenz-LB**	**modSLB**	**modSLB**	**Referenz-LB**
Zusatzwerkstoff	G4Si3	G4Si3	G4Si3	Mn4Ni2CrMo	Mn4Ni2CrMo
Drahtvorschub-geschwindigkeit in m/min	10,9	10,9	12,5	12,5	12,5
Schweißge-schwindigkeit in cm/min	45,0	45,0	50,0	50,0	50,0
Lichtbogenkor-rektur	1,5	0,0	1,5	1,5	0,0

Ein Wasserstoffarmglühen zur nachträglichen Reduzierung der Gefahr von wasserstoffunterstützter Rissbildung wurde an ausgewählten Schweißproben (hier geschweißte Bleche) durchgeführt, dabei sind drei Parameterpaare betrachtet worden: (1) 200 °C mit einer Haltedauer von 2,5 h, (2) 250 °C mit einer Haltedauer von 4 h und (3) 300 °C mit einer Haltedauer von 5 h. Die Temperatur der Schweißnaht von 250 °C wurde vor dem Positionieren der Probe im Glühofen, aufgrund ausreichend schneller Transferzeiten, nicht unterschritten. Als Schweißparameter sind ungünstige Bedingungen im Sinne der Mikrorissbildung verwendet worden (v_D = 13 m·min^{-1}, v_s = 45 cm·min^{-1}), damit eine ausreichende Anzahl an Mikrorissen auf den metallografischen Querschliffen vorhanden ist und der Einfluss des Wasserstoffarmglühens auf die Mikrorissbildung eindeutig bestimmt werden kann. Schließlich sind Proben mit identischen Schweißparametern mit und ohne Durchführung eines Wasserstoffarmglühens bzgl. ihrer Mikrorissanzahl verglichen worden.

3.1.8 Schallemissionsprüfung

Die Schallemissionsprüfung (AE acoustic emission, nach DIN EN 1330-9 [122]) wurde exemplarisch während eines zweilagigen Schweißversuches genutzt, der mit einer Schweißgeschwindigkeit von 45 cm·min^{-1} und einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von 13 m·min^{-1}, unter Anwendung eines Nahtöffnungswinkels von 30° (DV-Fuge), ausgeführt worden ist. Dabei wurden die Schallemissionssensoren vor dem Schweißen der zweiten Lage appliziert. Diese zerstörungsfreie Methode ermöglicht die orts- und zeitaufgelöste Zuordnung von Ereignissen, die mit einer akustischen Schallemission einhergehen. Die Grundlage für die Detektion von Ereignissen bildet dabei das Erfassen von elastischen Wellen, die im Material, z.B. während der Rissentstehung, durch das Freisetzen elastischer Energie auftreten.

Im Rahmen der Untersuchungen sind vier Sensoren am Probeblech fixiert worden, welche die akustischen Signale von Schweißbeginn der zweiten Lage bis ca. 20 h nach Schweißbeginn aufzeichneten, um eine Messwerterfassung bis zu einer Nahttemperatur von ca. 50 °C zu gewährleisten. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 3-6 zu sehen. Die Wasserkühlung, an Blechober- und Blechunterseite verwendet, ist notwendig, um die Sensoren während des Schweißvorgangs und beim anschließenden Abkühlen vor Schäden durch Überhitzung zu schützen. Nach 1800 s, das entspricht einer Blechtemperatur von ca. 50 °C an den Außenseiten, konnte die Wasserkühlung abgestellt und die entsprechenden Kühlelemente auf der Blechoberseite entfernt werden (unter dem Blech befinden sich ebenfalls zwei Kühlelemente).

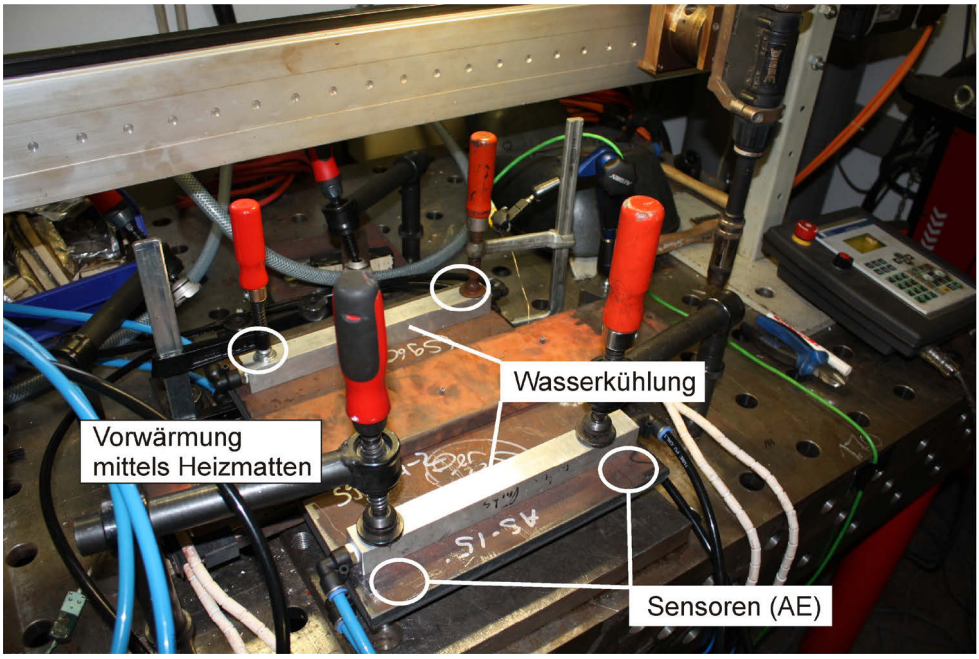


Abbildung 3-6: Aufbau der Schallemissionsmessung, Wasserkühlung zum Schutz vor Überhitzung der Sensoren, Blechvorwärmung auf 100 °C mittels Heizmatten, angeordnet zwischen den Kühlelementen

3.1.9 Mechanisch-technologische Schweißnahtprüfung

Die mechanisch-technologische Schweißnahtprüfung richtet sich nach der DIN EN ISO 15614-1:2012 [2], die Untersuchungen und Prüfungen von Probestücken im Rahmen der Schweißverfahrensprüfung regelt. In Bezug auf die geschweißten Stumpfstöße mit voller Durchschweißung, s. Abschnitt 3.1.2, sieht die Norm folgende zerstörungsfreie Werkstoffprüfungen vor:

- Sichtprüfung (EN 970 [123]),
- Durchstrahlungs- (EN 1435 [124]) oder Ultraschallprüfung (EN 1714 [125]) und
- Oberflächenrissprüfung (Eindringprüfung EN 571-1 [126], Magnetpulverprüfung EN 1290 [127]).

Hinzu kommt die zerstörende Werkstoffprüfung zur Kennwertermittlung und Schweißnahtcharakterisierung mittels:

- Querzugprüfung (EN 895 [128]),
- Biegeprüfung (EN 910 [129]),
- Kerbschlagbiegeprüfung (EN 875 [130]),
- Härteprüfung (EN 1043-1 [131]) und
- Makroschliff-Untersuchung (EN 1321 [132]).

Die Fragestellung „Inwieweit beeinflussen die Mikrorisse die Schweißnahteigenschaften“ wird im Rahmen der DIN EN ISO 15614-1 durch die Querzug-, Biege- und Kerbschlagbiegeprüfung beantwortet.

Die Anfertigung der Schweißproben erfolgte unter Beachtung der Ergebnisse der statistischen Versuchsplanung, wobei optimale Schweißparameter (= minimale Mikrorissanzahl), bezogen auf die untersuchten Faktoren, gewählt worden sind, Tabelle 3-10.

Tabelle 3-10: Schweißparameter der Verfahrensprüfung

Parameter	**2-lagig**	**4 Raupen** **Raupen 1+2 / Raupen 3+4**
Schweißgeschwindigkeit in $cm \cdot min^{-1}$	35	40
Drahtvorschubgeschwindigkeit in $m \cdot min^{-1}$	11,5	9 / 11
Gemittelte Stromstärke in A	340	240 / 330
Gemittelte Spannung in V	32,5	30 / 32,5
Lichtbogenkorrektur	1,5	-2 / 0
Nahtöffnungswinkel DV-Fuge in °	40	60
Vorwärmtemperatur in °C	100	100

3.2 Bauteilähnliches Prüfstück

Den experimentellen Abschluss der vorliegenden Arbeit bildet die Ausführung eines bauteilähnlichen Prüfstücks unter Verwendung des modifizierten Sprühlichtbogens. Ein Rohr der Güte FGS90CV (entspricht S890QL1 / FineXcell® 890) mit einer Länge von 2000 mm, einem Außendurchmesser von 419 mm und einer Wandstärke von 36 mm wurde hierfür durch die Firma Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH (Standort Duisburg) zur Verfügung gestellt, Tabelle 3-11.

Tabelle 3-11: Chemische Zusammensetzung der vorliegenden Charge FGS90CV

Massenanteil des Elementes in %	**C**	**Mn**	**Si**	**Mo**	**Cr**	**Ni**	**Cu**	**P**	**S**	**Fe**
Charge S890QL1 (Messung*)	0,18	0,89	0,28	0,46	0,61	1,24	0,08	0,005	0,002	Rest
DIN EN 10025 Teil 6:2011 (Maxima)	0,22	1,80	0,86	0,70	1,60	2,10	0,55	0,025	0,012	Rest

*Die Messung der verwendeten Charge erfolgte mittels FES

Daraus wurden vier Rohr-Rohr-Verbindungen hergestellt, wobei die ersten beiden Schweißungen den Vorversuchen entsprechen, die zur Klärung des Nahtöffnungswinkels, der Schweißparameter und des Nahtaufbaus dienten. Das Ziel war hierbei den Nahtöffnungswinkel unter Verwendung einer V-Fuge, soweit wie technisch möglich, zu reduzieren. Eine

Verbindung stellt letztlich den Demonstrator mit einer Gesamtlänge von 600 mm dar. Abbildung 3-7 gibt eine Skizze zu den entsprechenden Rohr-Rohr-Verbindungen wieder.

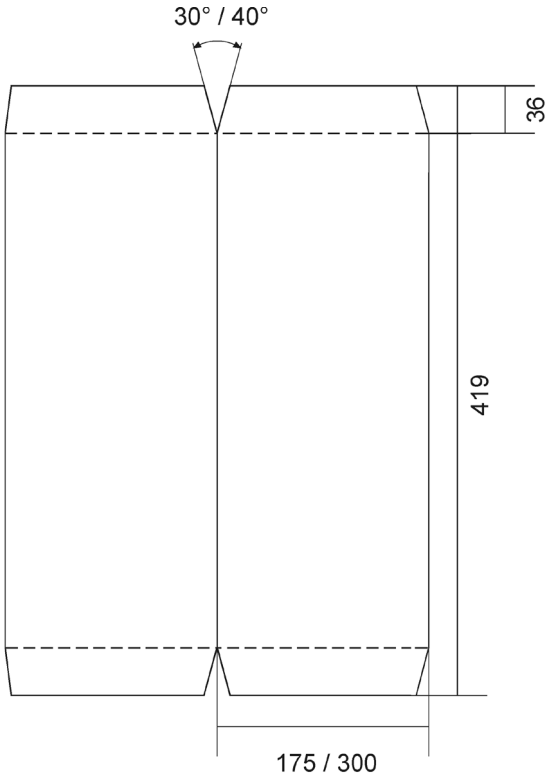
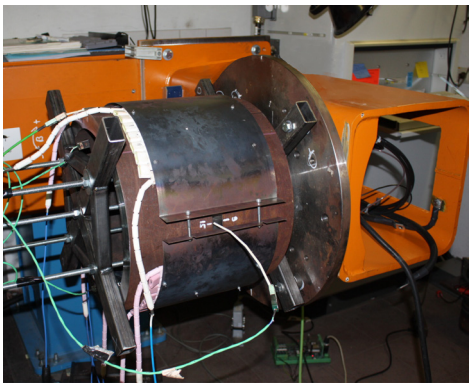
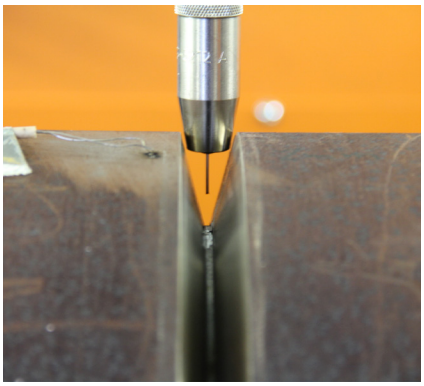


Abbildung 3-7: Rohr-Rohr-Verbindung, Außendurchmesser = 419 mm, t = 36 mm

Der Versuchsaufbau ist exemplarisch in Abbildung 3-8 dargestellt. Die Rohrverbindung wurde zunächst mittels Heizmatten auf eine gleichmäßige Vorwärmtemperatur von 150°C gebracht und anschließend in PA-Position, nach DIN EN ISO 6947:2011 [133], bei drehendem Rohr geschweißt. Die verwendeten Schweißparameter sind in Tabelle 3-12 zusammengefasst. Die Wurzelschweißung erfolgte jeweils mit Impulslichtbogen und einem „weicherem“ Schweißzusatzwerkstoff (G4Si1). Die Füll- und Decklagen sind mit dem Schweißzusatzwerkstoff X90 unter Verwendung des modifizierten Sprühlichtbogens ausgeführt worden.



a)



b)

Abbildung 3-8: Versuchsaufbau bei Schweißung der Rohr-Rohr-Verbindung als bauteilähnliches Prüfstück, a) Vorwärmung der gehefteten Rohrverbindung, b) Brennerpositionierung in der Schweißnahtfuge mit Öffnungswinkel von 30°

Tabelle 3-12: Übersicht der gewählten Schweißparameter - Ausführung des bauteilähnlichen Prüfstücks

Parameter	Wertebereich
Vorwärmtemperatur	150 °C
Zwischenlagentemperatur	150 °C
Nahtöffnungswinkel V-Fuge	30°
Schweißgeschwindigkeit (Wurzellage)	35 cm min^{-1}
Drahtvorschubgeschwindigkeit (Wurzel)	8,5 - 9,5 m min^{-1}
Lichtbogenkorrektur (Wurzel)	0
Schweißstrom (Mittelwert, Wurzel)	200 - 220 A
Schweißspannung (Mittelwert, Wurzel)	29,4 V - 29,7 V
Schweißgeschwindigkeit (Füll- und Decklagen)	35 - 50 cm min^{-1}
Drahtvorschubgeschwindigkeit (Füll- und Decklagen)	10,5 - 12 m min^{-1}
Lichtbogenkorrektur	0,7 - 1,0
Schweißstrom (Mittelwert, Füll- und Decklagen)	315 - 370 A
Schweißspannung (Mittelwert, Füll- und Decklagen)	32 V - 33 V

Der letztliche Nahtaufbau der Rohrschweißungen gestaltet sich wie in Abbildung 3-9 schematisch dargestellt. Während der Schweißung dienten Thermoelemente an der Rohrinnen- und -außenseite zur Temperaturüberwachung, insbesondere der Zwischenlagentemperatur, und anschließenden Ermittlung der Abkühlzeit $t_{8/5}$.

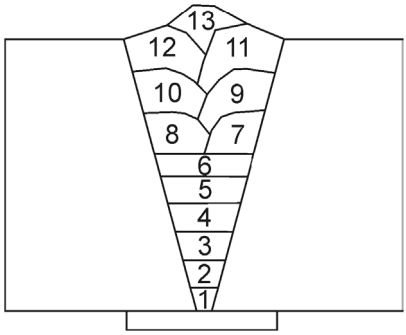


Abbildung 3-9: Schema des Nahtaufbaus, Rohrschweißung, Nahtöffnungswinkel = 30°

3.3 Thermodynamische Berechnungen

Unter diesem Arbeitspunkt sind Berechnungen der Phasenentwicklung mittels des Softwarepakets FactSage®, basierend auf der experimentell bestimmten chemischen Schweißgut-Zusammensetzung (S960QL), Tabelle 4-1, erfolgt. Dabei ist das ternäre System Fe-Mn-Ni unter Verwendung der Software FactSage 6.2 und den implementierten Datenbanken fact53 und FSstel berechnet worden. Hierfür sind zuerst die Randsysteme (Fe-Mn, Mn-Ni, Fe-Ni) mit der Literatur validiert worden. Anschließend wurde das System um das Element Schwefel erweitert, um dessen Einfluss auf die Ausbildung der vorkommenden Phasen und die Liquidustemperatur zu ermitteln.

4 Ergebnisse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der experimentellen und thermodynamischen Untersuchungen dargestellt.

4.1 Experimentelle Ergebnisse

4.1.1 Versuchswerkstoffe und Werkstoffkennwerte

Zu Beginn ist die chemische Zusammensetzung der Versuchschargen bestimmt worden. Diesbezüglich enthält Tabelle 3-1 die gemessenen und vorgegebenen chemischen Zusammensetzungen für beide Stahlgüten.

Die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung des Schweißguts von repräsentativen Schweißungen am S690QL und S960QL (Hersteller A) ist in Tabelle 4-1 dargestellt. Die Kohlenstoffgehalte liegen jeweils unter 0,2 %, die Begleitelemente Phosphor und Schwefel stets unter 0,01 %.

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung des Schweißguts, Analyse S690QL u. S960QL mittels ESMA bzw. Funkenemissionsspektroskopie

Massenanteil des Elementes in %	**C**	**Mn**	**Si**	**Mo**	**Cr**	**Ni**	**Cu**	**P**	**S**	**Fe**
Schweißgut S690QL	0,19	1,44	0,34	0,15	0,15	0,55	0,02	0,01	0,001	Rest
Schweißgut S960QL*	0,13	1,24	0,41	0,41	0,47	1,47	0,10	0,005	0,002	Rest

*die entsprechenden Schweißungen sind am S960QL des Herstellers A durchgeführt worden

4.1.2 Mikrostrukturanalyse

Nach der Durchführung der Schweißversuche sind auf angefertigten Querschliffen Mikrorisse im Schweißgut festgestellt worden. Das Rissbild auf den analysierten Querschliffen gibt eine bevorzugte Lage der Mikrorisse im Schweißgut wieder, Abbildung 4-1. Es ist eine Orientierung in Erstarrungsrichtung des Schweißguts erkennbar.

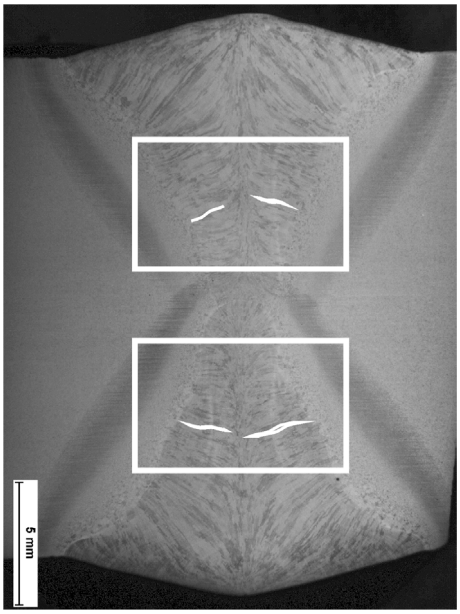


Abbildung 4-1: Bereich des Auftretens von Mikrorissen am Querschliff der gesamten Schweißnaht, Ätzung: 2 %-Nital, S960QL Hersteller A, zweilagige MAG-Schweißung, modifizierter Sprühlichtbogen

Beispielhaft zeigt Abbildung 4-2 zwei Mikrorisse im Schweißgut unter einer 50-fachen Vergrößerung, diese bestätigen die Ausbreitungsrichtung in Erstarrungsrichtung.

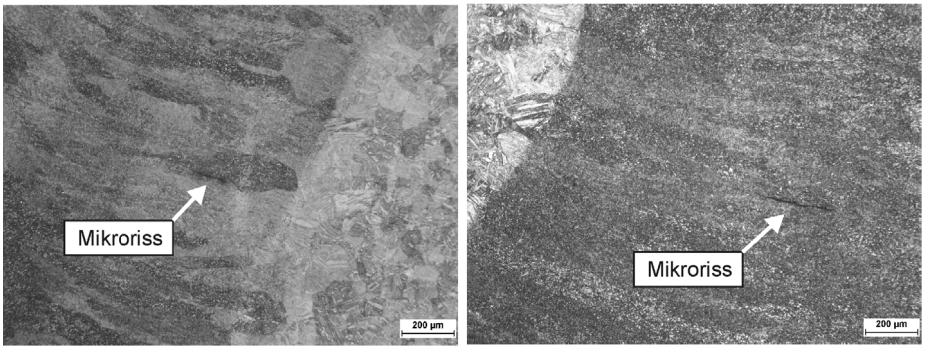


Abbildung 4-2: Zwei beispielhafte Mikrorisse im Schweißgut der Schweißverbindung, Ätzung: 2 %-Nital, Vergrößerung: 50-fach, S960QL Hersteller A, zweilagige MAG-Schweißung, modifizierter Sprühlichtbogen

Diese Mikrorissproblematik ist bisher nicht für das Schweißen von hochfesten wasservergüteten Feinkornbaustählen dokumentiert worden, so dass die Klärung der Rissart den ersten Teil der Untersuchungen einnimmt.

Die Länge der Mikrorisse, bezogen auf die angefertigten Querschliffe, liegt im Bereich von 20 µm bis 200 µm. Die Auswertung der Rissfläche aller Mikrorisse im Schweißgut bezogen auf die Fläche des Schweißguts (begrenzt durch die Schmelzlinie) stellte klar, dass bei den evaluierten Proben die Rissfläche kleiner 0,01 % ist. Hierbei sind Querschliffe mit hohen bzw. maximalen Risszahlen ausgewertet worden. Die Gesamtmikrorisszahl im Schweißgut

der 20 Proben, welche im Rahmen der vollständigen faktoriellen Versuchsplanung geschweißt worden sind, beträgt 295. Dabei wurden 5 Querschliffe pro Probe (Positionen 50 mm, 100 mm, 150 mm, 220 mm, 250 mm), also 100 Querschliffe ausgewertet. In der ersten Lage sind mit 75 Mikrorissen weniger als in der 2. Lage, mit 220, ermittelt worden. Abbildung 4-3 zeigt die positionsbezogene Entwicklung der Mikrorissanzahl entlang der Schweißnaht.

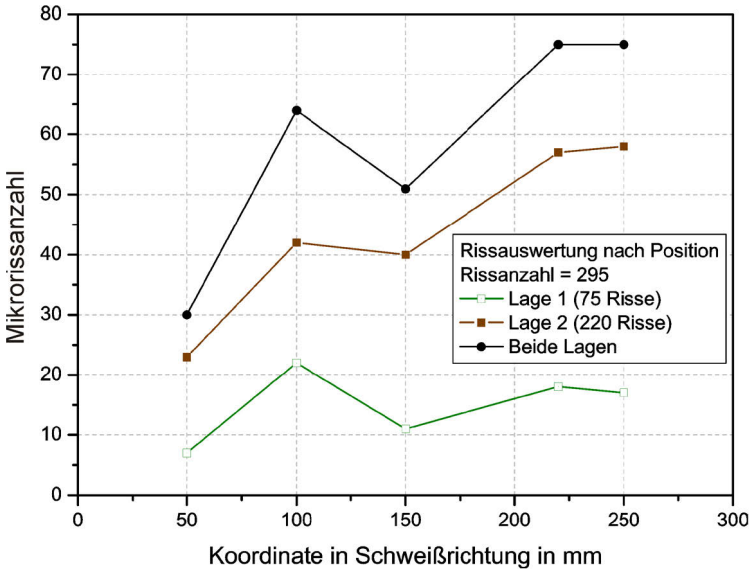
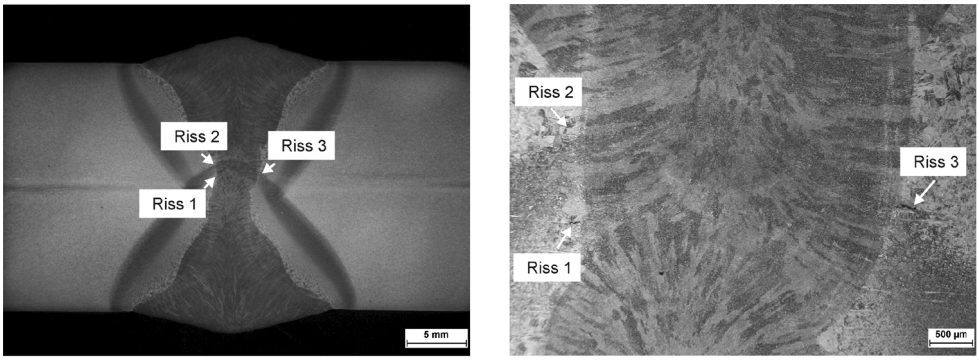


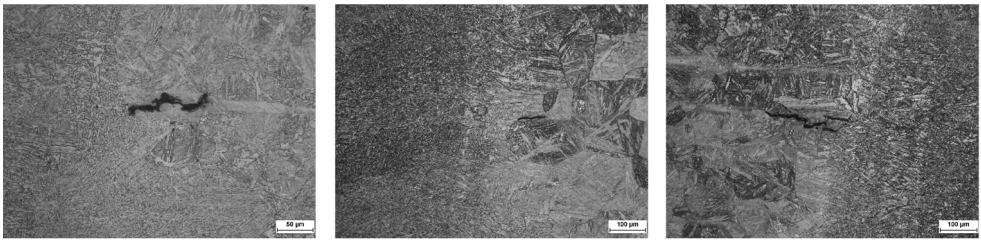
Abbildung 4-3: Mikrorissanzahl im Schweißgut bezogen auf die Position entlang der Schweißnaht, 100 Schliffe ausgewertet, S960QL

Vereinzelt sind, bei Schweißungen mit Streckenenergien am oberen Ende des Parameterfeldes, auch Mikrorisse in der Grobkornzone der Wärmeeinflusszone aufgetreten, Abbildungen 4-4 und 4-5. Diese Risse sind jedoch nicht in der oben genannten Gesamtmikrorisszahl enthalten, da nur die Mikrorisse im Schweißgut in die Auswertung der Versuchsplanung (Mikrorisse im Schweißgut = Ergebnisgröße) einbezogen wurden.



