

**Erweiterung des MVT-Heißrisstests auf Basis von
tomographischen Methoden am Beispiel von
LTT-Schweißzusatzwerkstoffen**

Zur Erlangung des akademischen Grades eines
DOKTORS DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN (Dr.-Ing.)

von der KIT-Fakultät für Maschinenbau des
Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)
angenommene

DISSERTATION

von

Dipl.-Ing. Florian Vollert

Tag der mündlichen Prüfung: 11.12.2020

Hauptreferent: Dr.-Ing. Jens Gibmeier

Korreferentin: Prof. Dr. rer. nat. Astrid Pundt

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Kannengießer

Kurzfassung

Mit Low Transformation Temperature (LTT) Schweißzusatzwerkstoffen können die schweißbedingten Zugeigenspannungen während des Schweißprozesses gezielt minimiert werden. Dies wird durch ein Herabsetzen der Martensitstarttemperatur realisiert, so dass die Volumenzunahme bei der Martensitumwandlung die sich ausbildenden Zugeigenspannungen besser kompensieren kann.

Allerdings können einige LTT-Legierungen, aufgrund ihres Seigerungsverhaltens, eine hohe Neigung zur Bildung von Heißrissen aufweisen. Mithilfe von geeigneten Heißrisstests ist es möglich, die Heißrissneigung eines Werkstoffes zu bewerten. In dieser Arbeit wird der etablierte modifizierte Varestraint/Transvarestraint (MVT) Heißrisstest auf Basis von tomographischen Methoden erweitert. Damit wird erstmals bei der Auswertung das gesamte 3D Heißrissnetzwerk im Probenvolumen berücksichtigt. Es wird eine Auswertestrategie implementiert, mit der Heißrissparameter ermittelt werden können, um die Heißrissneigung von Werkstoffen in Analogie zum theoretischen Heißrissmodell nach Prokhorov beschreiben.

Die erarbeitete Methodik wird anschließend auf LTT Schweißzusatzwerkstoffe angewendet. Dabei wird gezeigt, wie die Prozessparameter für eine aussagekräftige Analyse gewählt werden müssen und welche Mechanismen die Ausbildung der 3D Heißrissnetzwerke während des MVT-Heißrisstests beeinflussen.

Abstract

The aim of the application of Low Transformation Temperature (LTT) weld filler materials is the mitigation of the tensile residual stresses during the welding process. This is realised by a reduced martensite start temperature in comparison to conventional weld filler materials . As a result the volume expansion during the martensite transformation compensates for the residual stresses due to thermal shrinkage.

However, LTT alloys show a high hot cracking susceptibility because of their segregation behavior. By using suitable hot cracking tests, it is possible to assess the hot cracking susceptibility of a material. In this thesis the well-established modified Varestraint/Transvarestraint (MVT) hot cracking test is enhanced by considering the 3D hot crack networks inside the material volume. An evaluation strategy is implemented in order to determine hot cracking parameters that describe the hot cracking susceptibility in analogy with the theoretical hot cracking model according to Prokhorov.

The acquired methodology is then applied to LTT weld filler materials. It is shown how the process parameters need to be chosen for a meaningful analysis and which mechanisms significantly affect the formation of 3D hot crack networks during the MVT hot cracking test.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	i
Abstract	iii
Symbole und Abkürzungen	ix
1 Einleitung	1
2 Kenntnisstand	4
2.1 Entstehung von Schweißeigenspannungen	4
2.2 Low Transformation Temperature Legierungen	7
2.2.1 Eigene Vorarbeiten	12
2.2.2 Probleme bei der schweißtechnischen Verarbeitung	15
2.3 Heißrisse	17
2.3.1 Definition und Einteilung	17
2.3.2 Einflussgrößen auf die Heißrisbildung	18
2.3.2.1 Werkstoffspezifische Einflussgrößen	19
2.3.2.2 Schweißspezifische Einflussgrößen	22
2.3.2.3 Probenpezifische Einflussgrößen	27
2.3.3 Theoretische Ansätze zur Heißrisbildung	28
2.3.3.1 Rate of Feeding/ Rate of Shrinkage – Modell	29
2.3.3.2 Heißriskriterium von Prokhorov	33
2.3.3.3 Kombiniertes Erstarrungsrisssmodell	34
2.3.4 Experimentelle Ansätze zur Ermittlung der Heißrisresistenz	36
2.3.4.1 MVT-Test	37
2.4 Fazit zum Kenntnisstand und Zielsetzung der Arbeit	40