(a) (b)

Abbildung 4-4: Mikrorisse in der WEZ, (a) Makroschliff, (b) 20-fache Vergrößerung, S960QL Hersteller A, Ätzung: 2 %-Nital, E = 2,3 kJ·mm^{-1}



(a) Riss 1 (b) Riss 2 (c) Riss 3

Abbildung 4-5: Mikrorisse in der WEZ, vergrößerte Darstellung, (a) Riss ,1 (200-fache Vergrößerung), (b) Riss 2 (100-fache Vergr.), (c) Riss 3 (100-fache Vergr.), S960QL Hersteller A, Ätzung: 2 %-Nital, E = ca. 2,3 kJ·mm^{-1}

Das Auftreten von (Mikro-)Rissen ist auch bei der Ausführung der beiden Wurzellagen, vgl. Abbildung 3-1 c, mittels Impulslichtbogen beobachtet worden. Abbildung 4-6 gibt beispielhaft den Zwischenzustand nach zwei Raupen mit ILB wieder. Es sind bereits auf dem Makroschliff zwei Risse zu erkennen, jeweils einer in der ersten Lage und einer in der zweiten Lage. Die Fülllagen wurden unter Anwendung des Sprühlichtbogens ausgeführt. Ein Querschliff der vollständig ausgeführten Naht, vgl. Abbildung 3-1 c, wird in Abbildung 4-7 gezeigt. Unter 50-facher Vergrößerung wurde ebenfalls ein exemplarischer Mikroriss in einer der Fülllagen detektiert, welche mittels Sprühlichtbogen geschweißt worden ist.

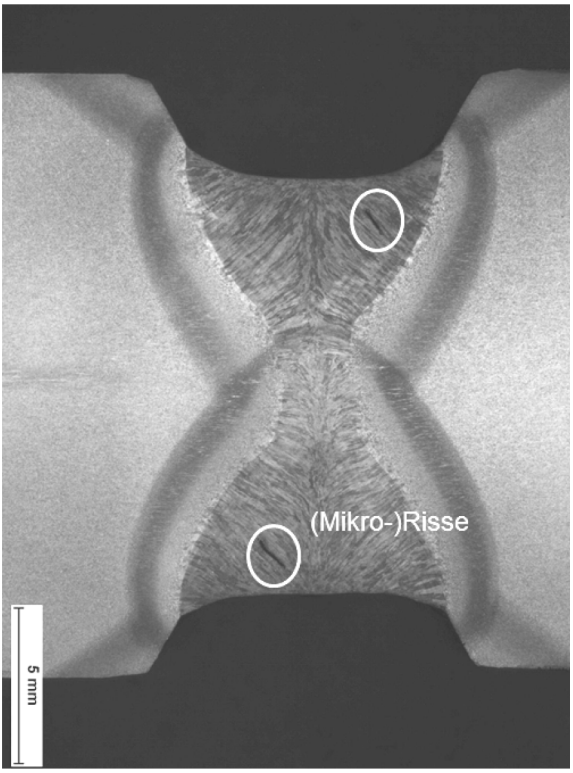


Abbildung 4-6: Risse im Schweißgut, Ätzung: 2 %-Nital, Vergrößerung: 10-fach, S960QL Hersteller A, zweilagige MAG-Schweißung, Impulslichtbogen, Nahtöffnungswinkel 60 °, v_s = 40 cm min^{-1}

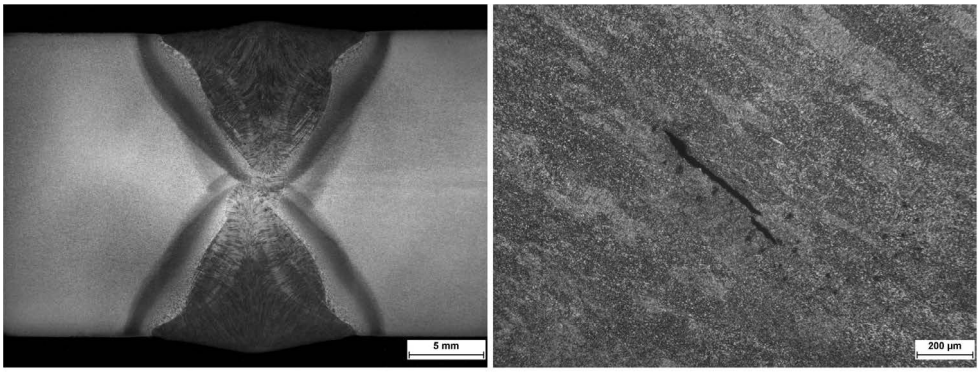


Abbildung 4-7: Mikrorisse im Schweißgut der Fülllagen, Ätzung: 2 %-Nital, (a) Vergrößerung 10-fach, (b) Vergrößerung: 50-fach, S960QL Hersteller A, vierlagige MAG-Schweißung, ILB + SLB, Nahtöffnungswinkel 60 °, v_s = 40 cm min^{-1}

4.1.3 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Im Weiteren wird die Charakterisierung der Mikrorisse fokussiert, wobei in einem ersten Schritt REM-Untersuchungen durchgeführt wurden. In den Abbildungen 4-8 und 4-9 werden REM-Aufnahmen von mikrorissbehafteten Querschliffen dargestellt. Abbildung 4-8 zeigt Mikrorisse im Querschliff, wobei vor der Rissspitze Korngrenzen zu erkennen sind, die den ehemaligen interdendritischen Räumen der Erstarrung zugeordnet werden können.

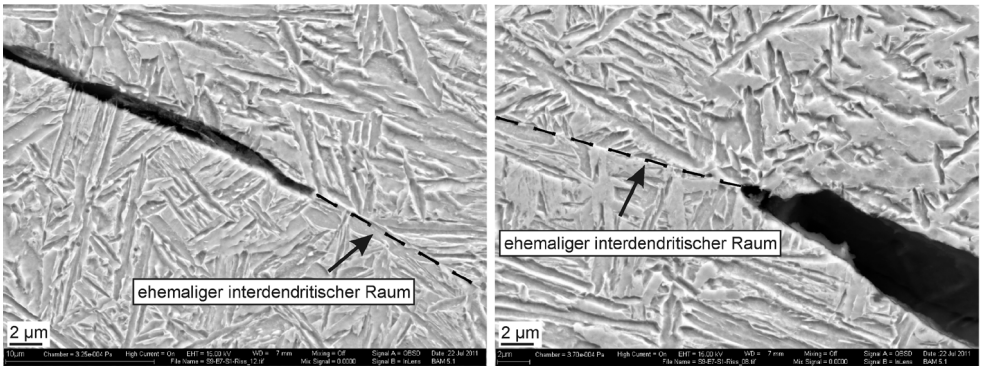


Abbildung 4-8: Geätzter Querschliff im Schweißgut mit Mikrorissspitze, REM-Aufnahme, Ätzung: 2 %-Nital, S960QL, MAG-Schweißung, v_s = 45 cm min^{-1}, Nahtöffnungswinkel = 40°, v_D = 11 m min^{-1}

Die elektronenmikroskopische Betrachtung des Mikrorisses ist in Abbildung 4-9 wiedergegeben. Die Rissoberfläche zeigt glatte Strukturen und Anschmelzungen.

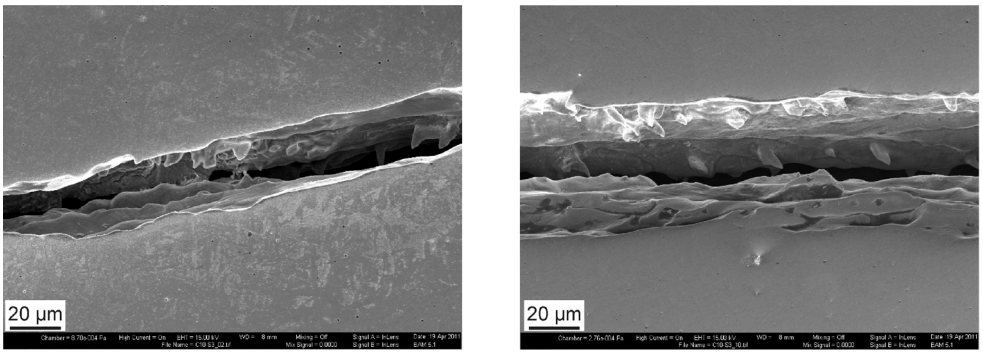


Abbildung 4-9: Querschliff des Schweißgutes mit Mikroriss, REM-Aufnahme, S960QL, MAG-Schweißung, v_s = 50 cm min^{-1}, Nahtöffnungswinkel = 30°, v_D = 14 m min^{-1}

Wie bereits in Abbildung 3-4 gezeigt, wurde ein Mikroriss geöffnet und anschließend analysiert. Die Ergebnisse dieser REM-Untersuchungen sind in Abbildung 4-10 zu sehen. Die Mikrorissoberfläche weist eine glatte, wellige Struktur auf.

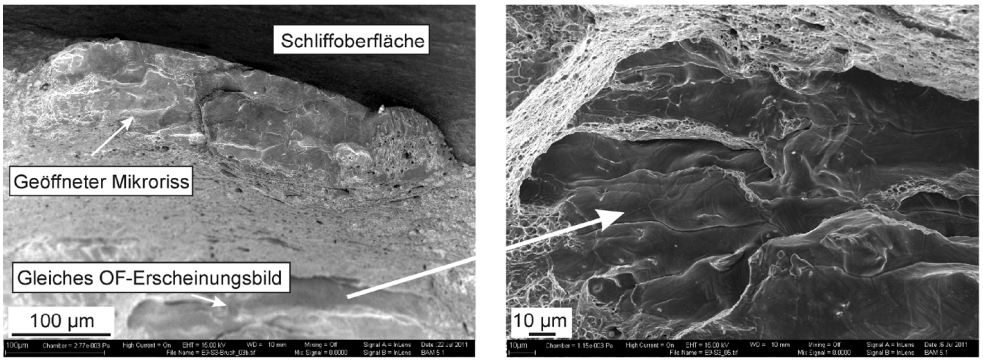


Abbildung 4-10: Oberfläche (OF) des geöffneten Mikrorisses und Darstellung des gleichen Oberflächenerscheinungsbildes im darunterliegenden Werkstoffbereich, REM-Aufnahme, S960QL, MAG-Schweißung, v_s = 50 cm min^{-1}, Nahtöffnungswinkel = 30°, v_D = 14 m min^{-1}

4.1.4 Elektronenstrahlmikroanalyse

Neben der Untersuchung der Bruchflächen mittels REM, kam auch die ESMA zum Einsatz, um die lokale Elementverteilung im Schweißgut zu bestimmen. Abbildung 4-11 stellt beispielhaft die Verteilung der Elemente Mangan, Chrom, Schwefel, Nickel, und Silizium um einen Mikroriss dar. Die Darstellungen zu den genannten Elementen zeigen Seigerungen im Bereich des Mikrorisses und seiner Ausbreitungsrichtung, insbesondere das Element Mangan weist hohe Elementgehalte im beschriebenen Bereich auf.

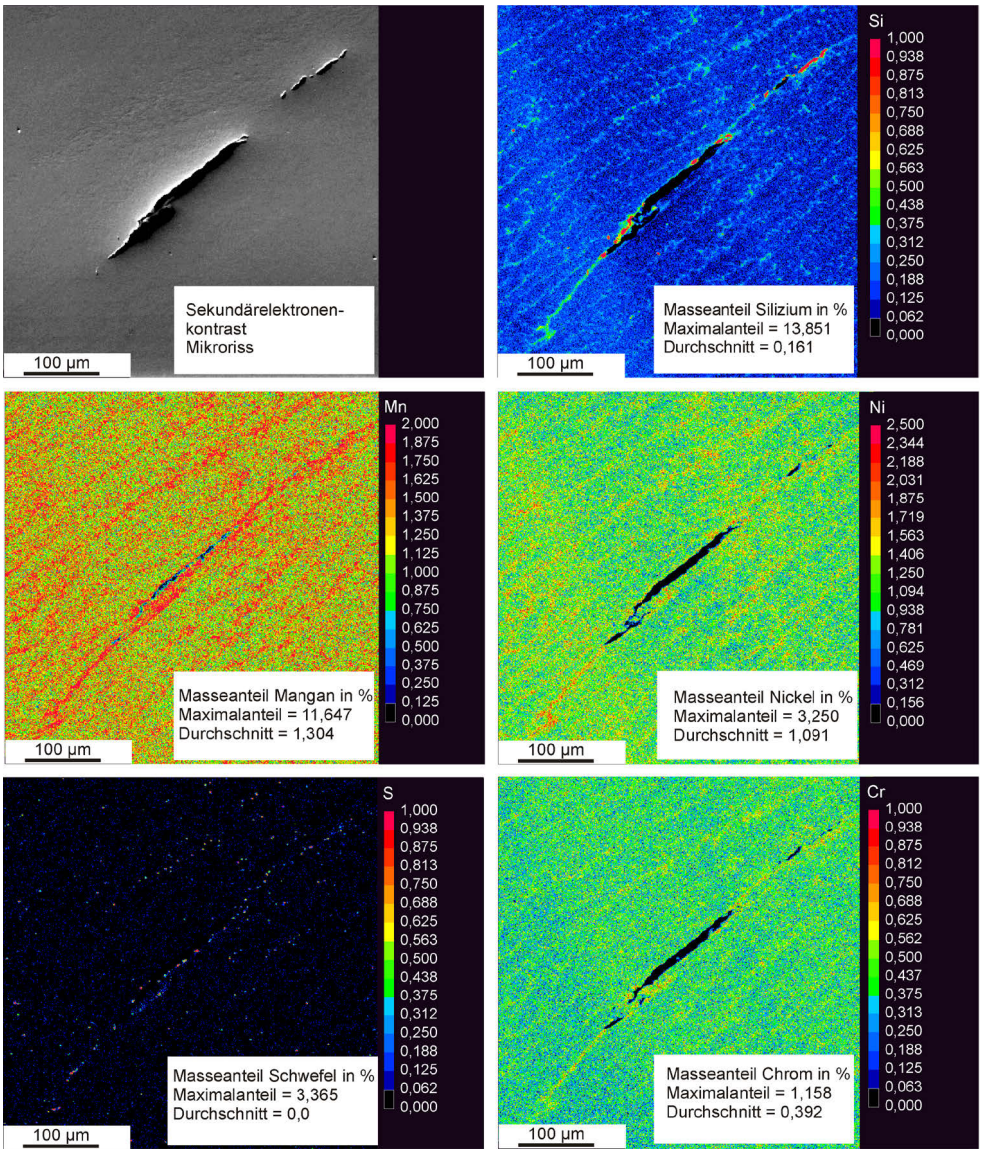
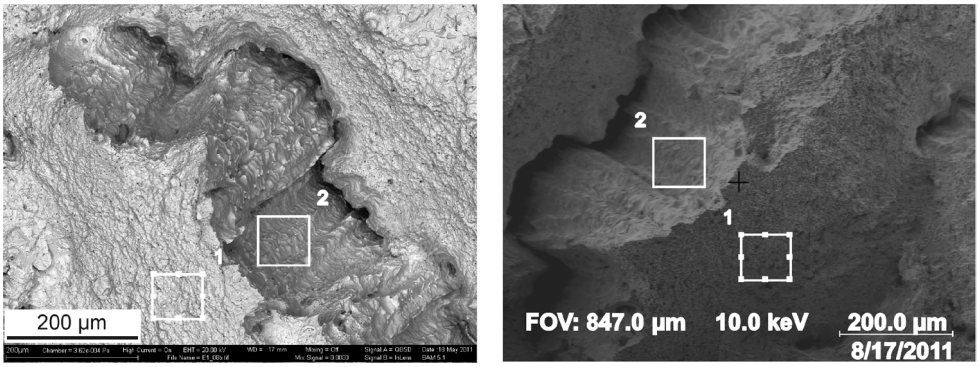


Abbildung 4-11: Elektronenstrahlmikroanalyse (ESMA) einer Mikrorissumgebung, Lokation: Schweißgut, S960QL (A), MAG-Schweißung, v_s = 45 cm min^{-1}, Nahtöffnungswinkel = 40°, v_D = 11 m min^{-1}

4.1.5 Augerelektronenmikroskopische Untersuchungen

Weiterführend wurde die AES genutzt, um die chemische Zusammensetzung der Rissoberfläche zu charakterisieren. Hierfür sind gebrochene Kerbschlagbiegeproben aus dem Schweißgut von Schweißungen des S690QL zur Anwendung gekommen. Abbildung 4-12 weist die untersuchten Oberflächen (Schweißgut) aus, wobei Teilabbildung (a) eine REM-Aufnahme zeigt und (b) die entsprechende Aufnahme, die für die AES verwendet worden ist.



(a) (b)

Abbildung 4-12: Kerbschlagbiegeprobe mit V-Kerb, getestet bei -40 °C, (a) REM-Aufnahme der Bruchfläche mit vorhandener Mikrorissoberfläche, (b) Messbereiche der AES, 1: Bruchfläche, 2: Mikrorissoberfläche, S690QL, Schweißparameter: v_s = 40 cm min^{-1}, Nahtöffnungswinkel = 30°, v_D = 12 m min^{-1}

Im Folgenden sind die ermittelten Auger-Elektronen-Spektrogramme des Grundwerkstoffes und der beiden Messflächen (1,2) in differenzierter Darstellung aufgeführt, Abbildungen 4-13 bis 4-15.

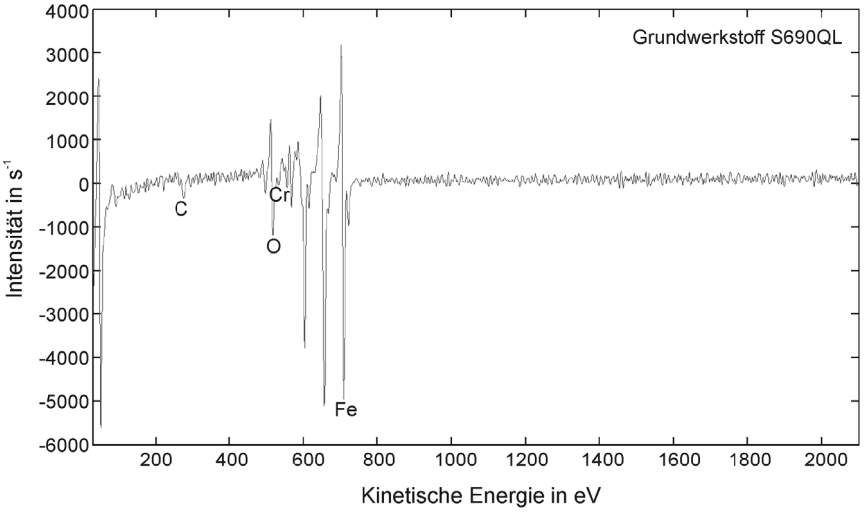


Abbildung 4-13: Auger-Elektronen-Spektrogramm des Grundwerkstoffs S690QL, 1. Ableitung der Intensität dargestellt, S690QL

Im Unterschied zum Grundwerkstoff und der Bruchfläche ist qualitativ für die Mikrorissoberfläche eine größere Intensität des Elements Schwefel zu erkennen.

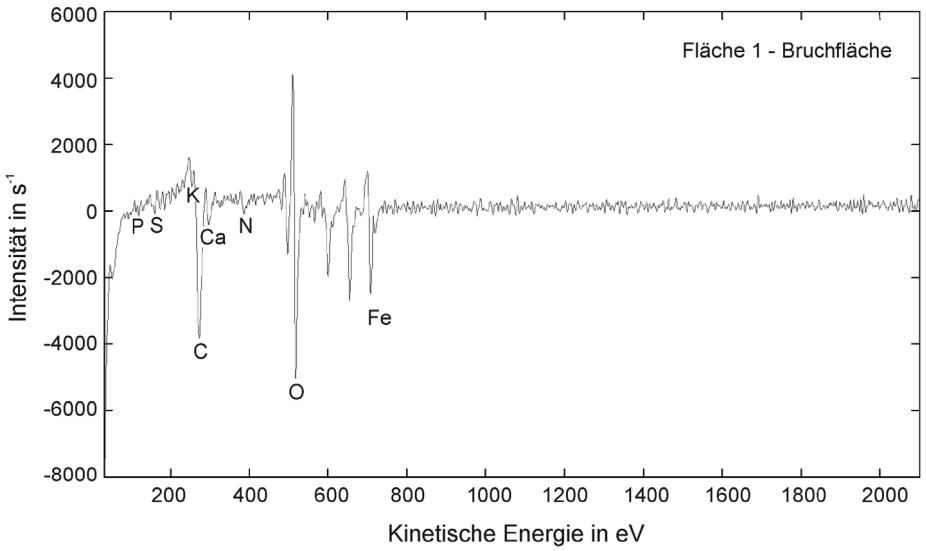


Abbildung 4-14: Auger-Elektronen-Spektrogramm der Bruchfläche, vgl. Abbildung 4-12 Fläche 1, 1. Ableitung der Intensität dargestellt, S690QL

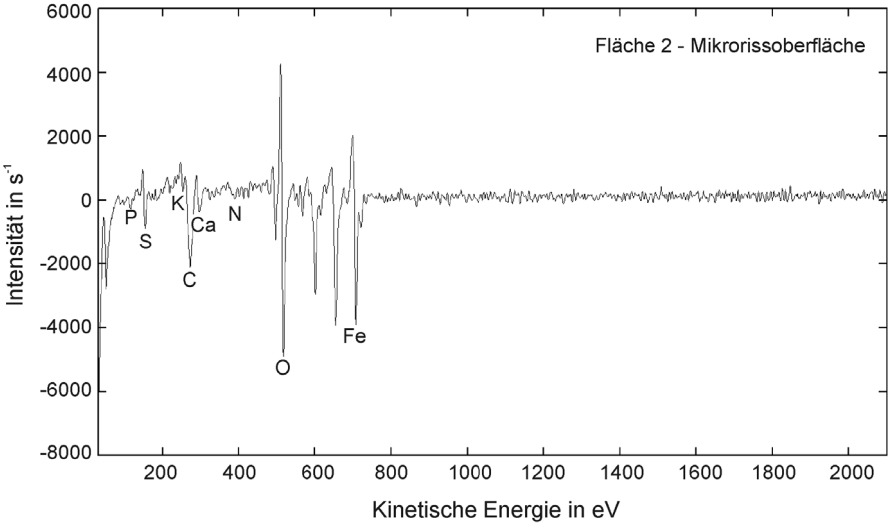


Abbildung 4-15: Auger-Elektronen-Spektrogramm der Mikrorissoberfläche, vgl. Abbildung 4-12 Fläche 2, 1. Ableitung der Intensität dargestellt, S690QL

Des Weiteren erfolgte eine Elementanalyse um einen Mikroriss, die resultierende Verteilung der Elemente Schwefel und Mangan ist in Abbildung 4-16 gezeigt. Wie bereits in Abbildung

4-8 dargestellt, sind auch bei diesem Mikroriss die ehemaligen interdendritischen Räume ableitbar. Die Teilbilder (b) und (c) geben erhöhte Schwefel und Mangananteile im Zusammenhang mit dem in Teilbild (a) gezeigten Einschluss im Mikroriss wieder.

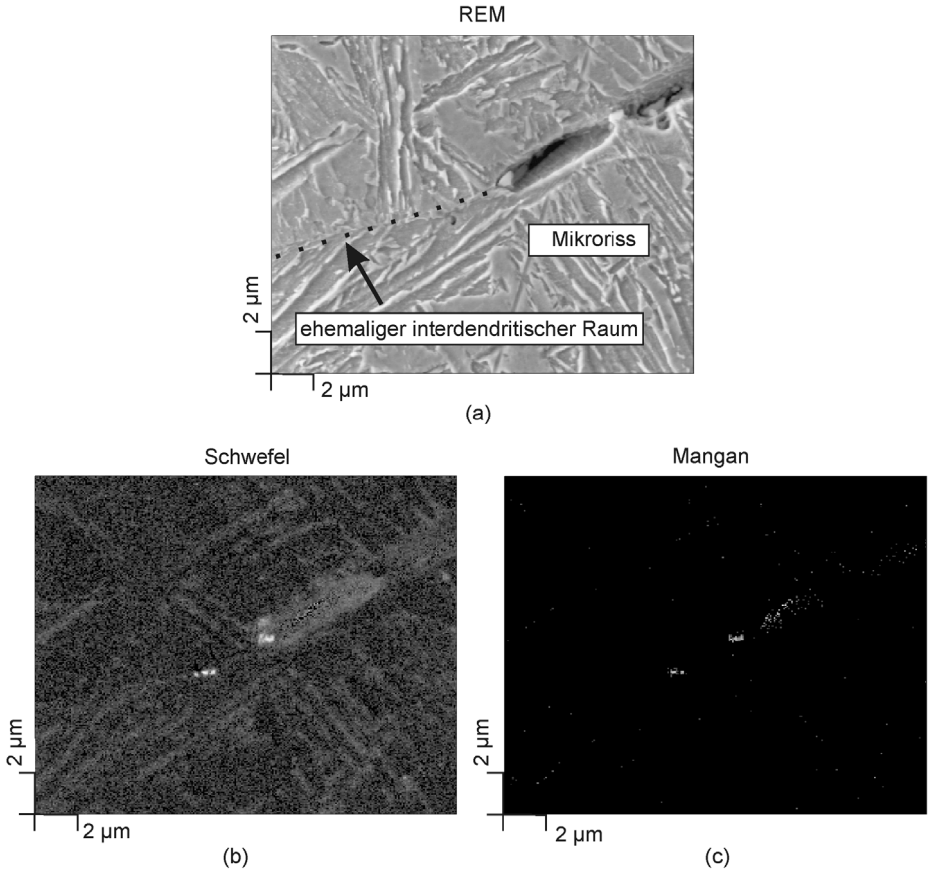


Abbildung 4-16: REM-Aufnahme eines Mikrorisses (a) und Elementverteilung von Schwefel (b) sowie Mangan (c), S690QL, Schweißparameter: v_s = 40 cm min^{-1}, Nahtöffnungswinkel = 30°, v_D = 12 m min^{-1}

4.1.6 Bestimmung des Wasserstoffgehaltes und Wasserstoffarmglühen

Die Ermittlung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes des Schweißgutes nach DIN EN ISO 3690 führte zu den in Tabelle 4-2 dargestellten Ergebnissen. Die Werte des diffusiblen Wasserstoffgehaltes entsprechen einem Mittelwert aus drei Proben. Abbildung 4-17 verdeutlicht die Angaben aus Tabelle 4-2 grafisch. Der maximal ermittelte Wasserstoffgehalt beträgt 2,22 ml (100 g)$^{-1}$ für den modifizierten Sprühlichtbogen mit Schweißzusatzdraht G4Si3. Das Minimum ist bei 1,39 ml (100 g)$^{-1}$ für den modifizierten Sprühlichtbogen mit hochfestem Mn4Ni2CrMo-Draht zu finden. Damit ergibt sich eine Differenz von ca. 0,8 ml (100 g)$^{-1}$ zwischen Minimum und Maximum. Die Standardabweichungen sind im Bereich von 0,06 bis 0,18 ml (100 g)$^{-1}$.

Tabelle 4-2: Ergebnisse der Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes nach DIN EN ISO 3690 - Trägergasheißextraktion

	modSLB	Referenz-LB	modSLB	modSLB	Referenz-LB
Zusatzwerkstoff	**G4Si3**	**G4Si3**	**G4Si3**	**Mn4Ni2CrMo**	**Mn4Ni2CrMo**
Drahtvorschubgeschwindigkeit in m·min^{-1}	10,9	10,9	12,5	12,5	12,5
Schweißgeschwindigkeit in cm·min^{-1}	45,0	45,0	50,0	50,0	50,0
Lichtbogenkorrektur	1,5	0,0	1,5	1,5	0,0
Kontaktrohrabstand in mm	18	18	18	18	18
Relative Luftfeuchtigkeit im Raum in %	51,3	50,0	53,0	50,8	60,5
Raumtemperatur in °C	26,0	26,2	25,4	25,6	22,2
Diffusibler Wasserstoffgehalt in ml·(100 g)$^{-1}$	1,94	1,64	2,22	1,39	1,56
Standardabweichung in ml·(100 g)$^{-1}$	0,05	0,03	0,06	0,18	0,16

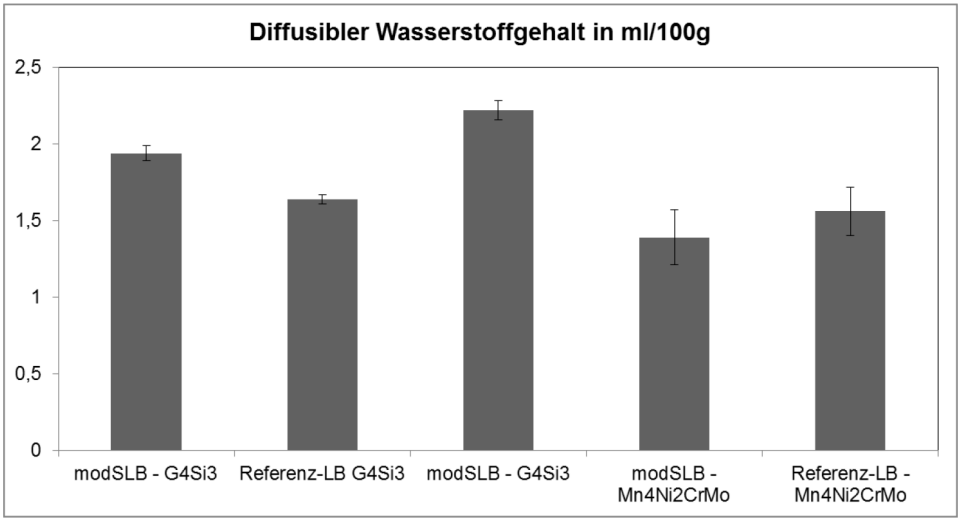


Abbildung 4-17: Diffusibler Wasserstoffgehalt für verschiedene Lichtbögen und Zusatzwerkstoffe

Das Wasserstoffarmglühen mit den ausgewählten Parametern, führte letztlich nicht zur Vermeidung der Mikrorissbildung in den untersuchten Proben. Abbildung 4-18 zeigt beispielhaft zwei Mikrorisse dieser Proben. Die Ermittlung der Mikrorissanzahl zweier Proben nach einem Wasserstoffarmglühen von 5 h bei einer Temperatur von 300 °C ergab einen

Mittelwert von 15 Mikrorissen (Auswertung von 5 Schliffen pro Probe). Diese beiden Proben wurden mit einer Schweißgeschwindigkeit von 45 cm·min^{-1} und einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von 13 m·min^{-1} durchgeführt.

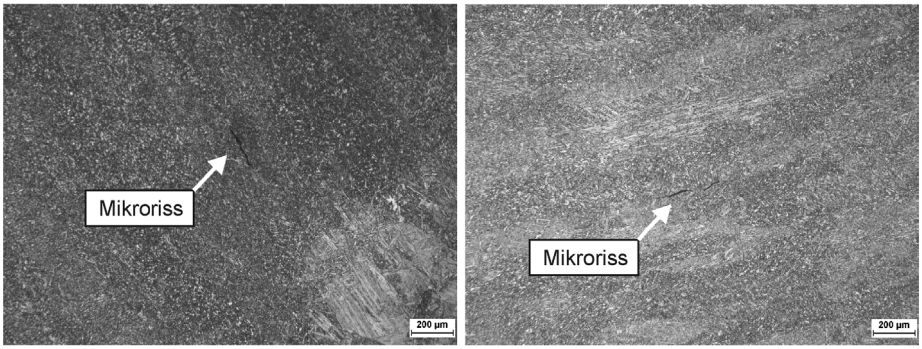


Abbildung 4-18: Zwei beispielhafte Querschliffe mit Mikrorissen nach dem Wasserstoffarmglühen, Dauer: 2 h, T = 250 °C, Ätzung: 2 %-Nital, Vergrößerung: 50-fach, S960QL

4.1.7 Statistische Versuchsplanung

Nach Abschluss der Untersuchungen der vorliegenden (Mikro-)Rissart ist die vollständige faktorielle 2^k-Versuchsplanung angewandt worden, um Einflüsse von Schweißprozessgrößen auf die Mikrorissbildung zu analysieren. Abbildung 4-19 zeigt ein Pareto-Diagramm der Effekte der einzelnen Faktoren und deren Wechselwirkungen auf die Mikrorissbildung in der ersten Lage, der zweilagig ausgeführten Stumpfnaht mit DV-Fuge.

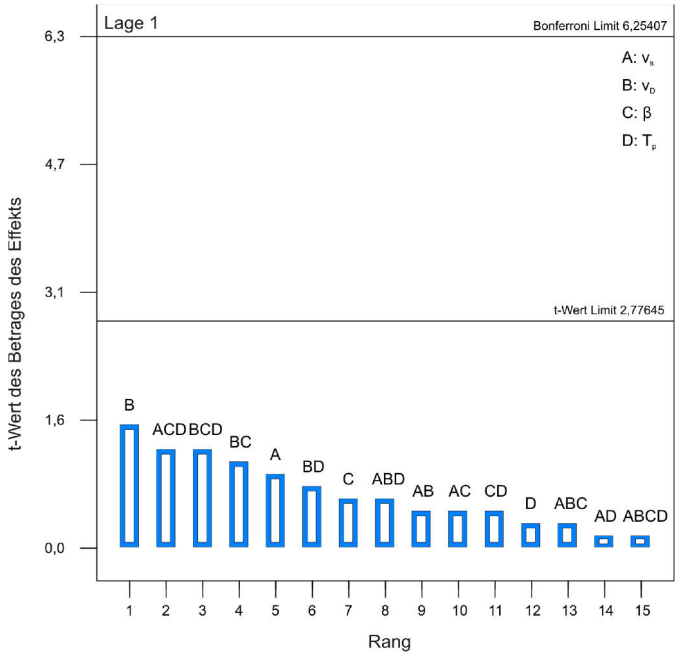


Abbildung 4-19: Pareto-Diagramm der Effekte (1.Lage) der einzelnen Faktoren und deren Wechselwirkungen, Ergebnisgröße = Mikrorisse nach 1. Lage, vollständige faktorielle 2^4-Versuchsplanung

Hierbei ist die Summe aller Risse, detektiert auf den fünf Querschliffen entlang der Schweißrichtung (Abschnitt 3.1.2 und 3.1.3), als Ergebnisgröße genutzt worden. Es zeigt sich keine signifikante Abhängigkeit der Mikrorissanzahl der ersten Lage in Bezug auf die untersuchten Parameter und Parameterwechselwirkungen.

Das nachfolgende Diagramm, Abbildung 4-20, zeigt hingegen die Effekte der einzelnen Faktoren und deren Wechselwirkungen auf die Mikrorisse der zweiten Lage.

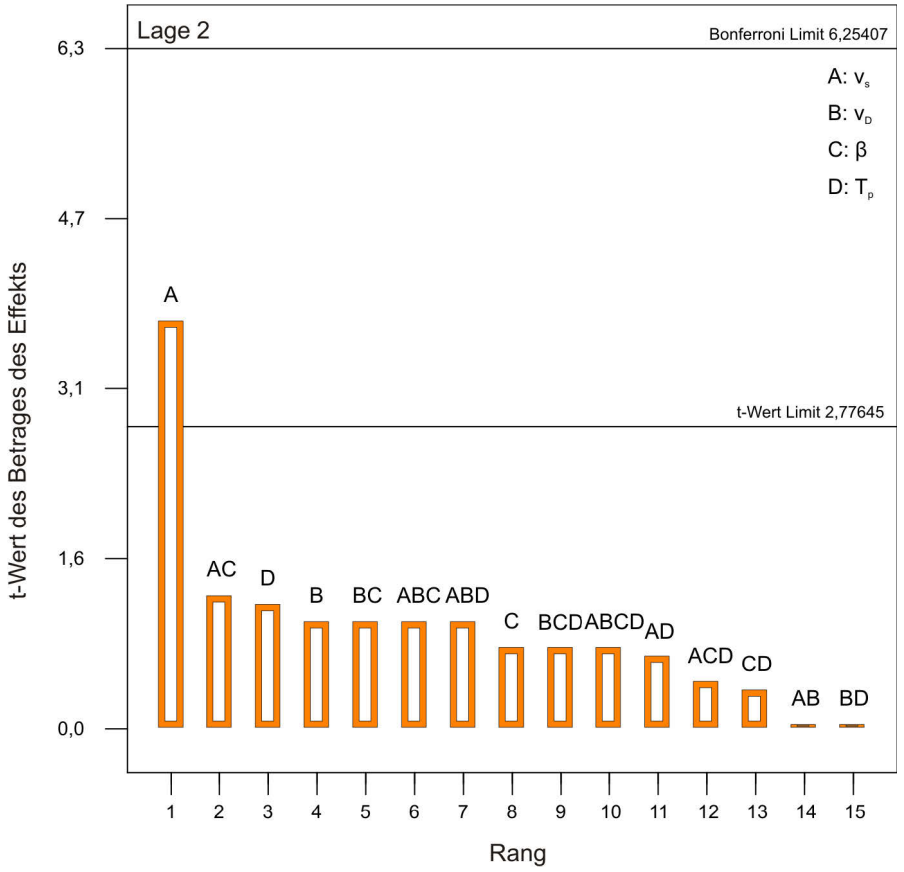


Abbildung 4-20: Pareto-Diagramm der Effekte (2.Lage), Ergebnisgröße = Mikrorisse nach 2. Lage, vollständige faktorielle 2^4-Versuchsplanung

Es ist abzuleiten, dass die Schweißgeschwindigkeit einen signifikanten Einfluss auf die Mikrorissanzahl der zweiten geschweißten Lage hat. Abschließend sind die Effekte für die Ergebnisgröße Gesamtmikrorissanzahl von erster und zweiter Lage ausgewertet worden, Abbildung 4-21.

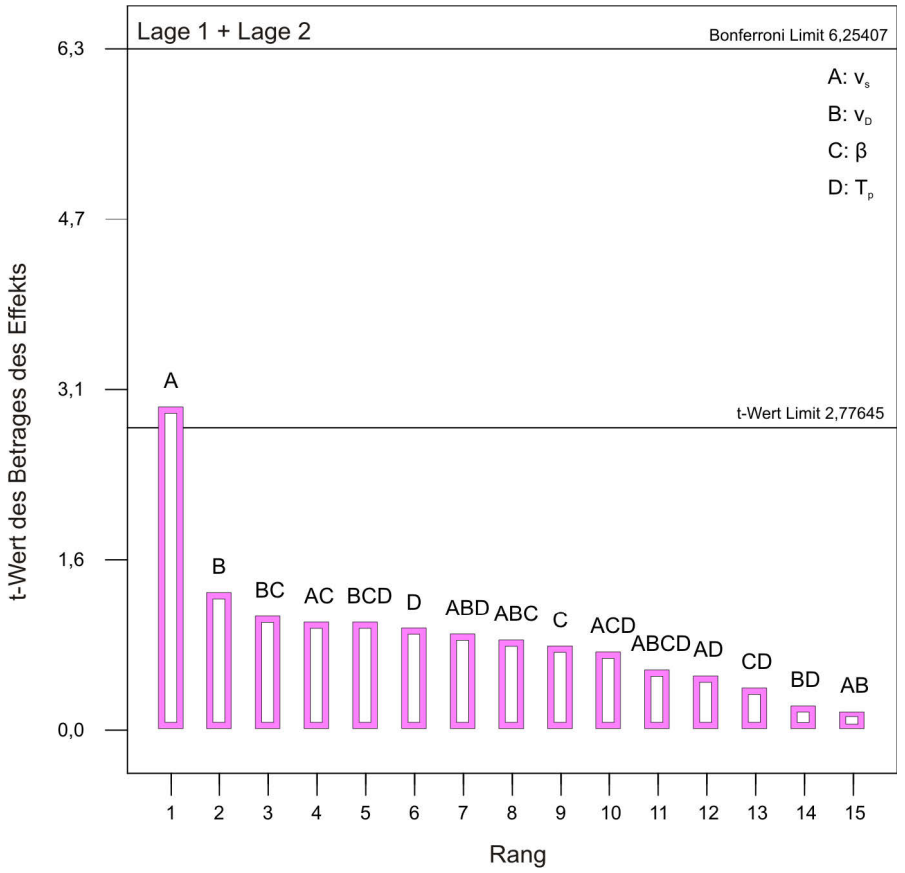


Abbildung 4-21: Pareto-Diagramm der Effekte (beide Lagen), Ergebnisgröße = Mikrorisse beider Lagen, vollständige faktorielle 2^4-Versuchsplanung

Wie in Abbildung 4-21 zu sehen, behält die Schweißgeschwindigkeit ihre statische Signifikanz auch bei der Betrachtung der zweilagigen Schweißung ohne Unterscheidung in Mikrorissanzahl nach erster und zweiter Lage.

Die Versuchsplanung ermöglicht nun, im Rahmen des untersuchten Parameterraums, die Berechnung der Mikrorissanzahl in Abhängigkeit von den jeweiligen Faktoren (Mehrfache Regression [119]). Für die Ergebnisgröße Gesamtmikrorissanzahl zeigen die Abbildungen 4-22 und 4-23, Höhenliniendarstellungen, die die resultieren Abhängigkeiten der Mikrorissanzahl von entsprechenden Faktoren wiedergeben. Hierbei sind alle Faktoren und alle Wechselwirkungen mit in die Berechnung einbezogen worden.

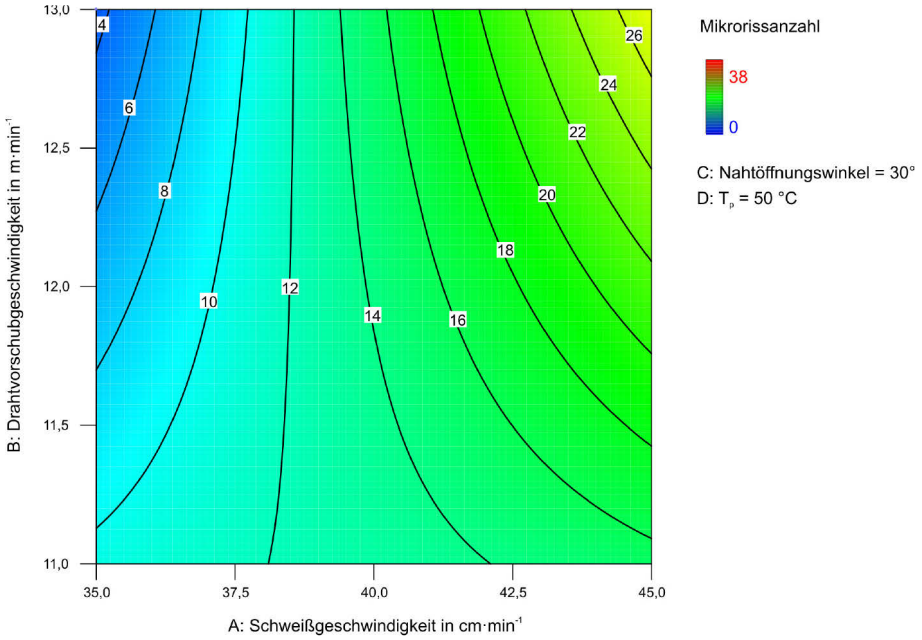


Abbildung 4-22: Höhenliniendarstellung (1) der Mikrorissanzahl in Abhängigkeit von Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit, komplettes Modells (Beachtung aller Faktoren und Wechselwirkungen), Nahtöffnungswinkel = 30°, Vorwärmtemperatur = 50 °C

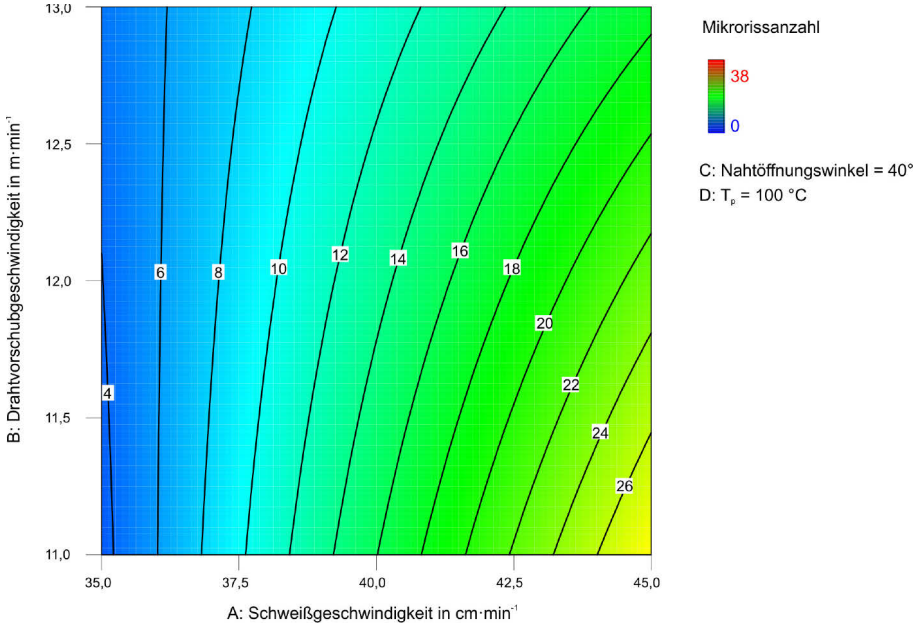


Abbildung 4-23: Höhenliniendarstellung (2) der Mikrorissanzahl in Abhängigkeit von Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit, komplettes Modells (Beachtung aller Faktoren und Wechselwirkungen), Nahtöffnungswinkel = 40°, Vorwärmtemperatur = 100 °C

Einige Faktoren und Wechselwirkungen besitzen geringe Einflüsse auf die Mikrorisszahl, so dass diese im Regressionsmodell vernachlässigt werden. Schließlich wurden nur die Faktoren A-Schweißgeschwindigkeit, B-Drahtvorschubgeschwindigkeit, C-Nahtöffnungswinkel, und D-Vorwärmtemperatur sowie die Wechselwirkungen AC und BC berücksichtigt, vgl. Abbildung 4-21. Damit ergibt sich ein reduziertes Modell, welches im speziellen Fall einen quadratischen Regressionskoeffizienten (Bestimmtheitsmaß) von 0,7119 besitzt, Abbildung 4-24.

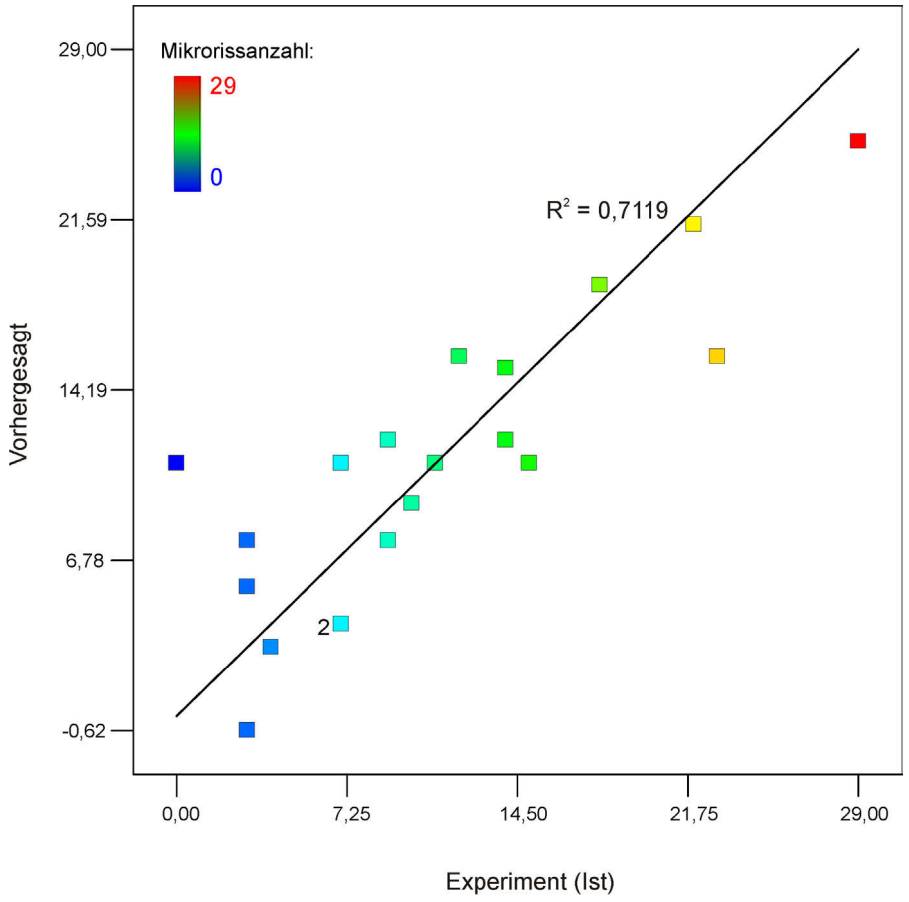


Abbildung 4-24: Korrelation des Experiments mit der Vorhersage des reduzierten Modells, R^2 = 0,7119

Die Höhenliniendarstellungen für das reduzierte Modell folgen in den Abbildungen 4-25 bis 4-26.

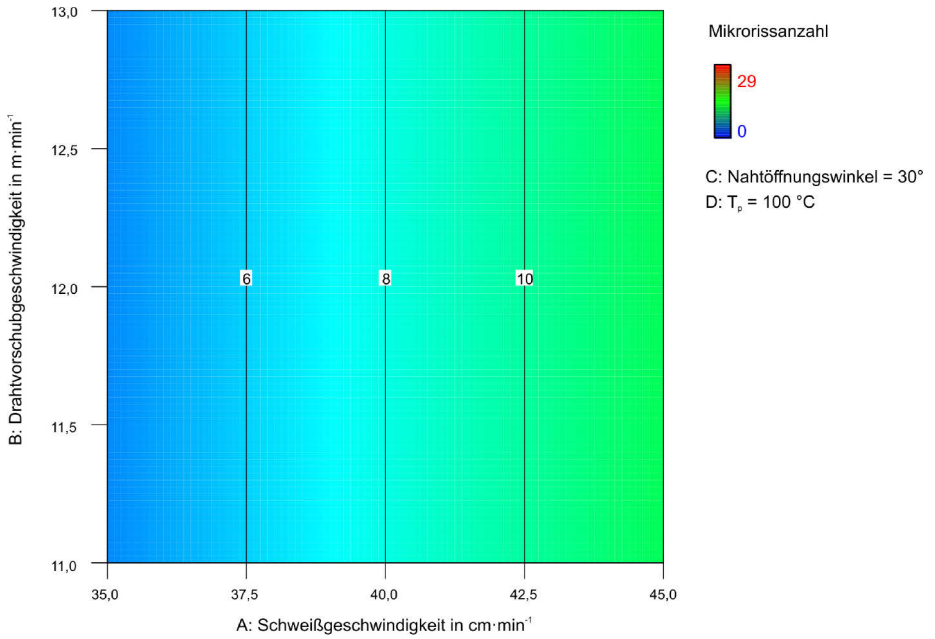


Abbildung 4-25: Höhenliniendarstellung (1 reduziert) der Mikrorissanzahl in Abhängigkeit von Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit, reduziertes Modell (Beachtung der Faktoren und Wechselwirkungen: A, B, C, D, AC, BC), Nahtöffnungswinkel = 30°, Vorwärmtemperatur = 100 °C

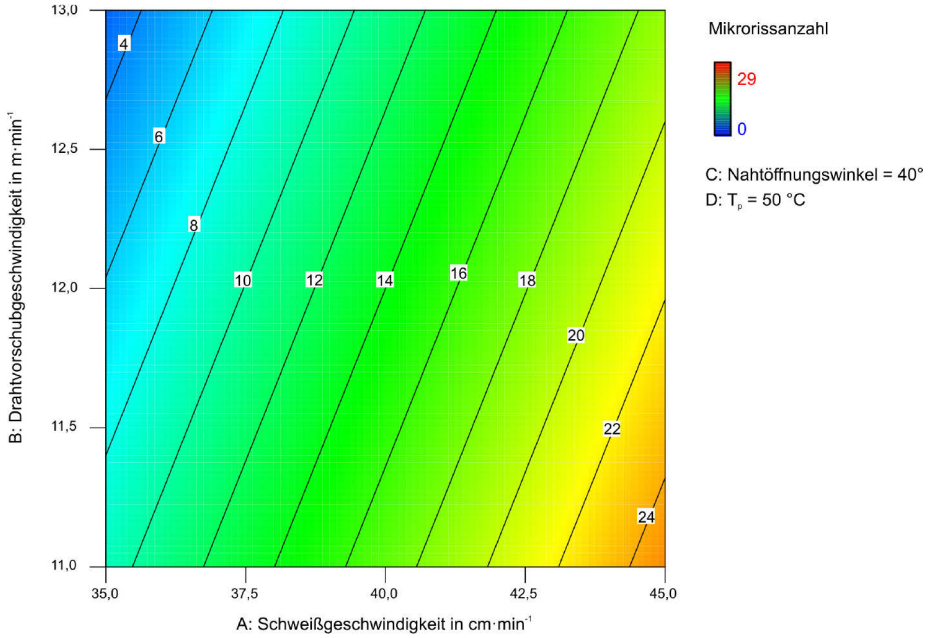


Abbildung 4-26: Höhenliniendarstellung (2 reduziert) der Mikrorissanzahl in Abhängigkeit von Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit, reduziertes Modell (Beachtung der Faktoren und Wechselwirkungen: A, B, C, D, AC, BC), Nahtöffnungswinkel = 40°, Vorwärmtemperatur = 50 °C

Ergänzend zu den Untersuchungsaspekten der statistischen Versuchsplanung, ist die Mikrorissbildung auch in Abhängigkeit von der Streckenenergie und der Abkühlzeit analysiert worden, Abbildungen 4-27 und 4-28. Die Darstellungen zeigen, dass die Mikrorissanzahl pro Probe mit zunehmender Streckenenergie und Abkühlzeit abnimmt.