3 Versuchsmaterial, Probengeometrien und Probenherstellung . .	44
3.1 Versuchsmaterial	44
3.1.1 Chemische Zusammensetzung der untersuchten MVT-Proben .	44
3.1.2 MVT- und Schweißparameter der untersuchten MVT-Proben .	45
3.2 Probengeometrien und Herstellung	46
3.2.1 Geometrie und Herstellung der MVT-Proben	46
3.2.2 Standard MVT-Auswertung (Daten von der BAM zur Verfügung gestellt)	47
3.2.2.1 Einfluss unterschiedlicher Prozessparameter	47
3.2.2.2 Einfluss der chemischen Zusammensetzung	50
4 Experimentelle Versuchsdurchführung und Methodik	52
4.1 Computertomografische Analysen	52
4.1.1 CT-Prüfsystem	52
4.1.2 μ CT-Scans der MVT-Proben	52
4.2 Metallografische Analysen	55
4.2.1 Heißrissanalyse mittels metallografischer Schliffbilder	55
4.2.2 Gefügeanalyse mittels metallografischer Schliffbilder	57
4.3 Eigenspannungsanalysen	58
4.4 Belastungsversuche	59
5 Bildanalyse	61
5.1 Segmentierung der Bilder	61
5.2 Quantitative Analyse der Heißrissnetzwerke	64
5.3 Analyse des erstarrungsrissskritischen Temperaturintervalls	67
5.4 Rekonstruktion des Schmelzbades und der Erstarrungsrichtung . . .	68
5.5 Messunsicherheiten bei der Bildanalyse	70
5.5.1 Einfluss der Segmentierungsparameter	70
5.5.2 Wahl geeigneter Segmentierungsparameter	76
5.6 Einfluss der Eigenspannungsrelaxationen auf die Detektierbarkeit der Risse	79
5.6.1 Konsequenzen für das Heraustrennen der μ CT-Proben	81
6 Ergebnisse	85
6.1 Vergleich der Oberflächenauswertung mit der Volumenanalyse . . .	85

6.2	Probenzustand nach dem MVT-Test	87
6.3	Einfluss ausgewählter Prozessparameter auf die Heißrissempfindlichkeit	91
6.3.1	Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Heißrissempfindlichkeit	91
6.3.1.1	Einfluss auf die Schmelzbadgeometrie	91
6.3.1.2	Einfluss auf die Rissorientierung	95
6.3.1.3	Einfluss auf das Rissvolumen	96
6.3.1.4	Einfluss auf die Rissanzahl	97
6.3.1.5	Erstarrungsrissskritisches Temperaturintervall	98
6.3.2	Einfluss der Biegegeschwindigkeit auf die Heißrissempfindlichkeit	99
6.3.2.1	Einfluss auf das Rissvolumen	99
6.3.2.2	Einfluss auf die Rissanzahl	100
6.3.2.3	Erstarrungsrissskritisches Temperaturintervall	101
6.3.3	Einfluss der Biegedehnung auf die Heißrissempfindlichkeit . . .	101
6.3.4	Zwischenfazit	102
6.4	Heißrissempfindlichkeit von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen	104
6.4.1	Einfluss von Nickel und Chrom auf die Heißrissempfindlichkeit	104
6.4.2	Einfluss von Mangan auf die Heißrissempfindlichkeit	109
7	Diskussion	110
7.1	Ausbildung der Heißrisse im MVT-Test	110
7.2	Einfluss und geeignete Wahl der Prozessparameter	112
7.2.1	Schweißgeschwindigkeit	112
7.2.2	Biegegeschwindigkeit	119
7.2.3	Biegedehnung	124
7.3	Zwischenfazit	124
7.4	Ableitung erweiterter Heißrissskriterien	125
7.5	Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Heißrissempfindlichkeit von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen	128
7.6	Weiterführende Möglichkeiten zur Analyse der Heißrisseignung im Hinblick auf rein werkstoffkundliche Aspekte	132
8	Zusammenfassung und Ausblick	137

Literatur	140
9 Liste der eigenen Veröffentlichungen	154
Abbildungsverzeichnis	157
Tabellenverzeichnis	170
Danksagung	171

Symbole und Abkürzungen

Symbol	Einheit	Beschreibung
A_G	m^2	Interdendritische Grenzfläche
a	mm	Halbachsenlänge in Längsrichtung (Ellipse)
b	mm	Halbachsenlänge in Querrichtung (Ellipse)
C_i	–	Masseanteil der Komponente i
C_L	–	Schmelzeanteil
c	–	Tortuosität
Cr_{eq}	–	Chrom-Äquivalent
D	mm	Risstiefe
D_{max}	mm	Maximale Risstiefe des Rissnetzwerks
d	mm	Probentiefe
d_D	mm	Sekundärer Dendritenarmabstand
E	GPa	E-Modul
E_S	kJ/cm	Streckenenergie
F_M	N	Marangoni-Kraft
G	K/m	Temperaturgradient
g	–	Grauwert eines Pixels/Voxels
$g_{Riss,max}$	–	Maximaler Grauwert der Risse
$g_{Material,min}$	–	Minimaler Grauwert des Grundmaterials
g_L	–	Interdendritischer Volumenanteil an Schmelze
h	mm	Probenhöhe
$\langle hkl \rangle$	–	Gitterrichtung, Miller'sche Indizes
$\{hkl\}$	–	Gitternetzebene, Miller'sche Indizes
I	A	Schweißstrom
k	–	Verteilungskoeffizient
k_G	Pa	Federsteifigkeit

k_{PM}	mm	Abstand zwischen Probe und Matritze
L	mm	Risslänge
L_{ETI}	mm	Abstand der Isothermen des ETI
$L_{ETI,tot}$	mm	Abstand der an die Risse angefitteten Ellipsen
L_D	mm	Dendritenlänge
L_S	mm	Zurückgelegte Länge des Schweißbrenners
l	mm	Probenlänge
$l_{c,i}$	mm	Schweißbrennerposition zum Zeitpunkt i
M_f	K	Martensitfinishtemperatur
M_S	K	Martensitstarttemperatur
m_L	K	Steigung der Liquiduslinie
Ni_{eq}	–	Nickel-Äquivalent
P	–	Heißbrisskritische Dehnung
P_{min}	–	Minimale Heißbrisskritische Dehnung
P_C	Pa	Kapillardruck
P_m	Pa	Metallostatischer Druck
P_S	Pa	Nachflussdruck der Schmelze
R	MPa	Stabilität der interdendritischen Bereiche
R_{eD}	MPa	Stauchgrenze
R_{eS}	MPa	Streckgrenze
S	–	Schwellenwert zur Bildsegmentierung
r_M	mm	Matritzenradius
$T_{BTR,max}$	K	Maximale Heißbrisskritische Temperatur (Prokhorov)
$T_{BTR,min}$	K	Minimale Heißbrisskritische Temperatur (Prokhorov)
$T_{ETI,max}$	K	Maximale Heißbrisskritische Temperatur
$T_{ETI,min}$	K	Minimale Heißbrisskritische Temperatur
T_{liq}	K	Liquidustemperatur
T_{sol}	K	Solidustemperatur
t	s	Zeit
t_B	s	Biegezeit
t_{ETI}	s	Aufenthaltsdauer innerhalb des ETI