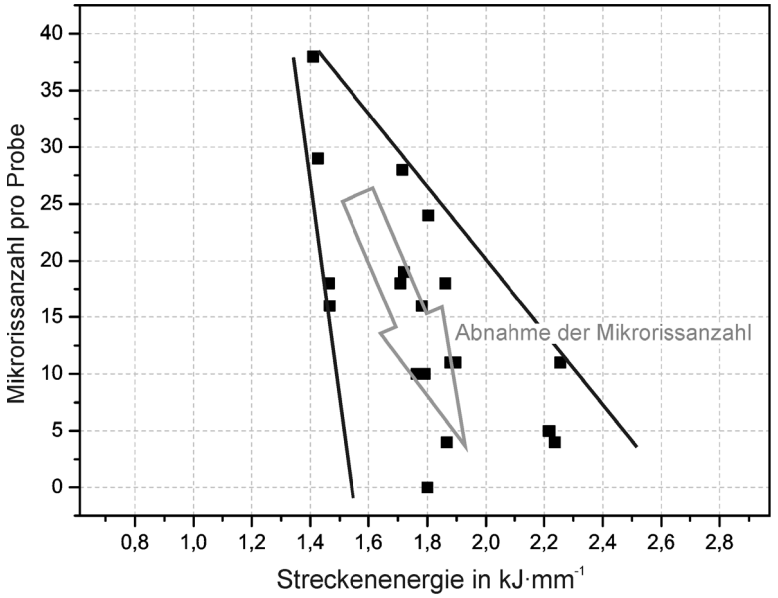


Abbildung 4-27: Mikrorissanzahl pro Probe in Abhängigkeit von der Streckenenergie, Darstellung bezieht sich auf die 20 Versuche der Versuchsplanung, S960QL-Hersteller A

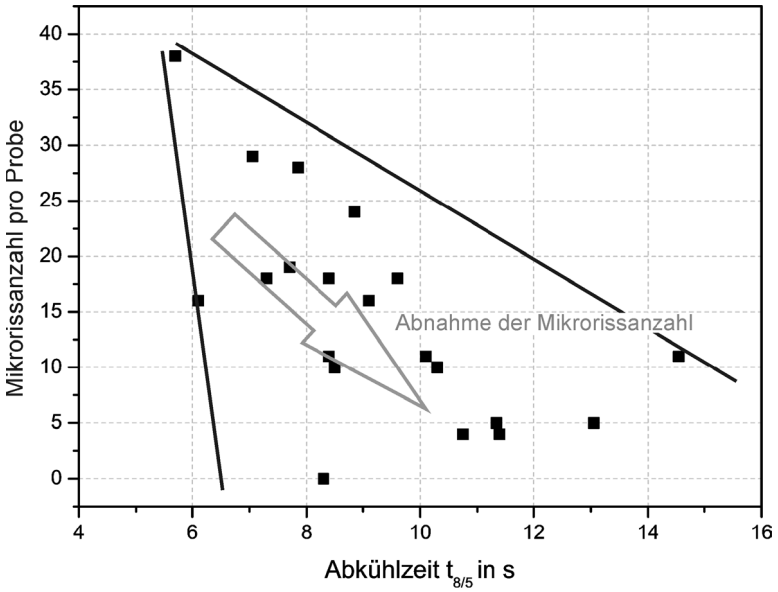


Abbildung 4-28: Mikrorissanzahl pro Probe in Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$, Darstellung bezieht sich auf die 20 Versuche der Versuchsplanung, S960QL-Hersteller A

Die vergleichenden Schweißversuche mit Blechen des Herstellers B ergeben keine Mikrorisse im $t_{8/5}$-Zeit-Bereich 8,6 s (Lage 1) und 6,6 s (Lage 2). Abbildung 4-29 zeigt einen Querschliff dieser Schweißung.

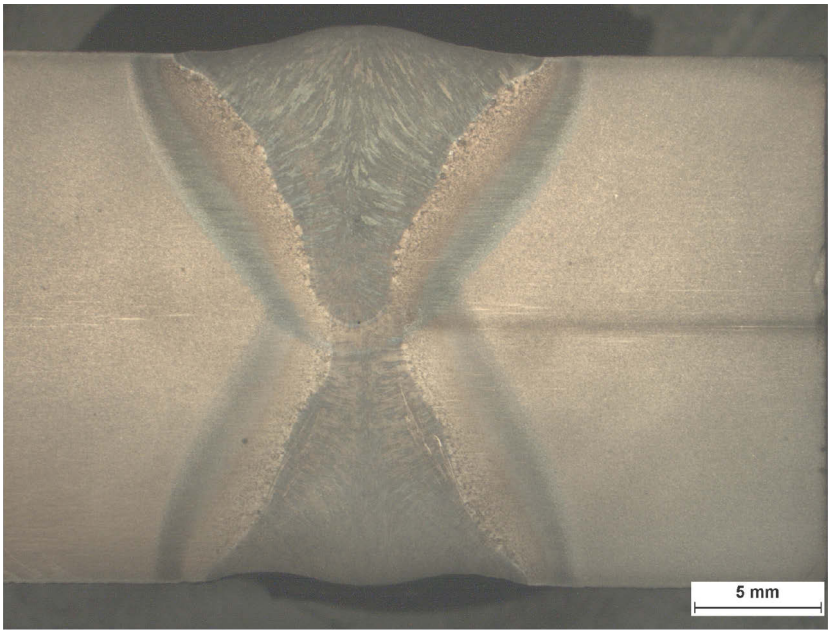


Abbildung 4-29: Makroschliff, Ätzung: 2 %-Nital, S960QL-Hersteller B

4.1.8 Schallemissionsprüfung

Die Ergebnisse der exemplarischen Schallemissionsprüfung sind in den Abbildung 4-30 bis 4-33 gezeigt. Die jeweiligen Abbildungen entsprechen unterschiedlichen Auswertezeiträumen und geben die Positionen der aufgezeichneten Ereignisse wieder. Die Schweißnahtmitte und die Blechkante befinden sich im Ursprung des Koordinatensystems. Die Schweißnaht ist in abgeschätzten Abmaßen, zum besseren Erfassen der Darstellung, hervorgehoben worden.

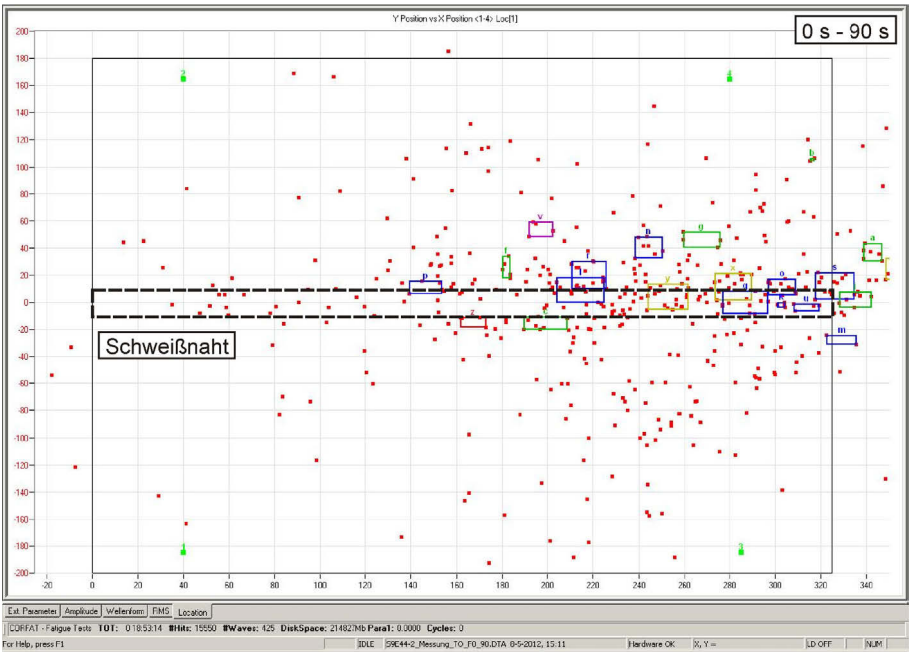


Abbildung 4-30: Lokalisierte Ereignisse der Schallemissionsprüfung (1), Auswertezeitraum: Schweißbeginn (= 0 s) bis 90 s nach Schweißbeginn, Blechabmaße: 380 mm (Breite) x 325 mm (Länge) x 20 mm

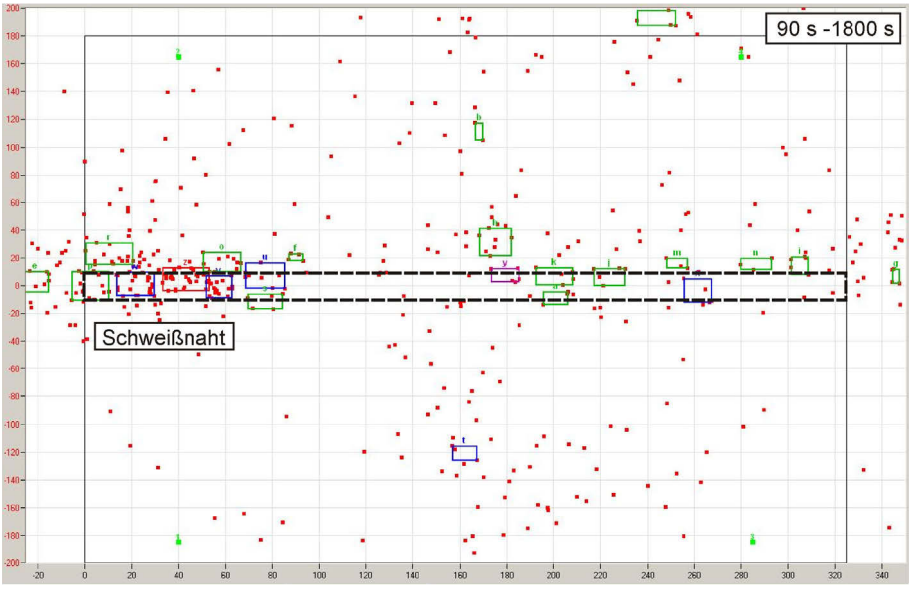


Abbildung 4-31: Lokalisierte Ereignisse der Schallemissionsprüfung (2), Auswertezeitraum: 90 s bis 1800 s nach Schweißbeginn

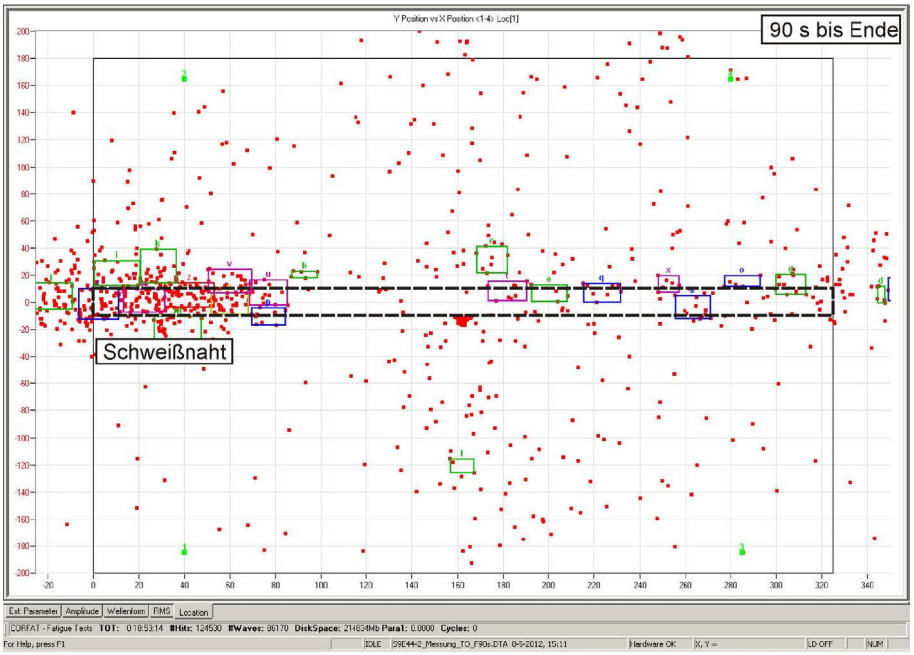


Abbildung 4-32: Lokalisierte Ereignisse der Schallemissionsprüfung (3), Auswertezeitraum: 90 s bis zum Ende der Messung (ca. 20 h nach Schweißbeginn)

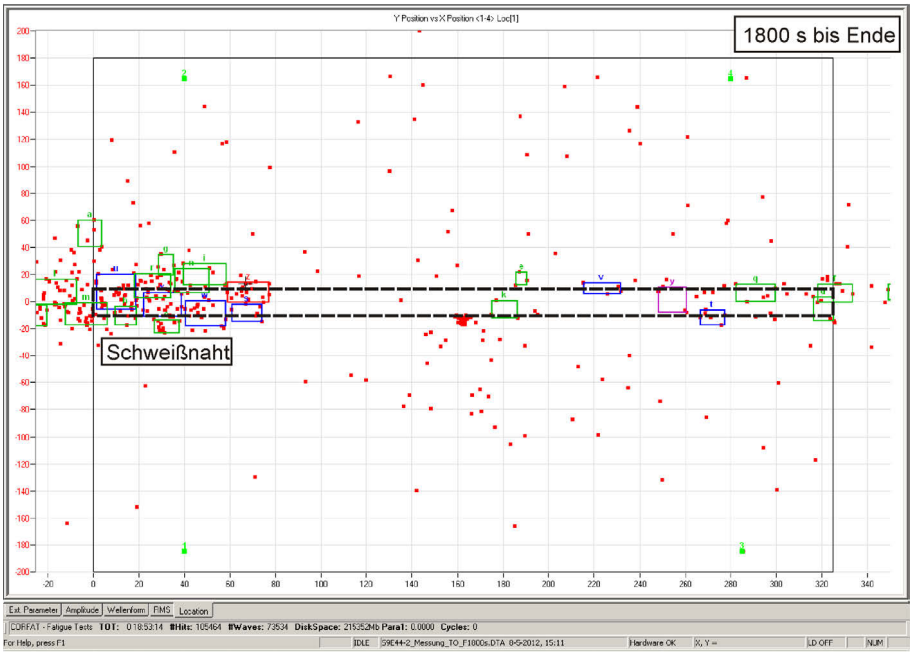


Abbildung 4-33: Lokalisierte Ereignisse der Schallemissionsprüfung (4), Auswertezeitraum: 1800 s bis zum Ende der Messung (ca. 20 h nach Schweißbeginn)

Zusätzlich sind Mikroschliffe in den gekennzeichneten Bereichen entnommen worden, Abbildung 4-34. Diese Schliffe sind auf Mikrorisse untersucht und den entsprechenden Ereignissen der Schallemissionsprüfung gegenübergestellt worden.

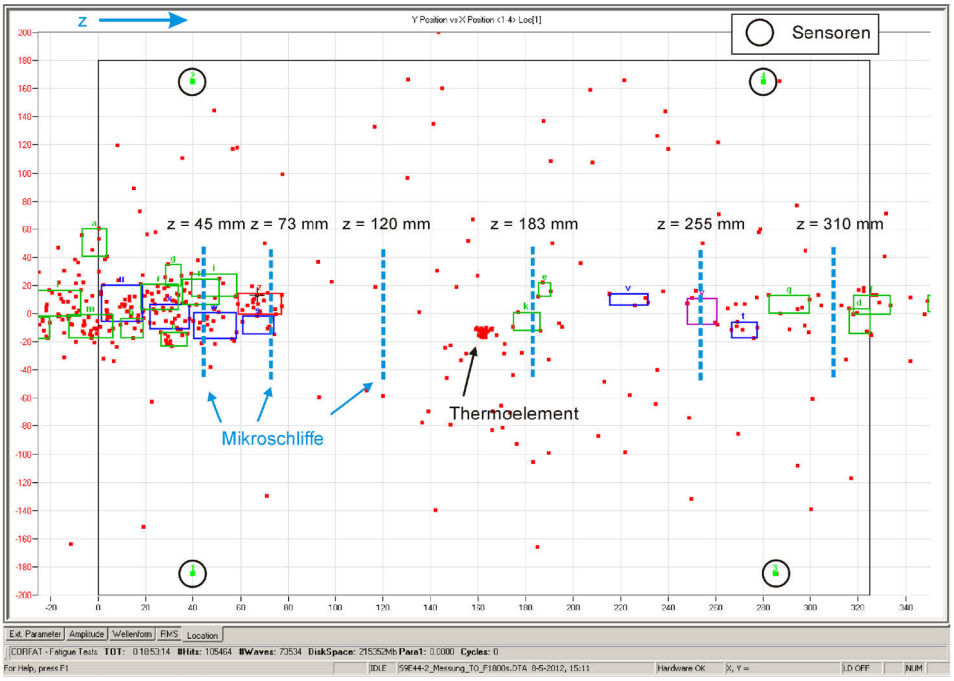


Abbildung 4-34: Schema zur Schliffentnahme bezogen auf Ereignisse der AE-Messung von 1800 s bis 19 h nach Schweißbeginn

Tabelle 4-3 fasst die Ergebnisse aus Mikroschliffuntersuchung und Schallemissionsprüfung zusammen.

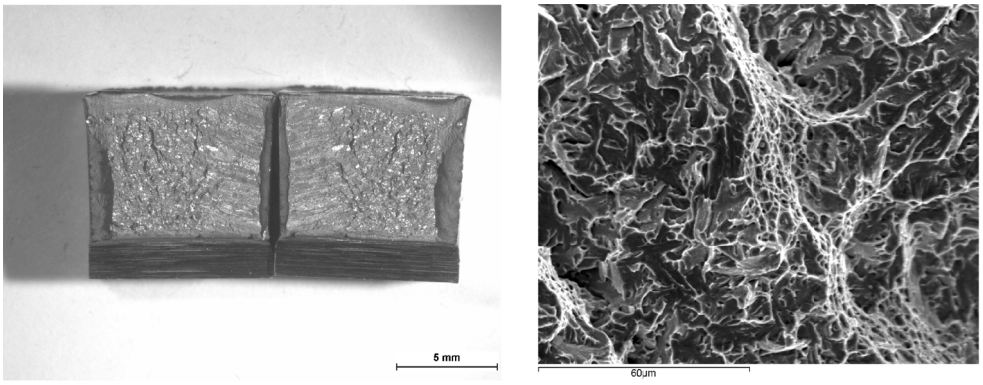
Tabelle 4-3: Übersicht Mikroschliffuntersuchung u. Ergebnis der Schallemissionsprüfung, Farbindex: rot = hoher Energieinhalt, grün = schwacher Energieinhalt

Position in Schweißrichtung		**45 mm**	**73 mm**	**120 mm**	**183 mm**	**255 mm**	**310 mm**
Metallografie	**Mikrorisse 2. Lage**	2	0	8	3	6	0
Schallemissi-ons-prüfung	**0 s - 90 s**	-	-	-	grün	gelb	blau
	90 s - 1800 s	rot	blau	-	lila	blau	-
	90 s - Ende	rot	lila	-	lila	lila	grün
	1800 s - Ende	blau	rot	-	grün	lila	-

4.1.9 Mechanisch-technologische Schweißnahtprüfung

Die mechanisch-technologische Schweißnahtprüfung erfolgte am Werkstoff S960QL. Die angewendeten Schweißparameter für die Untersuchungen basieren auf den Ergebnissen aus Abschnitt 4.1.7, welche die Bestimmung optimaler Schweißparameter mit dem Ziel der Mikrorissminimierung zulassen, Tabelle 3-10.

Die anschließende Kerbschlagbiegeprüfung von Proben aus dem Schweißgut, dem Ort der Mikrorisse, resultierte ein Mittelwert der Kerbschlagarbeit (aus vier Proben) von 46 J. Anhand von folgenden REM-Untersuchungen konnten keine Mikrorisse auf den Bruchflächen festgestellt werden. Eine beispielhafte Bruchfläche ist in Abbildung 4-35 dargestellt.



(a) (b)

Abbildung 4-35: Kerbschlagbiegeprüfung im Schweißgut einer zweilagigen Verbindung, DV-Fuge, modSLB, Kerbschlagarbeit der dargestellten Probe 39 J, (a) Makroaufnahme der Bruchfläche, (b) REM-Aufnahme der Bruchfläche, Vergrößerung: 1000-fach, S960QL

Bei der Querzugprüfung, mit abgearbeiteter Schweißnaht, ergaben sich für die zweilagige Ausführung Zugfestigkeiten beim Bruch der Probe von 1027 MPa (Mittelwert aus 2 Proben). Im Gegensatz dazu erreichte die Schweißverbindung, aufgebaut aus 4 Raupen, einen Mittelwert von 1063 MPa.

4.2 Bauteilähnliches Prüfstück

Die Rohr-Rohr-Verbindung wurde nach dem in Abschnitt 3.2 definierten Versuchsparametern durchgeführt. Ein exemplarischer Temperaturverlauf während der Ausführung der insgesamt 13 Schweißraupen ist in Abbildung 4-36 dargestellt. Die Zwischenlagentemperaturen sind demnach in einem Bereich von 130°C und 150°C. Die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ liegen zwischen 8 s und 11,5 s.

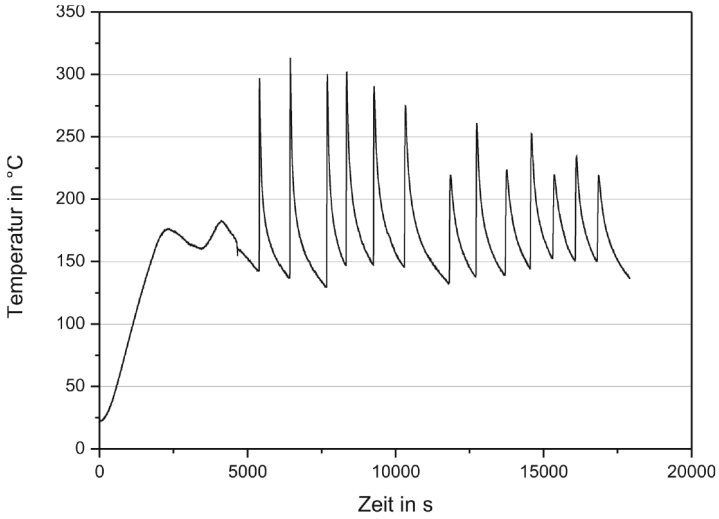
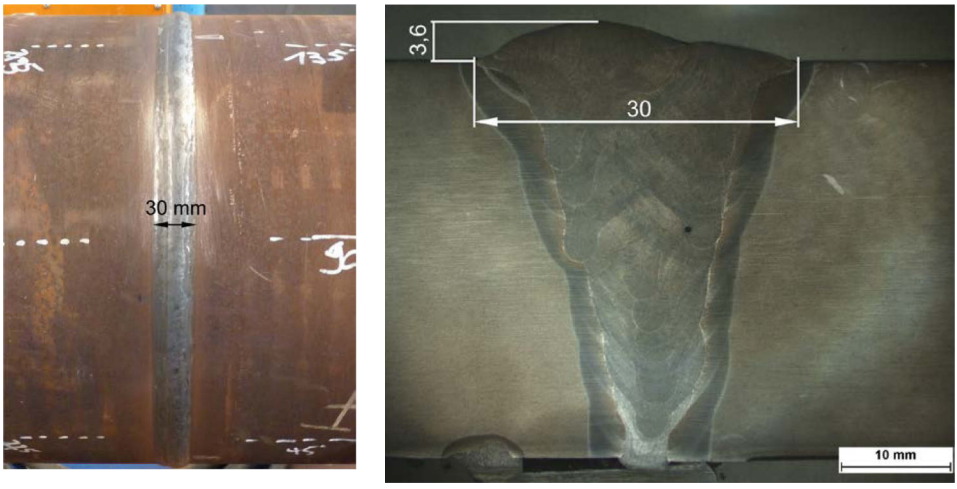


Abbildung 4-36: Temperaturverlauf an der Rohraußenseite, Thermoelementmessung

In Abbildung 4-37 a) ist das äußere Erscheinungsbild der Decklagen des geschweißten bauteilähnlichen Prüfstücks dargestellt. Demgegenüber kann der Lagenaufbau während des Schweißens aus Abbildung 4-37 b) entnommen werden, welche den Makroschliff der Schweißverbindung darstellt.



a) b)

Abbildung 4-37: Rohr-Rohr Verbindung mit modifiziertem Sprühlichtbogen geschweißt, Werkstoff FGS90CV (entspricht S890QL1), t=36 mm, a) äußeres Erscheinungsbild der letzten Decklagen, b) Makroschliff (13 Raupen)

Der Härteverlauf der mittels modifiziertem Sprühlichtbogen geschweißten Rohr-Rohr-Verbindung ist in Abbildung 4-38 dargestellt. Hierbei wurden Härtewerte nach HV5 in der Nähe der Wurzel, mittig sowie in Decklagennähe aufgenommen.