U	V	Lichtbogenspannung
V	mm^3	Volumen
v_B	mm/s	Biegegeschwindigkeit
v_{krist}	mm/s	Kristallisationsgeschwindigkeit
v_S	mm/s	Schweißgeschwindigkeit
x	mm	Dendritenachse
α	$^\circ$	Orientierung zur Querrichtung
β	$^\circ$	Orientierung zur Längsrichtung
γ	Pa	Grenzflächenspannung
ε	–	Dehnung
ε_{eff}	–	Effektive Dehnung innerhalb des ETI
ε_{ext}	–	Externe Dehnung
ε_{ges}	–	Gesamtdehnung
ε_{int}	–	Interne Dehnung
ε_{red}	–	Technologische Sicherheit
ε_s	–	Oberflächendehnung
η	$Pa \cdot s$	dynamische Viskosität
λ	nm	Wellenlänge
ν	–	Querkontraktionszahl
ρ_i	kg/m^3	Dichte der Komponente i
τ	K/s	Abkühlrate
ϕ	Pa	Marangoni-Druck
ψ	$^\circ$	Polwinkel, Distanzwinkel
ΔS	%	Prozentualer Schwellenwert
ΔT_{sol}	K	Temperaturbereich der Erstarrung

Abkürzung	Beschreibung
2D	Zweidimensional
3D	Dreidimensional
μ CT	Röntgen Mikro-Computertomographie
BAM	Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung
BSE	Backscattered Electrons
BTR	Brittleness-Temperature-Range
DDC	Ductility Dip Cracks
DFG	Deutsche Forschungsgemeinschaft
ECCI	Electron Channeling Contrast Imaging
EDX	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
ER	Erstarrungsriss
ETI	Erstarrungsrisskritisches Temperaturintervall
GUI	Graphical User Interface
IAM-WK	Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde
KFZ	Kubischflächenzentriert
KIT	Karlsruher Institut für Technologie
KRZ	Kubischraumzentriert
LTT	Low Transformation Temperature
MAG-Schweißen	Metall-Aktivgas-Schweißen
MVT-Test	Modifizierter Vareststraint/Transvareststraint-Test
OPS	Oxidpoliersuspension
REM	Rasterelektronenmikroskop
ROF	Rate of Feeding
ROS	Rate of Shrinkage
RPF	Relative Potency Factor
RT	Raumtemperatur
SG	Schweißgut
WAR	Wiederaufschmelzriss
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG-Schweißen	Wolfram-Inertgas-Schweißen

1 Einleitung

Die schweißtechnische Verarbeitung metallischer Werkstoffe kann aufgrund der Vielzahl an unterschiedlichen Einflussfaktoren und deren komplexen Wechselwirkungen untereinander herausfordernd im Hinblick auf die Heißrissicherheit einer Schweißnaht sein. Vor allem für dynamisch beanspruchte Bauteile ist die Vermeidung von Heißrissen während eines Schweißprozesses jedoch Grundvoraussetzung für die Zuverlässigkeit und Sicherheit der Konstruktion. Aus diesem Grund ist die Quantifizierung der Heißrissneigung von Schweißzusatzwerkstoffen mit geeigneten Prüfverfahren von größter Bedeutung. Allerdings lässt sich die rein werkstoffspezifische Heißrissanfälligkeit nicht ohne weiteres experimentell ermitteln, da zusätzlich andere Faktoren, wie zum Beispiel die Schweißparameter großen Einfluss auf die Bildung von Heißrissen haben. Folglich ist eine Übertragbarkeit auf reale Schweißverbindungen nicht immer möglich und die Bewertung der Heißrissneigung erfolgt meist qualitativ in Form von Ranglisten [1].

Die Ergebnisse dieser Arbeit sind im Rahmen des DFG-geförderten Projekts KA 1807/9-1 und GI 376/8-1 in Kooperation mit der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) Berlin entstanden, mit dem Ziel die Heißrissbildung an neuartigen martensitischen Low Transformation Temperature (LTT) Schweißzusatzwerkstoffen systematisch zu beschreiben. LTT-Schweißzusatzwerkstoffe sind eine innovative Methode, die schweißbedingten Zugeigenspannungen während des Schweißprozesses gezielt zu minimieren, um hochfeste Stähle möglichst auf ihrem eigenen Festigkeitsniveau schweißen zu können. Dadurch ist es möglich, zeit- und kostenintensive mechanische beziehungsweise thermische Nachbehandlungsmaßnahmen wie beispielsweise Kugelstrahlen einzusparen. Realisiert wird dies durch die Zugabe von austenitstabilisierenden Legierungselementen (zum Beispiel Nickel oder Mangan), die zu einer deutlichen Verringerung der Martensitstarttemperatur (M_S) im Vergleich zu konventionellen Schweißzusatzwerkstoffen führen. Die Volumenzunahme während der Austenit-Martensit Phasenumwandlung wird

durch das kältere umliegende Grundmaterial behindert, so dass der Werkstoff elastisch-plastisch gestaucht wird. Dieser Vorgang kompensiert die Schrumpfbegrenzung während des Abkühlens, welche zu Zugeigenspannungen führt umso mehr, je niedriger M_S ist. Allerdings hat sich in vorangegangenen Untersuchungen gezeigt, dass die untersuchten LTT-Legierungen im Vergleich zu konventionellen Schweißzusatzwerkstoffen eine stark erhöhte Neigung zur Bildung von Heißrissen aufweisen.

Um Strategien zur sicheren schweißtechnischen Verarbeitung (Rissvermeidung) der LTT-Legierungen entwickeln zu können, muss mittels geeigneter Testverfahren das Heißrissverhalten unterschiedlicher Legierungszusammensetzungen und Schweißparameter bewertet werden. Hierfür kann beispielsweise der von der BAM entwickelte Modifizierte Vareststraint/Transvareststraint (MVT) Heißrisstest eingesetzt werden, bei dem der untersuchte Schweißzusatzwerkstoff mittels WIG-Schweißens aufgeschmolzen und gleichzeitig einer definierten Biegebeanspruchung ausgesetzt ist. Anschließend werden die Legierungen systematisch im Hinblick auf ihre Heißrissempfindlichkeit charakterisiert. Bisher werden hierfür als Bewertungsgrundlage ausschließlich Oberflächeninformationen genutzt. Da sich jedoch der Großteil der Heißrisse im Probenvolumen ausbildet, ist für eine gesamtheitliche Heißrissebewertung die Berücksichtigung des gesamten rissbehafteten Werkstoffvolumen mittels tomographischer Methoden notwendig. Hierfür bietet sich beispielsweise die Röntgen Mikro-Computertomographie (μ CT) an, mit der computergestützte dreidimensionale (3D) Volumenaufnahmen der MVT-Proben erstellt werden können. Mittels geeigneter Auswertetools ist es anschließend möglich, die Proben im Hinblick auf Heißrisse zu analysieren und quantitativ auszuwerten. Die Auswertung der dabei anfallenden großen Bilddatenmengen muss allerdings zuverlässig, reproduzierbar und innerhalb möglichst kurzer Zeit erfolgen, um auch große Probenzahlen analysieren zu können.

Zusätzlich muss geklärt werden, inwiefern Heißrisse (teilweise Abmessungen im μ m-Bereich) in den für μ CT-Analysen verhältnismäßig großen Probengeometrien aus Stahl überhaupt zuverlässig detektiert werden können. Aus diesem Grund ist eine Validierung des Vorgehens mit komplementären tomographischen Methoden beispielsweise auf Basis metallografischer Analysen zwingend erforderlich.