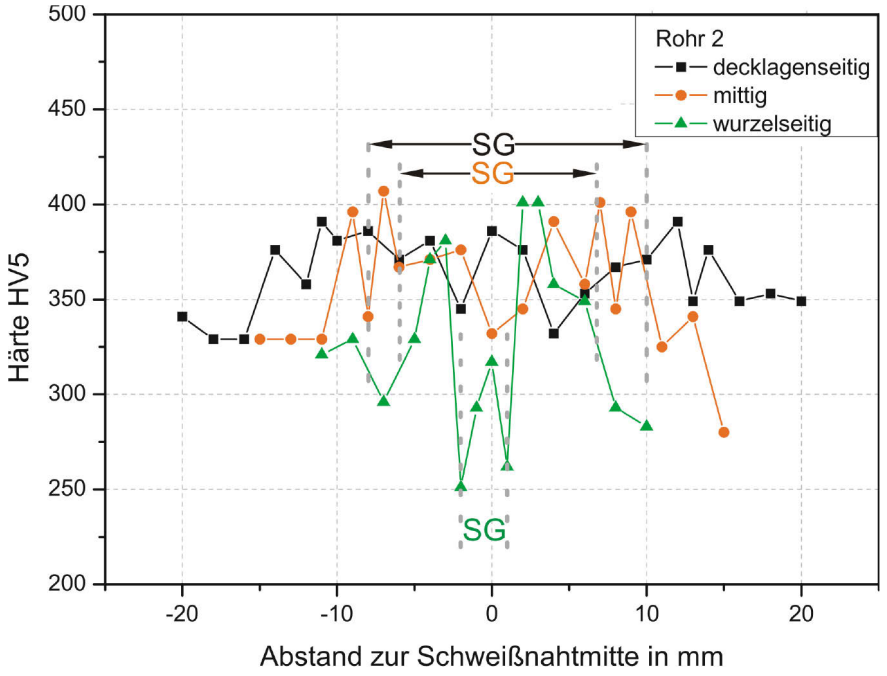


Abbildung 4-38: Härte HV5 für Querschliff des bauteilähnlichen Prüfstücks, Werkstoff FGS90CV (entspricht S890QL1), t=36 mm

4.3 Thermodynamische Berechnungen

Die thermodynamischen Berechnungen im System Eisen-Nickel-Mangan und die Erweiterung mit Schwefel werden im Folgenden dargestellt. Zuerst gibt Abbildung 4-39 die Liquidusprojektion des ternären Systems Fe-Mn-Ni wieder. Anschließend stellt Abbildung 4-40 die Liquidusprojektion des Systems Fe-Mn-Ni-S dar, wobei die Schwefelaktivität auf null gesetzt worden ist um einen Vergleich mit Abbildung 4-39 zu erhalten und das System mit Schwefel zu validieren.

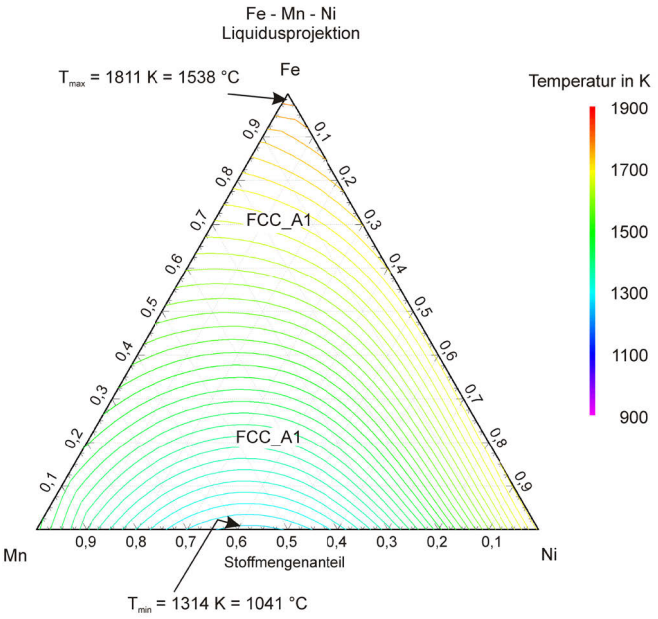


Abbildung 4-39: Liquidusprojektion des Systems Fe-Mn-Ni, Berechnung mit FactSage

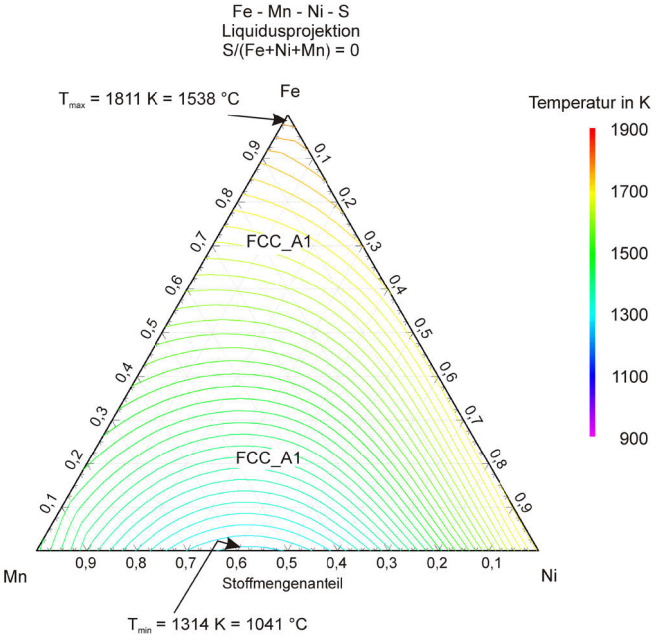


Abbildung 4-40: Überprüfung der Liquidusprojektion im System Fe-Mn-Ni-S mit einem Schwefelanteil bzw. -aktivität von null, Berechnung mit FactSage

Letztlich ist in Abbildung 4-41 der Einfluss von Schwefel auf das Elementsystem Fe-Mn-Ni dargestellt. Der Schwefelanteil bzw. die Aktivität basiert auf den Messungen der chemischen Schweißgutzusammensetzung für die Schweißungen des S960QL, nach Tabelle 4-1. Aufgrund der zusätzlichen Betrachtung von Schwefel zeigt die Berechnung die mögliche Ausbildung eines Eutektikums bei 814 °C.

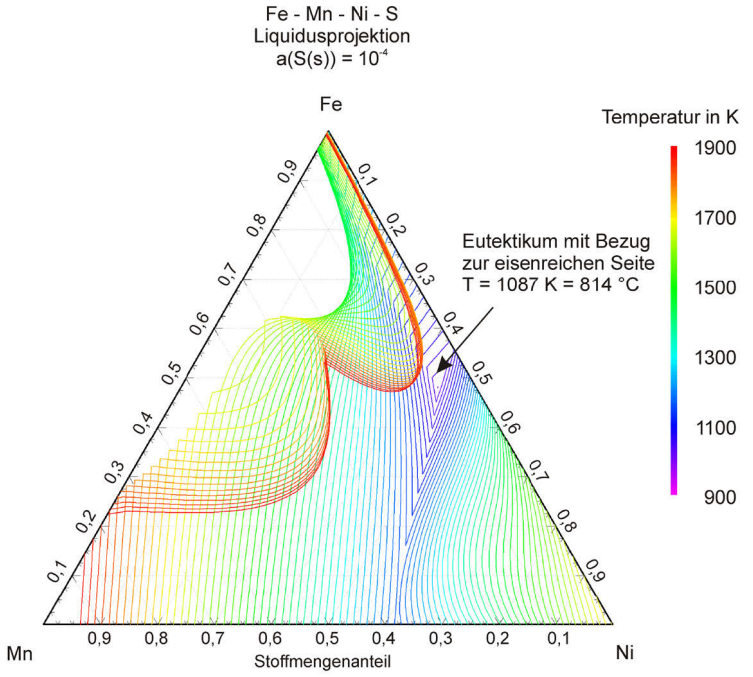


Abbildung 4-41: Liquidusprojektion im System Fe-Mn-Ni-S mit einer Schwefelaktivität von 10^{-4}, Berechnung mit FactSage

Im Weiteren ist ein Schnitt im untersuchten Elementsystem bei einem Mangananteil von 1,2 %, vgl. Tabelle 4-1, unter Beachtung des vorhandenen Schwefels bzw. Schwefelaktivität, durchgeführt worden, Abbildung 4-42. Das Phasendiagramm zeigt auf, das Schmelze mit Eisen-Mangan-Sulfiden im Gleichgewicht stehen könnte. Abschließend zeigt Abbildung 4-43 einen isothermen Schnitt bei 817 °C und stellt die existierenden Phasen bei dieser Temperatur dar. Das gleichzeitige Auftreten von Schmelze und Sulfiden in diesem Temperaturbereich ist aus diesem Phasendiagramm ableitbar.

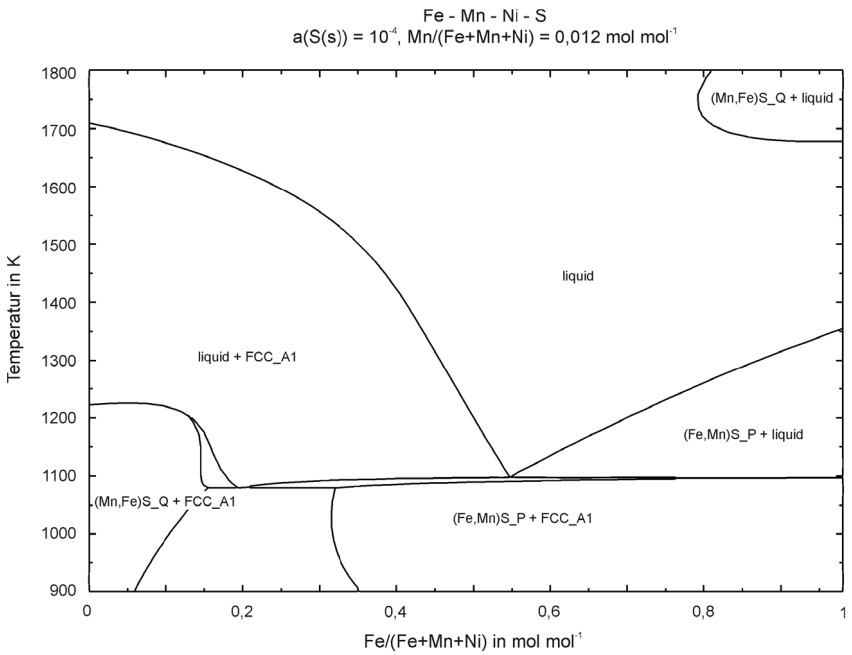


Abbildung 4-42: Schnitt im System Fe-Mn-Ni-S bei Masseanteil Mangan von 1,2 %, Schwefelaktivität = 10^{-4}, Berechnung mit FactSage

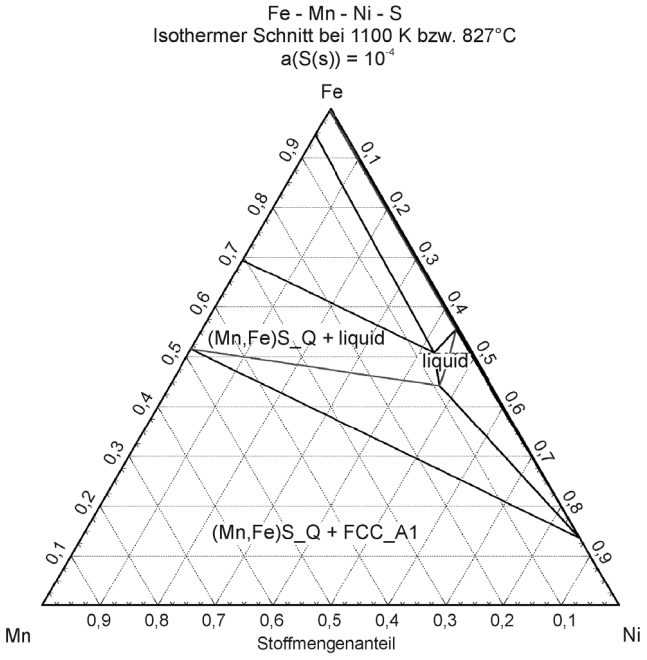


Abbildung 4-43: Isothermer Schnitt im System Fe-Mn-Ni-S bei 1100 K, Schwefelaktivität = 10^{-4}, Berechnung mit FactSage

5 Diskussion der Ergebnisse

5.1 Experimentelle Ergebnisse

5.1.1 Versuchswerkstoff und Werkstoffkennwerte

Die Überprüfung der chemischen Zusammensetzung der vorliegenden Grundwerkstoffchargen ergab, dass eine Übereinstimmung mit der entsprechenden Norm DIN EN 10025-6:2011 vorliegt, Tabelle 3-1. Die Abweichungen in der chemischen Analyse zwischen den beiden untersuchten S960QL-Chargen sind in den Elementen Molybdän, Chrom und Nickel zu finden. Die Elementgehalte von Nickel (Faktor 20 höher) und Chrom (Faktor 2,9 höher) sind im Werkstoff von Hersteller A deutlich höher als bei Hersteller B. Der Molybdän-Anteil ist hingegen im S960QL des Herstellers B doppelt so hoch wie für A. Jones [87] beschreibt einen Nickelanteil über 1 % als kritisch in Bezug auf die Heißrissbildung, so dass der S960QL des Herstellers B mit einem Nickelanteil von 0,05 % als weniger heißrissanfällig zu bewerten ist. Anhand von Vergleichsschweißungen mit dem S960QL des Herstellers B, Abbildung 4-29, bestätigt sich die geringere Mikrorissanfälligkeit für diese Werkstoffcharge.

Die mechanischen Eigenschaften des S960QL beider Hersteller, Tabelle 3-2, erfüllen, bzgl. Streckgrenze, Zugfestigkeit und Mindestbruchdehnung, ebenfalls die Normvorgaben. Die Werkstoffkennwerte aus dem Zugversuch sind sowohl parallel als auch quer zur Walzrichtung bestimmt worden. Tabelle 3-2 enthält die niedrigsten Werte (Mittelwert aus vier Proben) beider Varianten, da die Norm keinen Bezug zu einer erforderlichen Probenorientierung nimmt. In Bezug auf die Mindestwerte der Kerbschlagarbeit sind 27 J für Spitzkerb-Querproben und 30 J für Spitzkerb-Längsproben gefordert, wobei sich die Bezeichnung der Richtung (längs und quer) hier auf die Walzrichtung bezieht. Die angegebenen Kerbschlagwerte stellen einen Mittelwert aus vier Proben für die jeweilige Orientierung dar. In beiden Orientierungen entsprach jeweils 1 Probe mit dem Wert 12 J (längs) bzw. 13 J (quer) nicht der Norm. Somit entspricht der vorliegende Grundwerkstoff nicht den Normvorgaben für die ermittelte Kerbschlagarbeit. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche der S960QL-Charge von Hersteller B zeigen höhere Werte um 75 – 91 J (Mittelwert 83 J). Die Ursache ist in den Unterschieden der chemischen Zusammensetzung bezüglich der Anteile an Molybdän, Nickel und Chrom zu sehen, welche das Gefüge des S960QL von Hersteller B beeinflussen und somit eine höhere Energieaufnahme während des Kerbschlagbiegeversuchs ermöglichen. Aber auch Unterschiede in der Herstellungsroute bzw. bei der Wahl von Prozessparametern bei der Erzeugung des S960QL-Bleches wirken sich auf die Gefügeausbildung aus und verändern somit die mechanischen Eigenschaften, wie die Kerbschlagarbeit.

Die Betrachtung der Ergebnisse der chemischen Analysen der Schweißzusatzwerkstoffe, Tabelle 3-3, zeigt auf, dass der Schweißzusatz für den S690QL im Vergleich zur Norm zu niedrige Nickel-, Mangan- und Chromanteile aufweist. Weiterhin weicht der experimentell bestimmte Phosphoranteil mit 0,054 % stark vom oberen Grenzwert 0,015 % ab. Dieser erhöhte Phosphoranteil kann, wie durch Borland [70], Clyne [73], Pellini [75] u.w. gezeigt, die Heißrissbildung begünstigen, da Phosphor den Erstarrungsbereich vergrößert, eine hohe Seigerungsneigung besitzt und die Bildung von niedrigschmelzenden Phasen unter-

stützt. Der Einfluss von Phosphor auf die Bildung von Wiederaufschmelzrissen wird auch in [93, 134] gezeigt.

Im Zusammenhang mit wasserstoffunterstützter Rissbildung wurde der negative Einfluss von Phosphor von Vasilenko [57] dargelegt und ein Phosphoranteil kleiner 0,005 % empfohlen. Dieser Wert entspricht ungefähr einem Zehntel des gemessenen Wertes von 0,054 %, Tabelle 3-3

Die Ergebnisse der Schweißgutanalysen relativieren allerdings die obigen Ausführungen, Tabelle 4-1, da hier kein erhöhter Phosphoranteil festgestellt werden konnte. Es ist anzumerken, dass unterschiedliche Analysemethode für Schweißgut (ESMA) und Zusatzwerkstoff (ICP-OES) angewandt worden sind, die abweichende Nachweisgrenzen und Sensibilität gegenüber den Begleitelemente (P, S, C) mit sich bringen. Der gemessene Phosphoranteil mittels ICP-OES ist schließlich kritisch zu bewerten und das ESMA-Resultat im Schweißgut, auch nach Rücksprache mit dem Schweißdrahthersteller und der Betrachtung seiner Erfahrungen, vorzuziehen.

Der Schweißzusatz der S960QL-Schweißungen erfüllt, bezüglich aller Elementangaben, die Norm, Tabelle 3-3. Auch das Schweißgut zeigt, bis auf die Auswirkungen der Aufmischung zwischen GW und Zusatzwerkstoff und des so genannten Abbrandes einiger Legierungselemente (z.B. Mangan und Silizium), keine Auffälligkeiten, Tabelle 4-1.

Die Betrachtung von weiteren Legierungselementanteilen und der entsprechende Vergleich mit der Literatur zeigt, dass ein Nickelanteil von 1,47 %, wie er im Schweißgut der S960QL-Schweißung ermittelt worden ist, durchaus heißrissbegünstigend wirken kann. Shankar et al. [83] legen bereits 1 % als kritischen Anteil fest, da bei höheren Anteilen die experimentell bestimmte Gesamtrisslänge (Varestraint-Test) steigt. Auch Jones [87] heben hervor, dass der Nickelanteil höchstens 1 % betragen sollte.

Des Weiteren stellt der Kohlenstoffgehalt mit 0,19 % (Schweißgut S690QL) und 0,13 % im Schweißgut der S960QL-Schweißung einen Wert dar, der laut Literatur als kritisch in puncto Heißrissbildung und wasserstoffunterstützter Rissbildung bei niedriglegierten Stählen bezeichnet werden kann. Vasilenko et al. [57] belegen diese Aussage mit Hinblick auf die wasserstoffunterstützte Rissbildung, da Kohlenstoff die Seigerungsneigung von Mangan und Phosphor unterstützt und somit lokale Aufhärtungszonen auftreten, die folglich Orte der Rissinitiierung darstellen können. Allerdings ist gleichzeitig die heißrissfördernde Wirkung von Mangan- und Phosphorseigerungen bekannt, da hier lokal niedrigschmelzende Eutektika auftreten können. Die Interaktion zwischen den Elementen Kohlenstoff und Phosphor/Schwefel bzw. deren Wirkung auf die Erstarrungsrissbildung wird von Clyne et al. [73] bestätigt.

5.1.2 Mikrostrukturanalyse

Das Aufzeigen der ersten Mikrorisse ist auf eine detaillierte Untersuchung von Schweißnaht-Makroschliffen zurückzuführen, die nach DIN EN ISO 15614-1 für eine Schweißverfahrensprüfung anzufertigen sind. Anschließende Untersuchungen wurden dann stets unter 50-facher Vergrößerung, in Bezug auf die Mikrorissdefinition der DIN EN ISO 5817, oder mit höherer Vergrößerung durchgeführt (Mikroschliffuntersuchung). Es stellte sich dabei ein gehäuftes Aufkommen von Mikrorissen in den markierten Bereichen der Abbildung 4-1 heraus. Auch die Orientierung ist charakteristisch, da sie an die Erstarrungsrichtung des

Schweißnahtgefüges gebunden ist und ein interdendritisches bzw. interzelluläres Erscheinungsbild aufweist. Die Bestimmung der kumulierten Mikrorissfläche erfolgte an drei repräsentativen Proben mit einer hohen Mikrorissanzahl, im Speziellen bis zu 38 Mikrorisse pro Probe, wobei 5 Schliffe pro Probe ausgewertet worden sind. Die Berechnung des Verhältnisses zwischen Gesamtmikrorissfläche und Fläche des Schweißguts, d.h. die Fläche begrenzt durch die Schmelzlinie, ergab maximal 0,01 %, so dass in Bezug auf statische Beanspruchung eine zu vernachlässigende Querschnittschwächung auftritt.

Im Rahmen der vollständigen faktoriellen Versuchsplanung sind 20 Proben geschweißt und anschließend an fünf Positionen auf Mikrorisse untersucht worden, vgl. Abschnitt 3.1.3. Abbildung 4-3 gibt die Zahl der Mikrorisse an den verschiedenen Positionen wieder, wobei in 1. Lage, 2. Lage und die Summe beider Lagen unterschieden wird. Die Mikrorissanzahl in der 1. Lage ist mit 75 Mikrorissen deutlich kleiner, als für die 2. Lage mit 220 Rissen. Weiterhin ist für die zweite Lage eine Zunahme der Mikrorissanzahl gegen Schweißnahtende zu sehen, welches sich in der 1. Lage nicht so deutlich ausprägt. Diese Charakteristik lässt auf einen mechanischen Einfluss auf die Mikrorissbildung schließen. Eine mögliche Ursache für das erhöhte Rissaufkommen in der zweiten Lage stellt die erhöhte Schrumpfbehinderung in dar. In Bezug auf die erste Lage herrscht, aufgrund einer geringeren Steifigkeit des Bleches, eine geringere Schrumpfungsbehinderung vor als bei der zweiten Lage. Denn die erste Lage erhöht die Steifigkeit des Bleches, da sie den relevanten Querschnitt vergrößert. Die erhöhte Steifigkeit behindert folglich die Schrumpfung, insbesondere die Winkelschrumpfung, während und nach dem Schweißen der zweiten Lage. Diese Limitierung resultiert schließlich in einer höheren Spannung in Dickenrichtung, die für die Mikrorissbildung eine kritische Größe darstellt. Die Ausrichtung der Mikrorisse parallel zur Erstarrungsrichtung bzw. Blechoberfläche bestätigt den Einfluss der Beanspruchung in Blechdickenrichtung.

Entlang der Schweißnaht erhöht sich bereits während des Schweißens mit der erstarrten Naht sukzessive die Steifigkeit und damit wird die Schrumpfung in Längs- und Dickenrichtung zunehmend behindert. Dabei steigen die entstehenden Spannungen in Dickenrichtung, was die zunehmende Anzahl an Mikrorissen entlang der Naht beschreibt. In Verbindung mit der vorliegenden Blechdicke von 20 mm gewinnt auch die Mehrachsigkeit des Spannungszustands bei der Rissbildung an Bedeutung. Die Mehrachsigkeit, ausgedrückt durch das Auftreten signifikanter Spannungen in Dickenrichtung, nimmt im Allgemeinen mit steigender Blechdicke zu bzw. erhöht sich auch im Laufe einer mehrlagigen Schweißung in der Schweißnaht mit zunehmender Raupenanzahl.

Für die Heißrissbildung, im angenommenen Temperaturbereich von Schmelztemperatur bis 1000 °C, sind bereits geringe Spannungen bzw. Spannungsdifferenzen ausschlaggebend für die Rissinitiierung [79]. Aber auch für die Kaltrissbildung stellt der Spannungszustand eine entscheidende Bedingung dar. Höhere Spannungen wirken demnach sowohl heiß- als auch kaltrissunterstützend.

Im Weiteren wird das Auftreten von Mikrorissen in der Wärmeeinflusszone gezeigt, Abbildung 4-4, und auch auf detaillierte Mikroschliffe verwiesen, Abbildung 4-5. Diese Problematik zeigt sich an vereinzelten Schliffen und kann mit hoher Streckenenergie in Verbindung gebracht werden. Im gezeigten Fall beträgt die Streckenenergie ca. 2,3 kJ mm^{-1} und stellt damit den höchsten Wert im Rahmen der 20 Versuche dar, vgl. Abbildung 4-27 (Bereich der Streckenenergie von ca. 1,4 bis 2,3 kJ mm^{-1}). In der Literatur finden sich erste Arbeiten

zum Auftreten von Wiederaufschmelzrissen in der Wärmeeinflusszone von Schweißnähten bereits Anfang der 60er Jahre. Masubuchi und Martin [69] sahen die Ursachen für diese Rissbildung im Vorhandensein von niedrigschmelzenden Einschlüssen auf den Korngrenzen und dem entsprechenden Aufschmelzen während des Schweißprozesses, wobei Schwefel bzw. Sulfiden eine besondere Bedeutung zugeordnet worden ist. Auch die Notwendigkeit einer bestimmten Maximaltemperatur, die die Überschreitung der Solidustemperatur der entsprechenden Phase nach sich zieht, und einer kritischen Zugspannung wurde hervorgehoben. Zusätzlich stellen Maier und Faulkner [93] den Einfluss von Mangan und Phosphor sowie deren hohe Seigerungsneigung an Austenitkorngrenzen (WEZ) heraus, die die Bildung von Wiederaufschmelzrissen begünstigen kann.

Hingegen ist bei der Betrachtung der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung von einer erhöhten Wasserstoffakkumulation in der WEZ mit steigender Streckenergie auszugehen, da sich die Zeit (im höheren Temperaturbereich) zur Wasserstoffdiffusion vom Schweißgut in die WEZ erhöht. Folglich steigt die Wahrscheinlichkeit der wasserstoffunterstützten Rissbildung in der WEZ an. Nichtsdestotrotz steht eine hohe Streckenenergie bzw. ein höherer Wärmeeintrag mit einer erhöhten Wasserstoffeffusion in Verbindung, die schließlich die Rissbildung reduzieren kann.