Die Arbeit hat somit das Hauptziel, den etablierten MVT-Heißrisstest im Hinblick auf eine tomographische Mess- und Auswertestrategie weiterzuentwickeln.

Um eine umfassendere Heißrissbewertung unter Berücksichtigung der gesamten 3D Heißrissnetzwerke durchführen zu können, sollen im Anschluss aus dem, im Vergleich zur Standardauswertung erhaltenen Mehrwert an Informationen erweiterte Heißrissparameter abgeleitet werden, um eine umfassendere Heißrissbewertung unter Berücksichtigung der gesamten 3D Heißrissnetzwerke durchführen zu können. Die Methodik soll dabei an LTT-Schweißzusatzwerkstoffen erarbeitet und angewendet werden, um eine heißrissichere, schweißtechnische Verarbeitung dieses neu entwickelten Legierungskonzepts zu gewährleisten.

2 Kenntnisstand

Da die LTT-Schweißzusatzwerkstoffe gezielt zur Eigenspannungskontrolle im Bereich der Schweißnaht entwickelt wurden, ist es zunächst nötig, die wesentlichen Definitionen und Entstehungsmechanismen zum Thema Schweißeigenspannungen zusammenzufassen.

2.1 Entstehung von Schweißeigenspannungen

Unter Eigenspannungen versteht man grundsätzlich alle mechanischen Spannungen, die in temperaturgradientenfreien Bauteilen, ohne die Einwirkung äußerer Kräfte und Momente auftreten. Folglich befinden sich die wirkenden inneren Kräfte und Momente im Gleichgewicht. Da diese sich mit von außen aufgebrachten Lastspannungen überlagern, beeinflussen sie in Abhängigkeit ihres Betrags, Vorzeichens und ihrer Verteilung die mechanischen Eigenschaften eines Bauteils [2]. Aus diesem Grund sind beim Schweißen, vor allem von hochfesten Stählen mit Streckgrenzen bis zu 1100 MPa, die resultierenden Schweißeigenspannungen von großer Bedeutung, da die Beanspruchbarkeit üblicherweise durch die Schweißnaht, als Schwachpunkt der Konstruktion, limitiert wird [3].

Die resultierenden Eigenspannungen in einer Schweißverbindung werden vor allem durch die inhomogene Temperaturverteilung während des Abkühlens beeinflusst. Dabei wird die thermische Schrumpfung der Schweißnaht aufgrund des kalten umliegenden Grundmaterials behindert, so dass sich mit zunehmender Abkühlung Zugeigenspannungen im Bereich der Schweißnaht ausbilden, die durch die Streckgrenze begrenzt werden. Der resultierende Eigenspannungszustand bei Raumtemperatur weist dann hohe Zugeigenspannungen (Schrumpfeigenspannungen) im Bereich der Schweißnaht auf. In der umliegenden Wärmeeinflusszone sind ausgleichende Druckeigenspannungen mit üblicherweise, im Vergleich zu den Zugeigenspannungen, betragsmäßig niedrigeren Maximalwerten zu finden [4] [5]. Zusätzlich zu den Schrumpfeigenspannungen können sich Abschreckeigen-

spannungen ausbilden, die grundsätzlich auch aus einer Schrumpfbehinderung und inhomogenen Temperaturverteilungen resultieren. Beim Abkühlen stellt sich, mit zunehmender Abkühlzeit aufgrund des schnellen Abkühlens eine zunehmende Temperaturdifferenz zwischen Rand und Kern der Schweißnaht ein. Folglich schrumpft der Rand zunächst stärker, als der wärmere, langsamer abkühlende Kern, so dass der Rand unter Zug beansprucht wird. Im Laufe weiterer Abkühlung sinkt die Abkühlgeschwindigkeit des Randes, während die Abkühlgeschwindigkeit des Kerns zunimmt. Nun ist die Schrumpfbegrenzung entgegengesetzt, so dass sich im Kern Zugspannungen ausbilden. Gleichzeitig führt dies zu einer Abnahme der Zugspannungen am Rand. Falls die sich ergebenden Vergleichsspannungen die lokale Streckgrenze des Werkstoffes nicht überschreiten, bleibt das Werkstück nach vollständiger Abkühlung spannungsfrei. Ist dies nicht der Fall, kommt es lokal zu plastischen Verformungen, so dass nach vollständiger Abkühlung entweder der Rand oder der Kern plastisch gestreckt sind und es zur Ausbildung von Druckeigenstress am Rand und zur Ausbildung von Zugeigenstress im Kern oder umgekehrt kommt [6].