Als Vergleich zu den Schweißungen mit modifizierten Sprühlichtbogen sind auch Impuls- und Sprühlichtbogenschweißungen durchgeführt worden. Schematisch gibt Abbildung 3-1 den Nahtaufbau wieder. In Abbildung 4-6 und Abbildung 4-7 sind beispielhafte Mikrorisse dargestellt, die auch unter Verwendung des ILB und SLB sowie den beschriebenen Versuchsparameter, vgl. Abschnitt 3.1.2, auftreten. Die Charakteristika in Lage und Erscheinungsbild entsprechen hierbei den Mikrorissen der zweilagigen Schweißungen mit modifiziertem Sprühlichtbogen.

5.1.3 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Im Anschluss an die lichtmikroskopischen Untersuchungen sind ausgewählte Proben im REM analysiert worden. Zuerst zeigt Abbildung 4-8 zwei Mikrorisse mit geätzter Probenoberfläche. Es lässt sich vor den Rissspitzen der ehemalige interdendritische bzw. interzelluläre Raum erkennen, der eine durchgehende Abgrenzung zwischen den Gefügeorientierungen oberhalb bzw. unterhalb der markierten Linien darstellt. Dieser Aspekt erlaubt den Rückschluss auf einen Zusammenhang zwischen Mikrorissbildung und Schweißguterstarrung sowie Seigerungen, die bevorzugt in den interdendritischen bzw. interzellulären Bereichen auftreten, vgl. Abbildung 4-11.

Die Betrachtung der Mikrorissoberfläche am Querschliff, Abbildung 4-9, zeigt eine glatte Oberfläche mit Anschmelzungen. Neidel und Riesenbeck [135] zeigen ein ähnliches Erscheinungsbild im Zusammenhang mit Wiederaufschmelzrissen, die beim Warmanstauchen eines niedriglegierten Stahls entstanden sind. Sie bezeichnen diese Anschmelzungen als Abreißkanten flüssiger Korngrenzenfilme, sog. „tear ridges“, die sich durch auftretende Zugspannungen bilden, da die Schmelze keine Spannungen aufnehmen kann und zerreißt. Anstelle der Schmelze könnte auch Wasserstoff die Umgebung der vorhandenen Materialverbindungen vor dem Abreißen umgeben haben. Tasak et al. [60] beschreiben den Einfluss von Wasserstoff auf die Heißrissbildung, wobei sich Wasserstoff in den interdendritischen bzw. -zellulären Räumen anreichert und so das Zusammenwachsen der Strukturen vermeidet.

Ein geöffneter Mikroriss wird in Abbildung 3-4 wiedergegeben. Die anschließenden REM-Untersuchungen zeigen eine glatte Mikrorissoberfläche auf der Ansätze von duktilen Haarlinien und Krähenfüßen [50] zu erkennen sind, Abbildung 4-10. Diese Merkmale würden wiederum auf wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung hindeuten.

5.1.4 Elektronenstrahlmikroanalyse

Die Elektronenstrahlmikroanalytik wurde genutzt, um die Elementverteilung in der Umgebung eines Mikrorisses zu charakterisieren. Abbildung 4-11 bildet einen repräsentativen Mikroriss ab und zeigt gleichzeitig die lokale Verteilung der Elemente Silizium, Nickel, Mangan, Chrom und Schwefel. Das Detektieren von Schwefel ist aufgrund der Technologie der ESMA und den geringen Anteilen im Schweißgut nur begrenzt möglich. Deswegen ist ein Durchschnittswert von 0,0 % ermittelt worden, der allerdings von einem Maximalanteil von 3,365 % begleitet wird. Dieser Maximalanteil gilt für einen Messpunkt des kompletten Bildausschnitts und ist nach Abbildung 4-11 in Mikrorissnähe zu vermuten. Im Allgemeinen geben die weiteren Elementverteilungen ein einheitliches qualitatives Bild wieder, da im Bereich des Mikrorisses bzw. in Verlängerung vor und nach dem Mikroriss Elementanhäufungen, so genannte Seigerungszonen, zu erkennen sind. Der hohe Siliziumanteil lässt sich auf Präparationsrückstände des Schleifens (Siliziumkarbide) zurückführen, die in den Mikroriss eingebracht wurden und schwierig vollständig zu entfernen sind. Mangan und Nickel zeigen hohe Maximalanteile von 11,65 % bzw. 3,25 %, die auf eine erhöhte Seigerungsneigung dieser Elemente während der Erstarrung der Schweißnaht hindeutet. Diese Maximalanteile treten, wie bereits erwähnt, sehr lokal auf. Nichtsdestotrotz liegen in den ehemaligen interdendritischen bzw. interzellulären Mangan- und Nickelanteile von ca. 2 % vor. Weiterhin beeinflusst diese Inhomogenität das lokale Erstarrungsverhalten, d.h. eine Reduzierung der Solidustemperatur und die Bildung von niedrigschmelzenden Phasen ist möglich, vgl. Tabelle 2-2, so dass rissbegünstigende, im Sinne von Heißrissen, Bedingungen geschafft werden können. Das gleichsinnige Seigerungsverhalten von ferritstabilisierenden (Silizium, Chrom) und austenitstabilisierenden Elementen (Mangan, Nickel) hängt laut Eckstein und Schuster [136] mit einer primär austenitischen Erstarrung des Schweißguts zusammen. Diese Aussage wird durch die Arbeit von Babu und David [89] bestätigt, die durch in-situ Phasenbestimmung während der Erstarrung von Schweißgut eine Ungleichgewichtserstarrung, d.h. austenitische Erstarrung, bei hohen Abkühlgeschwindigkeiten feststellen konnten. Das kubischflächenzentrierte (kfz) Kristallgitter des Austenits kann hierbei im heißrissrelevanten Temperaturbereich weniger Legierungs- bzw. Begleitelemente lösen. Weiterhin ist der Diffusionskoeffizient und somit die Diffusionsgeschwindigkeit im kfz-Gitter geringer als im kubischraumzentrierten (krz) Kristallgitter. Beide Einflüsse fördern Seigerungen und die Bildung niedrigschmelzender Phasen [64].

Die Arbeit von Vasilenko et al. [57] zeigt im Gegensatz zu den obigen Ausführungen, dass die interdendritischen Räume und ihre Seigerungsbereiche auch Fallen für Wasserstoff darstellen können, wobei eine rissbegünstigende, lokale Aufhärtung hinzukommt. In den Untersuchungen von Vasilenko et al. wurde, im Zusammenhang mit einem mittleren Mangananteil von 1,5 %, ein Anteil von bis zu 3 % in der Seigerungszone genannt, der in Verbindung mit einer kritischen Aufhärtung steht. Dieser Anteil ist höher als der in Abbildung 4-11 gezeigte von ca. 2 % (in der Seigerungszone) bei vergleichbarem mittlerem Mangananteil, so dass die Aufhärtung weniger hoch sein dürfte.

5.1.5 Augerelektronenmikroskopische Untersuchungen

Die Augerelektronenspektroskopie wurde genutzt, um die chemische Zusammensetzung der Rissoberfläche zu charakterisieren. Abbildung 4-12 stellt hierfür die analysierte Kerbschlagbiegeprobe dar. Es sind zwei Messflächen gekennzeichnet, wobei die Messfläche 1 der Bruchfläche der Probe und Messfläche 2 der Mikrorissoberfläche entspricht. Im Folgenden sind die Spektrogramme für den Grundwerkstoff und die beiden Messflächen abgebildet. Abbildung 4-13 bezieht sich auf den Grundwerkstoff S690QL. Die Energien der erhöhten Intensitäten konnten den Elementen Kohlenstoff, Chrom, Sauerstoff und Eisen zugeordnet werden. Die charakteristischen Energien für Mangan und Nickel sind teilweise in den Intensitäten von Eisen enthalten und konnten nicht separat identifiziert werden. Beim Vergleich von Abbildung 4-14 und 4-15 fällt insbesondere die erhöhte Schwefelintensität für die Messfläche 2, die Mikrorissoberfläche, auf. Somit zeigt die Anwendung der AES einen erhöhten Schwefelgehalt auf der Mikrorissoberfläche im Vergleich zum Grundwerkstoff und zur angrenzenden Bruchfläche der Kerbschlagbiegeprobe. Unter der Annahme des Vorliegens von Heißrissen, deuten diese Ergebnisse auf Schwefelanreicherungen in der zuletzt erstarrenden Schmelze hin. Aber auch Sulfide, die mit der Schmelze im Gleichgewicht stehen sind vorstellbar, Abbildung 4-16.

Die Arbeit von Elboujdaini und Revie [59] zeigt hingegen, dass Mangansulfide auch für die wasserstoffunterstützte Rissbildung relevant sind, da die Grenzfläche zwischen Sulfid und Matrix eine Wasserstofffalle repräsentiert und Wasserstoffakkumulation dort vorstellbar ist.

5.1.6 Bestimmung des Wasserstoffgehaltes und Wasserstoffarmglühen

Die Ergebnisse der Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes des Schweißgutes in Tabelle 4-2 zeigen durchaus Gehalte, die zur Degradation der mechanischen Eigenschaften, insbesondere des Verformungsvermögens, führen können. Der Vergleich mit den Arbeiten von Zimmer [47], Kim et al. [48] und Nevasmaa [49] bestätigen diese Aussage, da sich Wasserstoffgehalte von 2 ml $(100\ g)^{-1}$ als kritisch für die vorliegende Festigkeitsklasse einordnen lassen. Im Detail ist aus den Ergebnissen ablesbar, dass, unabhängig von Draht und Lichtbogenart, ein diffusibler Wasserstoffgehalt von 1,4 bis 2,2 ml $(100\ g)^{-1}$ bestimmt worden ist. Die Verwendung der modifizierten Sprühlichtbogenprozesse führt nicht zum verstärkten Wasserstoffeintrag unter Beachtung der gegebenen Prüfbedingungen. Im Weiteren zeigt sich eine Tendenz in Abhängigkeit vom Zusatzwerkstoff, wobei sich für den Schweißzusatz G4Si1 (verwendbar im Festigkeitsbereich 235 MPa bis 460 MPa) im Vergleich zum hochfesten Zusatz Mn4Ni2CrMo ein leicht höherer diffusibler Wasserstoffgehalt nachweisen lies.

Das Wasserstoffarmglühen stellt laut Wongpanya et al. [45] und Kyte und Chew [46] eine zielführende Maßnahme zur Verminderung der wasserstoffunterstützten Rissbildung dar. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden mehrere Schweißversuche mit gleichen Schweißparametern durchgeführt und diese Bleche anschließend wasserstoffarmgeglüht. Die drei Glühparametersätze (2,5 h, 200 °C / 4 h, 250 °C / 5 h, 300 °C) führten nicht zur Vermeidung der Mikrorissbildung. Die Auswertung der Mikrorissanzahl zweier Proben, geschweißt mit einer Schweißgeschwindigkeit von 45 cm min^{-1}, einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von 13 m min^{-1}, einem Nahtöffnungswinkel von 30° und einer Vorwärmtemperatur von 100 °C, resultierte in einen Mittelwert von 15 Mikrorissen (Auswertung von 5 Schliffen pro Probe). Der Vergleich dieses Mittelwertes mit der Höhenliniendarstellung in

Abbildung 4-25 zeigt, dass keine signifikante Reduzierung der Mikrorissbildung durch das Wasserstoffarmglühen erreicht werden konnte. Das gilt auch für eine getrennte Betrachtung von erster und zweiter Lage. Laut Wongpanya et al. [45] sollte jedoch bereits ein Nachwärmen aus der Schweißwärme von vier Stunden bei 250 °C zu einer Reduzierung des Wasserstoffgehaltes um 90 % führen. In Bezug auf die Wärmenachbehandlung mit den Parametern 5 h und 300 °C, bedeutet das, dass ein unkritischer Wasserstoffgehalt erreicht worden ist und dennoch Mikrorisse aufgetreten sind. Diese Ergebnisse deuten darauf hin, dass ein Einfluss von Wasserstoff eher bei Temperaturen über 200 °C zu erwarten wäre, da eine Wärmenachbehandlung weder die Mikrorisse reduzieren noch vermeiden konnte.

Die Begutachtung der Arbeit von Tasak et al. [60] greift die obige Aussage über den Einfluss von Wasserstoff auf Rissbildung bei Temperaturen oberhalb von 200 °C auf. Die Autoren stellen heraus, dass Wasserstoff sich in den interdendritischen bzw. -zellulären Räumen sammeln kann und dort eine Gasschicht ausbildet, die das Zusammenwachsen der Kristallite verhindert. Somit würde der Wasserstoff direkt die Heißrissbildung begünstigen. Die aufgeführte, rissbehafteten Schliffbilder in [60] weisen auf Übereinstimmungen zu den in Abbildung 4-2 gezeigten Mikrorissen hin.

5.1.7 Statistische Versuchsplanung

Im Rahmen der vollständigen faktoriellen 2^4- Versuchsplanung wurde die Abhängigkeit der Mikrorissanzahl von der Schweißgeschwindigkeit (Faktor A), Drahtvorschubgeschwindigkeit (Faktor B), des Nahtöffnungswinkels (Faktor C) und der Vorwärmtemperatur (Faktor D) ermittelt. Nach Durchführung der notwendigen Versuche fand die Auswertung der Versuchsergebnisse statt. Die Standardabweichung des Modells wurde im vorliegenden Fall über die viermalige Durchführung des Zentrumspunkts bestimmt und beträgt 6,34 Mikrorisse pro Probe bzw. 1,268 Mikrorisse pro Schliff (Betrachtung von 5 Schliffen pro Probe). Zuerst erfolgte die Betrachtung der Mikrorissanzahl der ersten Lage in Abhängigkeit von den vier betrachteten Faktoren. Abbildung 4-19 zeigt anhand eines Pareto-Diagramms, dass sowohl die einzelnen Faktoren als auch die entsprechenden Wechselwirkungen keinen signifikanten Effekt auf die Ergebnisgröße Mikrorissanzahl besitzen. Diese Signifikanz wäre erst bei Überschreiten des abgebildeten t-Wert-Limits gegeben, wobei das Signifikanzniveau p = 0,05 beträgt. Bezogen auf die zweite Lage verändert sich die Rangfolge der Faktoren und es tritt ein signifikanter Faktor auf, die Schweißgeschwindigkeit, vgl. Abbildung 4-20. Die Darstellung in Abbildung 4-21 stellt schließlich die Interaktion der beiden Lagen dar, wobei die Schweißgeschwindigkeit der signifikante Einfluss auf die Mikrorisszahl bestehen bleibt. Weiterhin lässt sich feststellen, dass die Abhängigkeiten der beiden Lagen unterschiedlich sind. Die Ursache ist nicht anhand der statistischen Versuchsplanung ableitbar. Allerdings wurde die Mikrorissanzahl der ersten Lage nur anhand der vollständig geschweißten Proben (nach zwei Lagen) ausgewertet, so dass eventuelle Effekte der zweiten Lage auf die Rissbildung nicht auszuschließen sind. Das Auftreten von Mikrorissen bei Schweißungen von nur einer Lage konnte jedoch in ergänzenden Experimenten festgestellt werden.

Im Weiteren ermöglicht das verwendete Auswerteprogramm Design-Expert® 7 die Abbildung der Mikrorissanzahl pro Probe in Abhängigkeit von den untersuchten Faktoren mit Hilfe von Höhenliniendarstellungen. Für das komplette Modell, d.h. alle Faktoren und Wechselwirkungen werden betrachtet, ergeben sich die Abbildungen 4-22 und 4-23. Die Linien gleicher Mikrorissanzahlen (Isolinien) bzw. die zugeordneten Rissanzahlen beziehen

sich auf die Mikrorissanzahl pro Probe, bei einer Auswertung von 5 Schliffen pro Probe. Der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit ist deutlich zu erkennen, wobei sich eine langsamere Ausführung der Schweißverbindung vorteilhaft auf die Reduzierung der Mikrorisszahl auswirkt. Im speziellen Fall bedeutet das, dass die zweilagige Naht mit 35 cm min^{-1} ausgeführt werden sollte, um die Mikrorissbildung zu minimieren. Wie bereits beschrieben, gibt es keine weiteren, statistisch belegten Abhängigkeiten, s. Abbildungen 4-22 und 4-23. Eine Veränderung der Vorwärmtemperatur und des Nahtöffnungswinkels, Vergleich der Abbildungen 4-22 und 4-23, resultiert in geringen Einflüssen auf die Mikrorissanzahl, die wegen mangelnder statistischer Signifikanz nicht weiter diskutiert werden.

Eine Reduzierung des Modells, d.h. der Faktoren und Wechselwirkungen, ermöglicht eine einfachere Darstellung der Abhängigkeit, insbesondere in Form von Gleichungen, da die Anzahl an Koeffizienten verringert wird. Für das reduzierte Modell wurden die Faktoren A (Schweißgeschwindigkeit), B (Drahtvorschubgeschwindigkeit), C (Nahtöffnungswinkel) und D (Vorwärmtemperatur) sowie der Wechselwirkungen AC und BC anhand der Effektrangfolge in Abbildung 4-21 gewählt. Das Bestimmtheitsmaß bei Vergleich der Vorhersage des reduzierten Modells mit dem Experiment, Abbildung 4-24, beträgt 0,7119 und stellt eine gute Übereinstimmung dar. Die Höhenliniendarstellung in Abbildung 4-25 präsentiert nun wiederum die sich ergebenden Mikrorissanzahl in Abhängigkeit von Schweiß- und Drahtvorschubgeschwindigkeit bei 30° Nahtöffnungswinkel und 100 °C Vorwärmtemperatur. Hingegen bezieht sich Abbildung 4-26 auf 40° Nahtöffnungswinkel und 50 °C Vorwärmtemperatur. Der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Mikrorissanzahl geht auch aus diesen Darstellungen hervor.

Die Abbildungen 4-27 und 4-28 geben die Abhängigkeit der Mikrorissanzahl pro Probe von der Streckenenergie bzw. der Abkühlzeit, bezogen auf die 20 Versuche der statistischen Versuchsplanung, wieder. Aus den Darstellungen ist ein klarer Trend der reduzierten Mikrorissbildung bei höherer Streckenenergie bzw. Abkühlzeiten zu erkennen. Dabei handelt es sich, bezogen auf die durchgeführten Schweißungen, um Streckenenergien im Bereich von 1,4 bis 2,3 kJ mm^{-1} und Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von 6 bis 15 s. Allerdings gilt es die Ergebnisse zu den Mikrorissen in der WEZ, Abbildung 4-4, bei hohen Streckenenergien zu beachten. Somit ist eine Streckenenergie oberhalb 2,3 kJ mm^{-1} einerseits aus Gründen der erhöhten Wiederaufschmelzrissgefahr und andererseits wegen des Überschreitens des geeigneten Abkühlzeitbereichs zum Absichern der mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung, vgl. Abschnitt 2.5, zu vermeiden.

Die Schweißungen am S960QL des Herstellers B zeigen keine Mikrorissbildung in einem Abkühlzeitbereich von 6,6 s bis 8,6 s. Ein entsprechender Querschliff ist in Abbildung 4-29 dargestellt. Aufgrund der Tatsache, dass nur wenige Vergleichsschweißungen gemacht worden sind, die den Umfang der Hauptuntersuchungen am S960QL des Herstellers A nicht erreichen, repräsentiert dieses Ergebnis nur eine Tendenz. Diese Tendenz lässt jedoch die Schlussfolgerung zu, dass ein Grundwerkstoffeinfluss zu vermuten ist, wobei die Notwendigkeit einer weitergehenden Versuchsreihe zur Absicherung dieser Aussage besteht.

Der Trend der Mikrorissabnahme mit steigender Streckenenergie stellt ein Argument für eine vorhandene wasserstoffunterstützte Rissbildung dar, da ein erhöhter Wärmeeintrag die Effusion des Wasserstoffs aus der Schweißnaht begünstigt. Jedoch wird in der Literatur [27, 80, 137] langsameres Schweißen oft auch in Verbindung mit der Reduzierung der

Heißrissneigung dargestellt. Die reduzierte Schweißgeschwindigkeit wirkt sich dabei auf die Erstarrungsmorphologie, die Erstarrungsbedingungen (Nachfließen von Schmelze) und das Seigerungsverhalten aus. Die Erstarrungsmorphologie tendiert durch das Absinken der Erstarrungsgeschwindigkeit zu einem eher zellulären Charakter, vgl. Abbildung 2-12, das nach Ohshita [80] eher die Heißrissbildung reduzieren sollte. Das Nachfließen von Schmelze ist durch einen längeren zeitlichen Aufenthalt im Gebiet mit hohem, bereits erstarrtem Anteil (85 % - 95 % nach Eskin und Katgerman [72]) auch länger möglich, so dass sich die Heißrissanfälligkeit verringert. Seigerungen stellen ein Resultat von Ungleichgewichtsvorgängen während der Erstarrung, vor allem durch unterdrückte Diffusion (schnelle Abkühlung, konstitutionelle Unterkühlung), dar. Eine niedrige Schweißgeschwindigkeit reduziert möglicherweise die lokalen Elementinhomogenitäten, vor allem in den interdendritischen bzw. interzellulären Räumen, aufgrund einer weniger limitierten Diffusion und könnte somit die lokale Ausbildung von niedrigschmelzenden Phasen und Bereichen mit niedrigen Solidustemperaturen verringern, s. Abschnitt 2.4. Betrachtet man die vorliegende Problematik in Bezug auf die Arbeiten von Tasak et al. [60], die Wasserstoff als heißrissunterstützend beschreiben, dann relativiert sich der erste Satz dieses Abschnitts, da eine Reduzierung des Wasserstoffgehalts auch die Heißrissbildung verringert.

5.1.8 Schallemissionsprüfung

Im Rahmen der Ausführung eines unter „rissfördernder“ Schweißgeschwindigkeit, von 45 cm min^{-1}, geschweißten Bleches, vgl. Abbildung 4-25, wurde die Methode der Schallemissionsprüfung genutzt, um die Möglichkeit der Mikrorissdetektion, am Beispiel der Schweißung einer zweiten Lage, zu evaluieren. Im Weiteren sind auch orts- und zeitaufgelöste Zuordnungen der detektierten Ereignisse möglich, die bei der Klärung der Rissart unterstützen können.

Der erste Auswertungszeitraum von Schweißbeginn bis 90 s nach dem Schweißen entspricht einem Temperaturbereich von Schmelztemperatur bis ca. 200 °C (nach 90 s) in der Schweißnaht, Abbildung 4-30. Es ist auffällig, dass im linken Blechbereich kaum Ereignisse aufgezeichnet worden sind. Der Schweißprozess hat jedoch eine sehr hohe Signalzahl erzeugt, so dass die Sensoren nicht in der Lage waren während des Schweißens alle Ereignisse zu detektieren, d.h. eine Störung der Sensoren lag vor. Diese Aussage wird durch Abbildung 5-1 unterstützt, die die Amplituden der Signale aller vier Sensoren von 0 s bis 90 s zeigt. Denn es ergibt sich bei einer Schweißgeschwindigkeit von 45 cm min^{-1} und einer Schweißnahtlänge von 310 mm sowie die Beachtung von Start- und Endrampe eine Schweißzeit von ca. 42 s, die auch in der Darstellung zu finden ist.

Die weiteren Abbildungen zeigen ein einheitliches Bild bezüglich der Verteilung der Ereignisse. Die linke Blechseite von 0 mm bis 80 mm weist eine Häufung von Ereignissen in der Schweißnaht auf, wobei alle Energieinhalte von schwach (grün, Buchstabe „m“) bis hoch (rot, Buchstabe „z“) zu finden sind. Im Blechbereich 100 mm bis 150 mm sind keine wesentlichen Ereignisse detektiert worden. Im Weiteren folgen bei 180 mm und 255 mm Positionen mit signifikanten Ereignissen. Am Schweißnahtende sind nur noch schwache Signale aufgezeichnet worden. Um diese Information für die Klärung der Mikrorissbildung nutzen zu können, sind an definierten Positionen, Abbildung 4-34, Querschliffe angefertigt worden, um die Mikrorissanzahl zu bestimmen. Diese Querschliffe wurden unter 50-facher Vergrößerung unter dem Lichtmikroskop betrachtet und die Mikrorisse ausgezählt. Tabelle 4-3

stellt nun die Signale und deren Lokation, auch mit Bezug auf ihren Energieinhalt (Farbindex), den Schliffergebnissen bzw. der Mikrorissanzahl der zweiten Lage gegenüber.

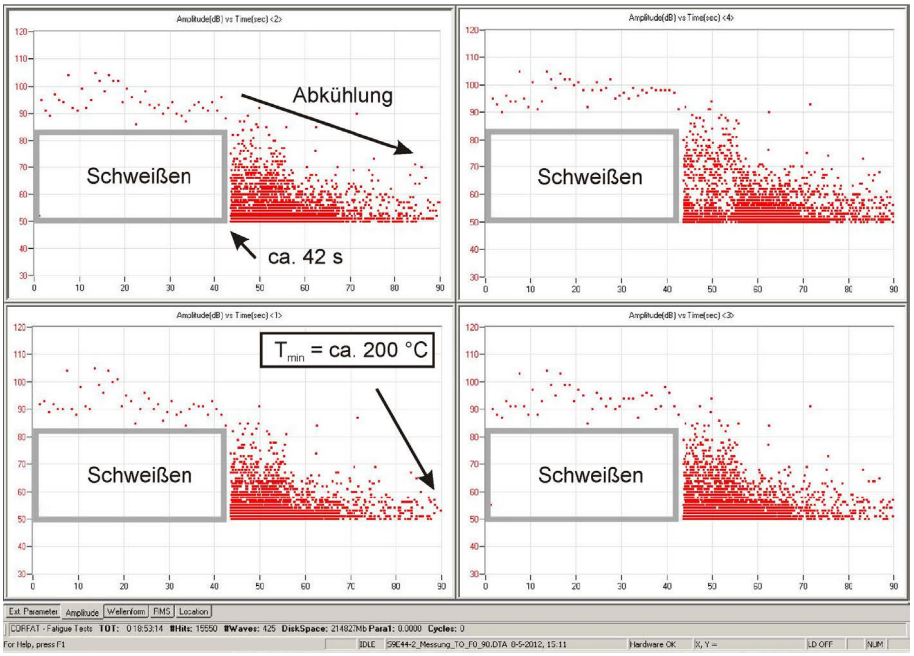


Abbildung 5-1: Transiente Aufzeichnung der Amplitudenmaxima der einzelnen Ereignisse von Schweißbeginn bis 90 s nach Schweißbeginn, Darstellung aller vier Sensoren

Es ist anhand der Positionen „73 mm“ und „120 mm“ abzuleiten, dass die Schallemissionsprüfung nicht für die eindeutige Detektion von Mikrorissen in der Schweißnaht geeignet ist. Obwohl bei Position „73 mm“ keine Mikrorisse auf dem Querschliff bestimmt worden sind, wurden Ereignisse mit höheren Energien aufgezeichnet. Im Gegensatz dazu ist auf dem Querschliff bei 120 mm die höchste Anzahl an Mikrorissen bestimmt worden und die Schallemissionsprüfung weist auf nahezu keine Ereignisse in diesem Nahtbereich hin. In Hinblick auf die Einordnung der Mikrorisse in Heiß- oder Kaltrisse ist anzunehmen, dass Heißrisse kaum elastische Energie freisetzen und nicht detektiert werden. Kaltrisse hingegen, sollten aufgrund ihres Entstehens bei niedriger Temperatur und der stattfindenden Materialtrennung höhere Signalstärken bzw. Energieinhalte vor allem in den Auswertungen nach 90 s, bezogen auf die beschriebene Messung, erzeugen. Die hohe Mikrorisszahl für die Position „120 mm“ und die vernachlässigbare Anzahl und Stärke von Ereignissen bei der Schallemissionsprüfung lassen somit keine eindeutige Einordnung der Mikrorisse als Kaltrisse zu.

Bei der Diskussion muss beachtet werden, dass bei der Schallemissionsprüfung ein Lokalisierungsfehler bis 20 mm auftreten kann. Dieser Wert ist anhand der aufgezeichneten Ereignisse außerhalb des gekennzeichneten Probebleches (schwarzer Rahmen), vor allem links und rechts neben der Schweißnaht, abzuleiten.

5.1.9 Mechanisch-technologische Schweißnahtprüfung

Die Schweißverfahrensprüfung nach DIN EN ISO 15614-1 beinhaltet unter anderem Kerbschlagbiege- und Querzugprüfung zur Bestätigung der erforderlichen Schweißnahteigenschaften. Im Rahmen der ausgeführten Schweißungen ist anzunehmen, dass die Schweißnähte der Proben für die Untersuchungen nach DIN EN ISO 15614-1 Mikrorisse enthalten, auch wenn auf dem erforderlichen Makroschliff keine Mikrorisse zu erkennen sind. Die weiterführende Betrachtung des Schliffs mit 50-facher Vergrößerung ergab in diesem Fall ebenfalls keine Mikrorisse im Schweißgut. Jedoch ist nur ein Schliff ausgewertet worden, so dass bei der Vorgehensweise nach DIN EN ISO 15614-1 nicht genügend Schliffe für eine abgesicherte Aussage zur Mikrorisssituation vorliegen.

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche erfüllen für das Schweißgut und die WEZ die Anforderungen der Norm, alle aufgenommen Kerbschlagarbeiten liegen über 30 J bei einer Prüftemperatur von -40 °C. Auch die Querzugversuche resultieren in einer Zugfestigkeit größer als die geforderte Mindestzugfestigkeit für den Grundwerkstoff (nach DIN EN 10025-6) und erfüllen somit die Bedingungen nach Norm.

Somit ist kein Einfluss der Mikrorisse auf die mechanisch-technologischen Schweißnahteigenschaften im Sinne der DIN EN ISO 15614-1 zu erkennen.

5.2 Bauteilähnliches Prüfstück

Das Ziel des bauteilähnlichen Prüfstücks ist die Optimierung der Lagenanzahl beim Schweißen des dargestellten Rohrs, Abbildung 3-7, unter Verwendung des modifizierten Sprühlichtbogens. Dabei wurde mit Hinblick auf einen bestehenden Schweißplan, der von der Firma Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH bereitgestellt worden ist, der Nahtöffnungswinkel, die Fugenart und das Spaltmaß angepasst. Die Verwendung des Impulslichtbogens und eines niedrigfesten Schweißzusatzwerkstoff (G4Si1) für die Wurzellage bestätigte sich als zielführend. Schließlich konnte eine Verbindung mit reduzierter Raupenanzahl erzeugt und die mechanische Integrität nachgewiesen werden. Im Rahmen der Untersuchung der Mikrostruktur sind keine Mikrorisse detektiert worden, wobei keine systematische Analyse stattfinden konnte. Die Anwendung des modifizierten Sprühlichtbogens ist somit für Rohr-Rohr-Verbindungen, unter den in dieser Arbeit gegebenen Randbedingungen, vorteilhaft und kann einen wirtschaftlichen Vorteil bedeuten.

5.3 Thermodynamische Berechnungen

Die thermodynamische Berechnung des Systems Eisen-Mangan-Nickel führt zur Liquidusprojektion in Abbildung 4-39, die darstellt, dass die Phasen Austenit und Schmelze im Temperaturbereich von 1041 °C bis 1538 °C vorliegen bzw. im Gleichgewicht stehen. Die zu erwartende Liquidustemperatur für die vorliegende Stahlzusammensetzung (Schweißgut), Tabelle 3-3, lässt sich mit ca. 1500 °C abschätzen. Die Erweiterung des Systems um das Element Schwefel und die Berechnung auf Grundlage der vorliegenden Schwefelaktivität zeigt auf, dass sich ein Eutektikum mit Bezug zur Eisen- bzw. Nickelreichen Seite im Temperaturbereich bis ca. 800 °C ausbildet, Abbildung 4-41. Damit wird bestätigt, dass Schwefel die Ausbildung von niedrigschmelzenden Eutektika bewirkt. Ein Schnitt bei einem Mangananteil von 1,2 % unter Beachtung der vorhandenen Schwefelaktivität stellt dar, dass die Schmelze bis ca. 1100 K bzw. 827 °C mit komplexen Eisen-Mangan-Schwefel-

Verbindungen koexistiert, Abbildung 4-42. Diese Erkenntnis wird durch das Auffinden von Mangan und Schwefel im Mikrorissbereich bestätigt, Abbildung 4-16. Damit lassen die thermodynamischen Berechnungen auf das Vorhandensein von niedrigschmelzenden Phasen schließen, wobei die experimentellen Analysen diese Hypothese unterstützen. Schlussfolgernd stellen diese Ergebnisse Hinweise für eine stattfindende Heißrissbildung dar.

Allerdings ist nochmals die Funktion der Grenzfläche Sulfid-Matrix als Wasserstofffalle, wie durch Elboujdaini und Revie [59] beschrieben, herauszustellen. Denn Orte erhöhter Wasserstoffakkumulation erfahren eine gesteigerte Degradation des Verformungsvermögens und dies kann schließlich zur Rissinitiierung an den Sulfid-Matrix-Grenzflächen führen.

5.4 Klärung der Mikrorissart

Wie aus der Diskussion ableitbar, lassen sich verschiedene Argumente für den Einfluss von Wasserstoff auf die Mikrorissbildung finden. Aber auch Merkmale, die die Zuordnung der Mikrorisse als Heißrisse erlaubt, werden beschrieben. Deswegen erfolgen in diesem Abschnitt, basierend auf den durchgeführten Untersuchungen, die Zusammenfassung der wichtigsten Fakten und eine abschließende Einordnung der vorliegenden Mikrorisse.

Im Zusammenhang mit der Heißrissbildung stehen nach Krafka [64] folgende Voraussetzungen:

- Existenz von Phasen im Werkstoff, deren Erstarrung bei niedrigeren Temperaturen als die Matrix abgeschlossen ist und deren Erstarrungsintervall lang ist (Erstarrungszeit geseigerter Korngrenzenfilme ist sehr viel länger als die der nicht geseigerten Korngrenzenfilme),
- Auftreten von Schrumpfungen (Schrumpfdehnungen, -spannungen), die das Verformungsvermögen des Werkstoffs im Temperaturbereich der Heißrissbildung überschreiten und
- Schuster [62] fügt hinzu: Auftreten einer großkörnigen bzw. grobdendritischen Gefügestruktur, die die Rissausbreitung begünstigt.

Im Folgenden sind die Voraussetzungen für eine auftretende Kaltrissbildung nach Neidel et al. [50] aufgeführt:

- Sprödes, hartes Gefüge (niedrige Verformungsreserve),
- Wasserstoffkonzentration und -akkumulation in so genannten „traps“ (engl. für Fallen),
- Hohe, lokale Beanspruchung, Eigenspannungen, äußere, langsam steigende oder statische Last und
- Niedriger Temperaturbereich (-70 °C - 140 °C für Stähle).

Anhand der durchgeführten Untersuchungen lassen sich die folgenden Aspekte, die für eine wasserstoffunterstützte Mikrorissbildung sprechen, finden:

- Der Ort der Mikrorisse unter Beachtung der bevorzugten Wasserstoffansammlung und lokaler Aufhärtung in diesem Bereich,

- Der Gehalt an diffusiblen Wasserstoff nach DIN EN ISO 3690 ist im kritischen Bereich für den untersuchten Werkstoff, vgl. mit Zimmer [47] und Kim et al. [48],
- Der Fakt, dass in der 2. Lage mehr Mikrorisse vorhanden sind, da der eingetragene Wasserstoff der 1. Lage noch vorhanden ist und der zusätzliche Wasserstoff der 2. Lage sich auch bevorzugt im Wurzelbereich (unter Schweißnahtbereich, vgl. Abbildung 4-1) akkumuliert,
- In der zweiten Lage sind die schrumpfungsbedingten Spannungen, aufgrund höherer Steifigkeit beim Schweißen der 2. Lage, größer, das fördert die Kaltrissbildung,
- Die Abhängigkeit der Mikrorissbildung von der Streckenenergie weist auf den positiven Einfluss des höheren Wärmeeintrags hin, dass einer begünstigten Wasserstoffeffusion entspricht und somit die Vermeidung der wasserstoffunterstützten Mikrorisse begünstigt und
- In der Literatur werden interdendritische Räume oder Sulfid-Matrix-Grenzflächen als Wasserstofffallen aufgeführt [59], diese Orte konnten der Mikrorissbildung zugeordnet werden.

Neben diesen Aspekten zeigen sich widersprüchliche Ergebnisse. Denn das Wasserstoffarmglühen konnte die Mikrorissbildung nicht reduzieren oder ganz vermeiden. Das schließt jedoch nicht aus, dass die wasserstoffunterstützte Rissbildung bereits oberhalb 200 °C - 250 °C (Minimaltemperatur vor dem Wasserstoffarmglühen) stattgefunden hat, was allerdings in der Literatur so bisher nicht dokumentiert ist. Außerdem ist auf die Arbeit von Tasak et al. [60] zu verweisen, der den Einfluss von Wasserstoff bei der Heißrissbildung im Schweißgut herausstellt. Ähnliche Charakteristika bezüglich gezeigter Abbildungen von Risslokation und -aussehen verstärken den Zusammenhang der vorliegenden Mikrorisse und der Arbeit von Tasak et al.

Weiterhin zeigen die beiden Lagen im Rahmen der statistischen Auswertung verschiedene Abhängigkeiten bezüglich der Schweißgeschwindigkeit bzw. des resultierenden Wärmeeintrags. Eine niedrigere Schweißgeschwindigkeit resultiert in einer geringeren Mikrorissbildung bei Auswertung der Mikrorisse in der zweiten Lage. Hingegen ist die Schweißgeschwindigkeit keine signifikante Einflussgröße in Bezug auf die Mikrorissanzahl der ersten Lage. Bei einer wasserstoffunterstützten Rissbildung wäre theoretisch nicht von diesem Verhalten auszugehen, sondern konsistente Abhängigkeiten zu erwarten. Dafür spricht auch, dass Mikrorissbildung bereits in der ersten Lage auftritt, somit bereits ein kritisches Spannungsniveaus vorliegt und nicht argumentiert werden kann, dass erst in der zweiten Lage ein solches Spannungsniveau erreicht wird.

Im Gegensatz zu den obigen Ausführungen stellen die nachfolgenden Punkte Argumente für eine vorliegende (Mikro-)Heißrissproblematik dar:

- Der Ort der Mikrorissbildung und die Ausrichtung der Mikrorisse entlang der dendritischen Erstarrung bzw. in den ehemaligen interdendritischen/-zellulären Räumen,
- Auf der Mikrorissoberfläche wurde ein erhöhter Schwefelgehalt festgestellt,

- Thermodynamische Berechnungen zeigen komplexe Eisen-Mangan-Schwefel-Verbindungen im Gleichgewicht mit der Schmelze bis zu Temperaturen von 827 °C, wobei Mangan und Schwefel im Mikroriss experimentell ermittelt worden ist, Abbildung 4-16,
- lokale Anschmelzungen sind an den Mikrorissoberflächen zu erkennen, Abbildung 4-9,
- Das gleichsinnige Seigerungsverhalten der ferrit- und austenitstabilisierenden Legierungselemente deutet auf eine austenitische Primärerstarrung, wie von Babu und David [89] für das Schweißen von Kohlenstoff-Mangan-Stahl gezeigt, diese begünstigt die Heißrissbildung,
- Die Seigerungen in den interdendritischen Räumen, Abbildung 4-11, stellen eine Voraussetzung für die Bildung von niedrigschmelzenden Phasen dar,
- Durchaus kritische chemische Zusammensetzung, vor allem in den Seigerungszonen, da der Nickelanteil laut Jones [87] im kritischen Bereich für die Heißrissbildung liegt und Mangan ein lokales Maximum von ca. 11 % aufweist, Abbildung 4-11, und
- In der zweiten Lage sind die schrumpfungsbedingten Spannungen, aufgrund höherer Steifigkeit beim Schweißen der 2. Lage, größer, dass unterstützt die Heißrissbildung.

Schließlich deuten die aufgeführten Merkmale für den Autor auf eine vorliegende Heißrissproblematik hin. Dabei sind die Charakteristik der Mikrorissoberflächen (Anschmelzungen), die Rissanordnung bzw. -lage in der Schweißnaht und die auftretenden Sulfide im Mikrorissbereich im Zusammenhang mit den thermodynamischen Berechnungen sowie die hohe Stromstärke bei Verwendung des modifizierten Sprühlichtbogen (Erstarrungsverhalten, Seigerungen) und das kleine Nahtbreite:Nahtdicke-Verhältnis (mit entsprechendem Spannungsaufbau in Nahtdickenrichtung) die entscheidenden Faktoren, die zu dieser Schlussfolgerung führen. Ein Einfluss von Wasserstoff auf die Heißrissbildung ist jedoch, mit Hinblick auf die obigen Ausführungen, denkbar und wird nicht kategorisch ausgeschlossen.

5.5 Vermeidung der Mikrorissbildung

Die Problematik der Mikroheißrissbildung ist anhand der vorliegenden Arbeit analysiert worden, jedoch bleibt die Frage nach der Vermeidung der Mikrorissbildung bisher unbeantwortet und soll im Folgenden adressiert werden. Der Ausgangspunkt der Untersuchungen war das Auftreten von Mikrorissen im Schweißgut zweilagiger Schweißungen (DV-Fuge, Blechdicke 20 mm) bei Ausführung mit modifizierten Sprühlichtbogenprozessen. Wenn jedoch die Hinweise des DVS-Merkblatts 0916 betrachtet werden, stellte die gewählte Konfiguration eine ungünstige Verfahrensweise dar, denn es wird bei der Mehrlagentechnik das Ausführen von flachen Raupen empfohlen. Letztlich sollte im Rahmen der Arbeit die zweilagige Schweißung auch verwendet werden, um Möglichkeiten oder gegebenenfalls Einschränkungen beim Schweißen von dicken Blechen mit modifizierten Sprühlichtbogenprozessen aufzuzeigen.

Das Ziel mikrorissfreie Schweißverbindungen zu erzeugen, ließ sich schließlich mit der Erhöhung der Raupenanzahl und der damit einhergehenden Vergrößerung des Öffnungswinkels erreichen, wobei der Impulslichtbogen mit reduziertem Drahtvorschub und geringerer Schweißgeschwindigkeit angewendet worden ist. Mit dieser Vorgehensweise sind auch bestimmte mechanische und metallurgische Randbedingungen verändert worden:

- Reduzierung des auftretenden Schrumpfspannungszustands durch geringeres Volumen der einzelnen Raupen und höheres Nahtbreite:Nahtdicke-Verhältnis,
- Bessere Wasserstoffeffusion durch kürzere Effusionswege und Wärmebehandlung der einzelnen Lagen untereinander, welche den Spannungsabbau unterstützt,
- Veränderung des Abbrandverhaltens der Legierungselemente im Schweißzusatzwerkstoff aufgrund geringerer Stromstärke und
- Modifiziertes Erstarrungsverhaltens durch kleineres Schmelzbad und Verringerung der Seigerungsneigung.

Die aufgeführten Maßnahmen zur Vermeidung der Mikrorissbildung bedingen, dass der modifizierte Sprühlichtbogen nicht in seinem üblichen Anwendungsbereich bei Drahtvorschubgeschwindigkeiten ab 10 m min^{-1} und entsprechend höheren Stromstärken genutzt werden kann. Somit bieten Impuls- und Sprühlichtbogen ausreichende schweißtechnische Möglichkeiten und können mikrorissfreie Nähte erzeugen. Die Anwendung des modifizierten Sprühlichtbogens ermöglicht Vorteile, wie die Verringerung des Nahtöffnungswinkels bzw. Verzugsreduzierung, das Einsparen von Schweißraupen und somit Zeit und Material, die allerdings bei den in dieser Arbeit gezeigten Schweißverbindungen (20 mm Blechdicke, hochfester Feinkornbaustahl S960QL) in einem werkstofftechnischen Grenzbereich liegen, was die detektierten Mikrorisse ausdrücken.

6 Zusammenfassung

Die Mikrorissbildung beim MAG-Schweißen hochfester Feinkornbaustähle ist bisher nicht in der Literatur beschrieben worden. Im Rahmen der Untersuchung von Schweißungen mit modernen Lichtbögen, speziell dem modifiziertem Sprühlichtbogen, sind jedoch durch eine metallografische Bewertung der Schweißnähte Mikrorisse ermittelt worden. Die Detektion der Risse ist nicht selbstverständlich, weil eine Betrachtung von Schweißnahtmakroaufnahmen nicht alle Mikrorisse, aufgrund ihrer kleinen Abmessungen, aufzeigt. Des Weiteren ist pro Naht, z. B. nach Schweißverfahrensprüfung (DIN EN ISO 15614-1), nur die Anfertigung eines Makroschliffs notwendig, der aber wie die vorliegende Arbeit zeigt, nicht repräsentativ für die gesamte Naht sein muss.

Die detektierten Mikrorisse sind schließlich als Heißrisse klassifiziert worden. Nichtsdestotrotz, analysiert die vorliegende Arbeit die Thematik der Rissbildung aus verschiedenen Perspektiven und führt Argumente für und gegen Kalt- bzw. Heißrisse auf, welches bisher bei wissenschaftlichen Ausarbeitungen nur selten erfolgt ist. Letztlich überwiegen die Argumente für eine auftretende Mikroheißrissbildung.

Innerhalb der Versuchsdurchführung ist insbesondere der hochfeste Feinkornbaustahl S960QL mit einer Blechdicke von 20 mm verschweißt worden. Die besonderen Rahmenbedingungen unter Verwendung des modifizierten Sprühlichtbogens: kleiner Nahtöffnungswinkel, hohe Stromstärke, geringe Raupen- bzw. Lagenanzahl und kleines Nahtbreite:Nahtdicke-Verhältnis stellen eine Herausforderung für die verwendeten Grund- und Zusatzwerkstoffe dar. Das Auftreten von Mikroheißrissen ist ein Indiz für die kritische Prozessführung im Zusammenhang mit den eingesetzten Werkstoffen. Die Untersuchung von verschiedenen Grund- und Zusatzwerkstoffen zeigt auf, dass es sich nicht um spezielle Versuchswerkstoffe mit unterdurchschnittlichen Eigenschaften handelt, vielmehr ist ein systematisches Auftreten von Mikrorissen unter Beachtung verschiedener Ausgangswerkstoffe in den gleichen Festigkeitsklassen festgestellt worden. Die Vermeidung der Mikrorissbildung war somit durch den Einsatz einer zweiten S960QL-Charge eines anderen Herstellers nicht möglich. Nichtsdestotrotz ist eine Reduzierung der auftretenden Mikrorissanzahl bei einem direkten Vergleich für einen bestimmten Parametersatz aufgetreten, so dass von einem Grundwerkstoffeinfluss auszugehen ist. Die umfangreiche Analyse der Mikrorisse umfasst mikrostrukturelle Untersuchungen im Licht-, Rasterelektronen- und Augerelektronenmikroskop. Die Resultate zeigen charakteristische Mikrorissoberflächen und den Zusammenhang von Sulfiden mit der Rissbildung, welche auf eine vorliegende Heißrissproblematik hinweisen. Die Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehalts an Proben nach DIN EN ISO 3690 und die Durchführung von Wasserstoffarmglühungen an geschweißten Blechen lassen Wasserstoff als Ursache für die Rissbildung ausschließen. Jedoch sind in der Literatur Hinweise auf den Einfluss von Wasserstoff bei der Heißrissbildung zu finden, dieser Zusammenhang ist anhand der realisierten Untersuchungen nicht auszuschließen. Die Schallemissionsprüfung erwies sich für die Klärung der vorliegenden Mikrorissart als nicht zielführend. Die Auswertung der Messergebnisse im niedrigen Temperaturbereichs unter 140 °C, welcher mit Kaltrissbildung in Verbindung gebracht wird, und die Betrachtung einiger Querschliffe lässt aber zumindest den Schluss zu, dass keine nachweisbare Rissbildung in diesem Temperaturbereich stattfand.

Die Überprüfung der mechanisch-technologischen Kennwerte nach DIN EN ISO 15614-1 zeigt, unter der Annahme das Mikrorisse in den überprüften Schweißverbindungen vorhanden sind, dass Mikrorisse keinen signifikanten Einfluss auf die Kennwerte haben. Thermodynamische Berechnungen stellen dar, dass komplexe Sulfide zusammen mit Schmelze bis ca. 800 °C, auftreten können (Annahme: Gleichgewichtszustand liegt vor). Der Nachweis der Elemente Schwefel und Mangan im Bereich eines Mikrorisses. unter Anwendung der Augerelektronenmikroskopie, bestätigt die theoretische Betrachtung.

Die Hauptversuche an zweilagig geschweißten 20 mm dickem S960QL erfolgten mit statistischer Versuchsplanung und konnten einen signifikanten Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Mikrorissanzahl der zweiten Lagen feststellen. Die weiteren untersuchten Faktoren: Vorwärmtemperatur, Drahtvorschubgeschwindigkeit und Nahtöffnungswinkel sowie deren Wechselwirkungen zeigten keine signifikanten Effekte auf die Mikrorissanzahl mit Bezug auf den untersuchten Parameterraum.

Die Ergebnisse der beschriebenen Analysemethoden führten schließlich zur Klassifizierung der auftretenden Mikrorisse als Heißrisse. Nichtsdestotrotz sind im Rahmen der Untersuchungen stets auch Argumente für eine vorliegende Kaltrissbildung betrachtet worden um eine einseitige Auslegung der Versuche und einer voreingenommenen Ergebnisinterpretation entgegen zu wirken.

Das Ausführen eines bauteilähnlichen Prüfstückes, in Form einer Rohr-Rohr-Verbindung, zeigt die mögliche Optimierung eines ursprünglichen Schweißplans unter Anwendung des modifizierten Sprühlichtbogens. Im beschriebenen Beispiel des Rohrs der Güte S890QL1 ermöglichte der modifizierte Sprühlichtbogen eine Reduzierung der Raupenanzahl durch eine Anpassung der Nahtvorbereitung und des Nahtöffnungswinkels.

Literaturverzeichnis

[1] **Buchmayr, B.:** *Computer in der Werkstoff- und Schweißtechnik: Anwendung von mathematischen Modellen*, Bd. 112, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1991.

[2] *DIN EN ISO 15614-1:2012, Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe - Schweißverfahrensprüfung - Teil 1: Lichtbogen- und Gasschweißen von Stählen und Lichtbogenschweißen von Nickel und Nickellegierungen, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[3] *DIN EN 10025-6:2011, Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 6: Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[4] *DIN EN 10020:2000, Begriffsbestimmung für die Einteilung der Stähle, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[5] *DIN EN 10025-3:2011, Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 3: Technische Lieferbedingungen für normalgeglühte/normalisierend gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[6] *DIN EN 10025-4:2011, Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 4: Technische Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[7] *DIN EN ISO 643:2012, Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[8] **Schröter, F.:** *Höherfeste Stähle für den Stahlbau - Auswahl und Anwendung,* Bauingenieur, 2003(9), S. 426-432.

[9] *Dokumentation 570 - Grobblech - Herstellung und Anwendung, Stahl-Informations-Zentrum*.

[10] **Boese, U., Werner, D., Wirtz, H.:** *Das Verhalten der Stähle beim Schweißen, Teil 1: Grundlagen*, Fachbuchreihe Schweißtechnik, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1980.

[11] **Göklü, S., Wegmann, H.:** *Fügen hochfester Stähle,* MP Materialprüfung, 2002, 44(10), S. 385-394.

[12] **Degenkolbe, J., Uwer, D.:** *Neue Entwicklungen bei der Stahlherstellung und deren Bedeutung für die schweisstechnische Praxis*, in: *DVS Berichte, Schweissen und Schneiden '88*, 1988, DVS-Verlag: Düsseldorf. S. 50-53.

[13] *DIN EN 10149-2:2011, Warmgewalzte Flacherzeugnisse aus Stählen mit hoher Streckgrenze zum Kaltumformen — Teil 2: Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte Stähle; Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[14] **Hougardy, H. P.:** *Umwandlung und Gefüge unlegierter Stähle - Eine Einführung*, 2. Auflage, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 2003.

[15] **Alexandrov, B. T., Lippold, J. C.:** *Single sensor differential thermal analysis of phase transformations and structural changes during welding and postweld heat treatment,* Welding in the World, 2007, 51, S. 48-59.

[16] **Dilthey, U.:** *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005.

[17] **Seyffarth, P., Scharff, A.:** *Möglichkeiten zur Vorauskalkulation von Gütewerten und Prozessdaten,* Der Praktiker, 1998, 50(10), S. 388-393.

[18] **Stadtaus, M., Voß, O., Michailov, V., Wohlfahrt, H.:** *Berechnung von Nahtausbildung, Gefüge, Verzug und Eigenspannungen beim Schmelzschweißen,* DVS-Berichte, 2001, 216, S. 315-321.

[19] **Berkhout, C. F.:** *Anwendung von Spitzentemperatur-Abkühlzeit(STAZ)-Schaubildern beim Schweißen hochfester Stähle,* Schweißen und Schneiden, 1968, 20, S. 256-260.

[20] *Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*, Band 110, Fachbuchreihe Schweißtechnik, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1992.

[21] **Easterling, K. E.:** *Introduction to the physical metallurgy of welding*, 2. Auflage, Butterworth-Heinemann, London, 1983.

[22] **Chen, J. H., Kikuta, Y., Araki, T., Yoneda, M., Matsuda, Y.:** *Micro-fracture behaviour induced by M-A constituent (Island Martensite) in simulated welding heat affected zone of HT80 high strength low alloyed steel,* Acta Metallurgica, 1984, 32(10), S. 1779-1788.

[23] **Lee, S., Kim, B., Kwon, D.:** *Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat-affected zones of thermomechanically controlled processed steels,* Metallurgical and Materials Transactions A, 1992, 23(10), S. 2803-2816.

[24] *ISO/TR 15608:2005-10, Schweißen - Richtlinien für eine Gruppeneinteilung von metallischen Werkstoffen, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[25] *Heißrißprüfverfahren - Grundlagen, DVS-Merkblatt 1004-1, Düsseldorf*, DVS, 1996.

[26] **Degenkolbe, J.:** *Zähigkeit der Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen,* Stahl und Eisen, 1989, 109, S. 853-858.

[27] *DIN EN 1011-2:2001, Schweißen - Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe, Teil 2: Lichtbogenschweißen von ferritischen Stählen, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[28] *SEW 088, Schweißgeeignete Feinkornbaustähle - Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen, 1993, Verlag Stahleisen mbh, Düsseldorf*.

[29] *DIN EN ISO 5817:2006, Schweißen - Schmelzschweißverbindungen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (ohne Strahlschweißen) - Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[30] *DIN EN 1090-2:2011, Ausführung von Stahltragwerken und Aluminiumtragwerken - Teil 2: Technische Regeln für die Ausführung von Stahltragwerken, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[31] *Normenreihe DIN EN 1993-1:2011, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[32] **Kaßner, M.:** *Europäische Regeln für die Festigkeitsauslegung, Konstruktion und Ausführung von Schweißverbindungen des Stahlbaus im Vergleich mit bisherigen nationalen Normen und Richtlinien,* DVS Berichte, 2011, 275, S. 31-39.

[33] *DIN 18800-7:2008, Stahlbauten - Teil 7: Ausführung und Herstellerqualifikation, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[34] **Heinze, C., Michael, T., Pittner, A., Rethmeier, M.:** *Schwierigkeiten bei der Anwendung der aktuellen Normung in Bezug auf Mikrorisse in Schweißverbindungen hochfester vergüteter Feinkornbaustähle,* Schweißen und Schneiden, 2012, 64(7), S. 412-416.

[35] **Hedegard, J., Wahlsten, J., Randelius, M., Nerman, P., Larsson, M.:** *Influence of internal microfissures on fatigue life,* Welding in the world, 2009, 53(9/10), S. R209-R220.

[36] **Cui, Y., Lundin, C. D., Hariharan, V.:** *Mechanical behavior of austenitic stainless steel weld metals with microfissures,* Journal of Materials Processing Technology, 2006, 171(1), S. 150-155.

[37] **Vishnu, R., Brorson, A., Holmberg, B. (1999):** *Microfissures in superaustenitic stainless steel weldments and their effect on fatigue properties*, in *Stainless Steel World*, KCI Publishing BV.

[38] **Heinze, C., Michael, T., Pittner, A., Rethmeier, M.:** *Microcrack formation during gas metal arc welding of high-strength fine-grained structural steel S960QL,* Acta Metallurgica Sinica, 2014, 27(1), S. 140-148.

[39] *DIN-Fachbericht CEN ISO/TR 17844:2004, Schweißen - Vergleich von genormten Verfahren zu Vermeidung von Kaltrissen, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[40] *DIN EN ISO 3690:2012, Schweißen und verwandte Prozesse - Bestimmung des Wasserstoffgehaltes im Lichtbogenschweißgut, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[41] *http://www.ambostahl.de/german/broschueren/1892-SG-Werkst-bl.Feinkorn-S960/1892-SG-Werkst-bl.Fein-S960.pdf; pdf-Dokument, Ambo-stahl Gesellschaft, letzter Zugriff: 19.01.2012*.

[42] *http://www.voestalpine.com/grobblech/de/site/downloads.html; Produktprospekt "Hochfeste Grobbleche", pdf-Dokument, voestalpine Grobblech GmbH, letzter Zugriff: 19.01.2012*.

[43] *http://www.dillinger.de/dh/produkte/sparte/stahlbau/werkstoffblatt/index.shtml.de, Werkstoffblatt "Dillimax 965", Dillinger Hütte GTS, letzter Zugriff: 19.01.2012*.

[44] *www.thyssenkrupp-steel-europe.com/tiny/fd/download.pdf; SE_XABO890_960_deutsch_Sept2004.doc; ThyssenKrupp Steel Europe AG, letzter Zugriff: 19.01.2012*.

[45] **Wongpanya, P., Boellinghaus, T., Lothongkum, G.:** *Heat treatment procedures for hydrogen assisted cold cracking avoidance in S 1100 QL steel root welds,* IIW International Conference Safety and Reliability of Welded Components in Energy and Processing Industry, 2008, 2008, 52(Sonderheft: CD Tagung), S. 671-678.

[46] **Kyte, W. S., Chew, B.:** *Postweld heat-treatment for hydrogen removal,* Welding Journal, 1979, 58(2), S. S54-S58.

[47] **Zimmer, P.:** *Zur Bewertung der Kaltrisssicherheit von Schweißverbindungen aus hochfesten Feinkornbaustählen*, Dissertation, Helmut-Schmidt-Universität-Universität der Bundeswehr Hamburg, Fachbereich Maschinenbau, 2007.

[48] **Kim, W. K., Koh, S. U., Yang, B. Y., Kim, K. Y.:** *Effect of environmental and metallurgical factors on hydrogen induced cracking of HSLA steels,* Corrosion Science, 2008, 50(12), S. 3336-3342.

[49] **Nevasmaa, P., Laukkanen, A., Hakkila, J.:** *Evaluation of weld metal hydrogen cracking risk in a 2.25Cr-1 Mo-0.25V-TiB (T24) boiler steel*, in: *Baltica Vi: Life Management and Maintenance for Power Plants, Vol 1 and 2*, 2004, Editoren: J. Veibo and P. Auerkari, Taylor & Francis Ltd: London. S. 393-407.

[50] **Neidel, A., Engel, L., Klingele, H., Matijasevic-Lux, B., Grosch, J., Völker, J., Wanzek, H.:** *Handbuch Metallschäden*, Carl Hanser Verlag, München, Wien, 2012.

[51] **Lynch, S. P.:** *NACE doc. 07493 - Progress towards understanding Mechanisms of Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking, 2007*.

[52] **Troiano, A. R.:** *The role of hydrogen and interstitials in the mechanical behavior of metals,* Trans. ASM, 1960, 52, S. 54-80.

[53] **Oriani, R. A.:** *A mechanistic theory of hydrogen embrittlement of steels,* Berichte der Bunsengesellschaft für Physikalische Chemie, 1972, 76, S. 848-857.

[54] **Petch, N. J., Stables, P.:** *Delayed fracture of metals under static load,* Nature, 1952, 169(4307), S. 842-843.

[55] **Lynch, S. P.:** *Environmentally assisted cracking - overview of evidence for an adsorption-induced localized-slip process,* Acta Metallurgica, 1988, 36(10), S. 2639-2661.

[56] **Lynch, S. P.:** *Metallographic contributions to understanding mechanisms of environmentally assisted cracking,* Metallography, 1989, 23(2), S. 147-171.

[57] **Vasilenko, I. I., Shul'te, O. Yu., Radkevich, O. I.:** *Effects of steel composition and production technology on hydrogen-induced cracking sensitivity and hydrogen sulfide corrosion cracking: Survey of foreign research,* Materials Science, 1991, 26(4), S. 383-394.

[58] **Brown, I. H.:** *The role of microsegregation in centreline cold cracking of high strength low alloy steel weldments,* Scripta Materialia, 2006, 54(3), S. 489-492.

[59] **Elboujdaini, M., Revie, R.:** *Metallurgical factors in stress corrosion cracking (SCC) and hydrogen-induced cracking (HIC),* Journal of Solid State Electrochemistry, 2009, 13(7), S. 1091-1099.

[60] **Tasak, E., Ziewiec, A., Adamiec, J.:** *The role of hydrogen in weld cracking processes - a new look at the problem,* Welding International, 2011, 25 No 6, S. 409-414.

[61] **Wolf, M., Kannengießer, T.:** *Moderne Prüfverfahren zur Bestimmung der Heißrisssicherheit beim Schweißen von hochlegierten Stählen und Nickelbasislegierungen*, in: *Herausforderungen neuer Werkstoffe an die Forschung und Werkstoffprüfung (DVM-Bericht \ 641)*, 2005, SPIE: Berlin, Deutschland. S. 419-426.

[62] **Schuster, J.:** *Heißrisse in Schweißverbindungen: Entstehung, Nachweis und Vermeidung*, DVS-Verlag, Düsseldorf, 2004.

[63] **Kannengießer, T. (2004):** *Heißriss- und Kaltrissprüfverfahren - die neuen Normenreihen DIN EN ISO 17641 und DIN EN ISO 17642 in der praktischen Umsetzung*, in *Gemeinschaftstagung DIN, DVS, SLV*: Berlin.

[64] **Krafka, H.:** *Risse in Schweißverbindungen: Heißrissarten, Heißrissentstehung und Heißrissprüfung,* DVM-Bericht, 2000, 232, S. 161-170.

[65] *Hot Cracking Phenomena in Welds III*, Hsg.: J.C. Lippold, T. Böllinghaus, and C.E. Cross, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2011.

[66] *Hot Cracking Phenomena in Welds II*, Hsg.: T. Böllinghaus and H. Herold, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2008.

[67] *Hot Cracking Phenomena in Welds*, Hsg.: T. Böllinghaus and H. Herold, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2005.

[68] **Göbel, G.:** *Erweiterung der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen heißrissgefährdeter Werkstoffe*, Dissertation, Fakultät Maschinenwesen, TU Dresden, 2007.

[69] **Masubuchi, K., Martin, D. C.:** *Mechanisms of cracking in HY-80 steel weldments,* Weld. J., 1962(8), S. 375s-384s.

[70] **Borland, J. C.:** *Suggested explanation of hot cracking in mild and low alloy steel welds,* Brit. Weld. J., 1961, 8(11), S. 526-540.

[71] **Prokhorov, N. N., Jakuschin, B. F.:** *Theorie und Verfahren zum Bestimmen der technologischen Festigkeit von Metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen,* Schweißtechnik, 1968, 18(1), S. 8-11.

[72] **Eskin, D. G., Katgerman, L.:** *A quest for a new hot tearing criterion,* Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38A(7), S. 1511-1519.

[73] **Clyne, T. W., Wolf, M., Kurz, W.:** *The effect of melt composition on solidification cracking of steel, with particular reference to continuous casting,* Metallurgical and Materials Transactions B, 1982, 13B(2), S. 259-266.

[74] **Kim, K., Yeo, T., Oh, K. H., Lee, D. N.:** *Effect of carbon and sulfur in continuously cast strand on longitudinal surface cracks,* ISIJ International 1996, 36(3), S. 284-289.

[75] **Pellini, W. S.:** *Strain theory of hot tearing,* Foundry, 1952, 80, S. 125-133.

[76] **Herold, H., Streitenberger, M.:** *Consideration of the welding process as a thermo-physical mechanism to control cracking in weldments*, in: *Hot Cracking Phenomena in Welds II*, 2008, Editoren: T. Böllinghaus and H. Herold, Springer Verlag: Berlin.

[77] **Kannengießer, T., McInerney, T., Florian, W., Böllinghaus, T., Cross, C. E.:** *The influence of local weld deformation on hot cracking susceptibility*, in: *Mathematical modelling of weld phenomena 6*, 2002, Maney: Seggau, Austria. S. 803-818.

[78] **Cross, C. E., Böllinghaus, T.:** *The effect of restraint on weld solidification cracking in aluminium,* Welding in the world, 2006, 50(11/12), S. 51-54.

[79] **Quiroz Penaranda, V., Gebhardt, M. O., Gook, S., Gumenyuk, A., Rethmeier, M.:** *Hot cracking in high power laser beam welding of thick high strength structural steels under restraint conditions*, in: *ICALEO 2010 - 29th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (Proceedings)*, 2010, Laser Institute of America: Anaheim, CA, USA. S. 225-232.

[80] **Ohshita, S., Yurioka, N., Mori, N., Kimura, T.:** *Prevention of solidification cracking in very low carbon steel welds,* Weld. J., 1983, 62(5), S. 129s-136s.

[81] **Suutala, N., Sivonen, S., Moisio, T.:** *Einfluß der Erstarrungsgeschwindigkeit auf die Gefügeausbildung des Schweißguts aus austenitischen Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl,* Schweißen und Schneiden, 1978, 30(5), S. 170-173.

[82] **Schobbert, H., Noack, V., Engert, J., Gebur, J., Hannemann, A.:** *Zusammenhänge zwischen Erstarrungsmorphologie und Heißrißentstehung beim Laserstrahlschweißen von vornehmlich austenitischen Werkstoffen,* DVS-Berichte, 1999, 205, S. 18-24.

[83] **Shankar, V., Devletian, J. H.:** *Solidification cracking in low alloy steel welds,* Science and Technology of Welding and Joining, 2005, 10(2), S. 236-243.

[84] *DIN-Fachbericht 17641-3:2004-10, Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Heißrissprüfungen für Schweißungen - Lichtbogenschweißprozesse - Teil 3: Fremdbeanspruchte Prüfungen (ISO/TR 17641-3:2004)*.

[85] **Thier, H.:** *Heißrissneigung unlegierter Werkstoffe unter besonderer Berücksichtigung des Sauerstoffgehaltes,* DVS-Berichte, 1989, 117, S. 10-16.

[86] **Masumoto, I.:** *Solidification, blowhole formation and cracking of steel weld metal,* Welding in the world, 1993, 31(3), S. 211-221.

[87] **Jones, P. W.:** *An investigation of hot cracking in low-alloy steel welds,* Brit. Weld. J., 1959, June, S. 282-290.

[88] **Alfaro Lopez, E., Herrera Trejo, M., Ruiz Mondragon, J. J., Castro Roman, M., Solis Tovar, H.:** *Effect of C and Mn variations upon the solidification mode and surface cracking susceptibility of peritectic steels,* ISIJ International, 2009, 49(6), S. 851-858.

[89] **Babu, S. S., David, S. A.:** *Inclusion formation and microstructure evolution in low alloy steel welds,* ISIJ International, 2002, 42(12), S. 1344-1353.

[90] **Kou, S.:** *Welding metallurgy*, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2002.

[91] **Gärtner, A.:** *Untersuchung der Heißrissneigung in der wärmebeeinflussten Zone beim Schweißen hochfester Baustähle und ihre Ursachen*, Dissertation, TH Aachen, 1969.

[92] **Kim, S. K., Lee, Y. D., Hansson, K., Frederiksson, H.:** *Influence of cooling rate on the hot cracking formation of nickel rich alloys,* ISIJ International, 2002, 42(5), S. 512-519.

[93] **Maier, P., Faulkner, R. G.:** *Effects of thermal history and microstructure on phosphorus and manganese segregation at grain boundaries in C-Mn welds,* Materials Characterization, 2003, 51(1), S. 49-62.

[94] **Allen, D. J., Wolstenhome, D. A.:** *Sulphur segregation and intergranular microcracking in ferritic steel weld metal,* Metals Tech., 1982, 9, S. 266-273.

[95] **Kurz, W., Fisher, D. J.:** *Fundamentals of Solidification*, Trans Tech Publications, Switzerland, 1992.

[96] **Feurer, U.:** *Mathematisches Modell der Wärmerißneigung von binären Aluminiumlegierungen,* Giessereiforschung, 1976, 28(2), S. 75-80.

[97] **Rappaz, M., Drezet, J. M., Gremaud, M.:** *A new hot-tearing criterion,* Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(2), S. 449-455.

[98] *DVS-Merkblatt 0916, Metall-Schutzgasschweißen von Feinkornbaustählen, 2012, DVS-Verlag, Düsseldorf*.

[99] *SEW 090, Hochfeste flüssigkeitsvergütete Feinkornbaustähle - Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse, 1993, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf*.

[100] **Gerster, P., Halbritter, J., Dzelnitzki, D.:** *Einführung des MAG-Hochleistungsschweißens,* Der Praktiker, 1998, 50(2), S. 60-63.

[101] **Heinemann, H., Horn, G., Thieme, S.:** *Metall-Aktivgasschweißen des hochfesten, vergüteten Feinkornbaustahls S960QL mit Blechdicken bis 12 mm,* Schweißen und Schneiden, 1997, 49(9), S. 708-715.

[102] **Kocab, H. D.:** *Neue Lichtbogenformen für hohe Wirtschaftlichkeit und Nahtqualität*, in: *Sondertagung Schweißen im Anlagen- und Behälterbau, 38*, 2010, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, DVS-Verlag: Düsseldorf. S. 40-46.

[103] **Schnee, D.:** *Zeit und Kosten sparen. Metall-Aktivgasschweißen von Krankomponenten mit der Verfahrensvariante "forceArc",* Der Praktiker, 2010, 62(11), S. 428-430.

[104] **Kocab, H. D.:** *Der richtige MSG-Lichtbogen für jede Anwendung - druckvoll mit ForceArc und wärmeminimiert mit ColdArc,* DVS-Berichte, 2009, 258, S. 406-409.

[105] **Babu, S. S.:** *Thermodynamic and kinetic models for describing microstructure evolution during joining of metals and alloys,* International Materials Reviews, 2009, 54, S. 333-367.

[106] **Scheil, E.:** *Bemerkungen zur Schichtkristallbildung,* Zeitschrift für Metallkunde, 1942, 34(70).

[107] **Sahm, P. R., Egry, I.:** *Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen*, Hsg.: T. Volkmann, Friedr. Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft mbH, Braunschweig/Wiesbaden, 2001.

[108] **Koseki, T., Ohkita, S., Yurioka, N.:** *Thermodynamic study of inclusion formation in low alloy steel weld metals,* Science and Technology of Welding and Joining, 1997, 2(2), S. 65-69.

[109] **Perricone, M., DuPont, J., Cieslak, M.:** *Solidification of hastelloy alloys: an alternative interpretation,* Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(5), S. 1127-1132.

[110] **Susan, D., Robino, C., Minicozzi, M., DuPont, J.:** *A solidification diagram for Ni-Cr-Mo-Gd alloys estimated by quantitative microstructural characterization and thermal analysis,* Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(9), S. 2817-2825.

[111] **Perricone, M., Dupont, J.:** *Effect of composition on the solidification behavior of several Ni-Cr-Mo and Fe-Ni-Cr-Mo alloys,* Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(4), S. 1267-1280.

[112] **Koseki, T., Flemings, M. C.:** *Solidification of undercooled Fe-Cr-Ni alloys. 3: Phase selection in chill casting,* Metallurgical and Materials Transactions A, 1997, 28(11), S. 2385-2395.

[113] **Anderson, T. D., Dupont, J., Perricone, M. J., Marder, A. R.:** *Phase Transformations and Microstructural Evolution of Mo-Bearing Stainless Steels,* Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38(4), S. 671-685.

[114] *DIN EN 10029:2010, Warmgewalztes Stahlblech von 3 mm Dicke an - Grenzabmaße, Formtoleranzen, zulässige Gewichtsabweichungen; Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[115] *DIN EN 10204:2005, Metallische Erzeugnisse - Arten von Prüfbescheinigungen, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[116] *DIN EN 10025-1:2011, Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 1: Allgemeine technische Lieferbedingungen, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[117] *DIN EN ISO 16834:2007, Schweißzusätze - Drahtelektroden, Drähte, Stäbe und Schweißgut zum Schutzgasschweißen von hochfesten Stählen - Einteilung, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[118] **Herrmann, J.:** *Schweißparameter und Eigenschaften höherfester Werkstoffe. Abschlussbericht. Laufzeit des Vorhabens: 01.01.2006 - 31.12.2007*, IW06 0344, Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle, 2008.

[119] **Kleppmann, W.:** *Taschenbuch Versuchsplanung*, Hanser Verlag, München, 2009.

[120] *DIN EN 60584-1:1996-10, Thermopaare - Teil 1: Grundwerte der Thermospannungen; Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[121] **Kosiba, R.:** *Augerelektronenspektroskopie und niederenergetischer Ionenbeschuss von Siliziumkarbid*, Dissertation, Fakultät für Elektrotechnik und Informationstechnik, TU Ilmenau, 2004.

[122] *DIN EN 1330-9, Zerstörungsfreie Prüfung - Terminologie - Teil 9: Begriffe der Schallemissionsprüfung, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[123] *DIN EN 970:1997, Zerstörungsfreie Prüfung von Schmelzschweißnähten - Sichtprüfung, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[124] *DIN EN 1435:1997, Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen - Durchstrahlungsprüfung von Schmelzschweißverbindungen, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[125] *DIN EN 1714:2002, Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen - Ultraschallprüfung von Schweißverbindungen, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[126] *DIN EN 571-1:1997, Zerstörungsfreie Prüfung - Eindringprüfung - Teil 1: Allgemeine Grundlagen, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[127] *DIN EN 1290:1998, Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen - Magnetpulverprüfung von Schweißverbindungen, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[128] *DIN EN 895:1999, Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Querzugversuch, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[129] *DIN EN 910:1996, Zerstörende Prüfung von Schweißnähten an metallischen Werkstoffen - Biegeprüfungen, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[130] *DIN EN 875:1995, Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Kerbschlagbiegeversuch - Probenlage, Kerbrichtung und Beurteilung, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[131] *DIN EN 1043-1:1996, Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Härteprüfung - Teil 1: Härteprüfung für Lichtbogenschweißverbindungen, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[132] *DIN EN 1321:1996, Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Makroskopische und Mikroskopische Untersuchungen von Schweißnähten, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[133] *DIN EN ISO 6947:2011, Schweißen und verwandte Prozesse - Schweißpositionen, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin*.

[134] **Faulkner, R. G.:** *Segregation to boundaries and interfaces in solids,* Int. Mat. Rev., 1996, 41(5), S. 198-208.

[135] **Neidel, A., Riesenbeck, S.:** *Wiederaufschmelzungsrisse in warmangestauchten Schraubenköpfen aus einem niedriglegierten Stahl,* Praktische Metallographie, 2011, 48(12), S. 684-690.

[136] **Eckstein, H. J., Schuster, J.:** *Zum Erstarrungsmodus austenitischer Stähle unter den Bedingungen einer schweissähnlichen Abkühlung,* Neue Hütte, 1987, 33(8), S. 299-302.

[137] **Böhme, D., Heuser, H.:** *Einfluss der Schweißparameter auf die Erstarrungsrissneigung von unlegiertem Unterpulverschweißgut,* Schweißen und Schneiden, 1984, 36(3), S. 109-112.

Eigene Veröffentlichungen

[1] Caron, J. , Heinze, C., Schwenk, C., Rethmeier, M., Babu, S. S., Lippold, J.: Effect of continuous cooling transformation variations on numerical calculation of welding-induced residual stresses, Welding Journal, 2010, 89, S. 151-160.

[2] Heinze, C., Kromm, A., Schwenk, Ch, Kannengießer, T., Rethmeier, M.: Welding residual stresses depending on solid-state transformation behaviour studied by numerical and experimental methods, Materials Science Forum, 2011, 681, S. 85-90.

[3] Heinze, C., Schwenk, C., Rethmeier, M.: Optimierung von Verzug und Eigenspannungen beim Schweißen dickwandiger Bauteile, Forschung für die Praxis P 784, Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V., Verlag und Vertriebsgesellschaft mbH, Düsseldorf, 2011.

[4] Heinze, C., Schwenk, C., Rethmeier, M.: Influences of mesh density and transformation behavior on the result quality of numerical calculation of welding induced distortion, Simulation Modelling Practice and Theory, 2011, 19, S. 1847-1859.

[5] Heinze, C., Schwenk, C., Rethmeier, M., Caron, J.: Numerical sensitivity analysis of welding-induced residual stress depending on variations in continuous cooling transformation behavior, Frontiers of Materials Science, 2011, 5(2), S. 168-178.

[6] Heinze, C., Schwenk, C., Rethmeier, M.: Numerical calculation of residual stress development of multi-pass gas metal arc welding under high restraint conditions, Materials & Design, 2012, 35, S. 201-209.

[7] Heinze, C., Schwenk, C., Rethmeier, M.: The effect of tack welding on numerically calculated welding-induced distortion, Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(1), S. 308-314.

[8] Heinze, C., Schwenk, C., Rethmeier, M.: Effect of heat source configuration on the result quality of numerical calculation of welding-induced distortion, Simulation Modelling Practice and Theory, 2012, 20(1), S. 112-123.

[9] Heinze, C., Schwenk, C., Rethmeier, M.: Numerical calculation of residual stress development of multi-pass gas metal arc welding, Journal of Constructional Steel Research, 2012, 72, S. 12-19.

[10] Heinze, C., Michael, T., Pittner, A., Rethmeier, M.: Schwierigkeiten bei der Anwendung der aktuellen Normung in Bezug auf Mikrorisse in Schweißverbindungen hochfester vergüteter Feinkornbaustähle, Schweißen und Schneiden, 2012, 64(7), S. 412-416.

[11] Heinze, C., Michael, T., Pittner, A., Rethmeier, M.: Microcrack formation during gas metal arc welding of high-strength fine-grained structural steel S960QL, Acta Metallurgica Sinica, 2014, 27(1), S. 140-148.