Bei umwandlungsfähigen Stählen treten zusätzlich noch Umwandlungseigenstress aufgrund der behinderten Volumenausdehnung (z.B. Austenit-Martensit Umwandlung) während der Phasenumwandlung auf, die bei Martensit zu Druckeigenstress im Schweißgut und zu Zugeigenstress im umliegenden Material führen.

Die Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenstress überlagern sich in der Praxis, so dass die Eigenstressverteilung im Bauteil nach dem Schweißen davon abhängt, welcher dieser Effekte dominant ist. Dies ist schematisch in Abbildung 2.1 dargestellt [7]. Dabei können grundsätzlich, je nach dominierendem Mechanismus, drei unterschiedliche Eigenstressverteilungen an der Schweißnahtoberfläche unterschieden werden [8]

- **Die M-Form**

Hier sind die Umwandlungseigenstress dominant, so dass im Schweißgut ein Druckeigenstressmaximum existiert (z.B. Mehrlagenschweißungen).

- **W-Form**

Auch hier sind Umwandlungseigenstress dominant. Allerdings findet die Phasenumwandlung im Kern der Schweißnaht zu einem deutlich

späteren Zeitpunkt als am Rand statt. Die so zunächst an der Oberfläche vorliegenden Druckspannungen werden bei der Phasenumwandlung im Kern aufgrund des Kräftegleichgewichts zu Zugeigenspannungen umgewandelt (z.B. Einlagenschweißungen).

- **W-Form mit Einsattelung**

Hier sind die Abschreckeigenspannungen dominant, so dass sich im Kern der Schweißnaht Druckeigenspannungen und am Rand Zugeigenspannungen ausbilden (z.B. Werkstoffe ohne Phasenumwandlung).

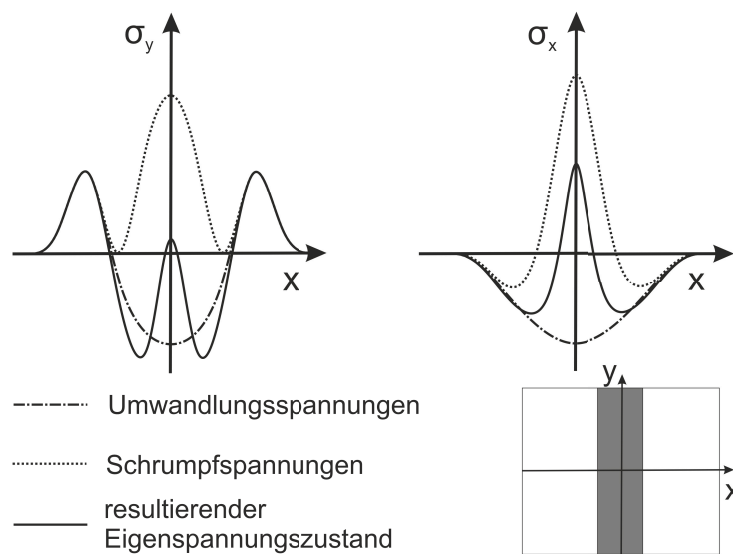


Abbildung 2.1: Überlagerung von Umwandlungs- und Schrumpfspannungen führt zum resultierenden Eigenspannungszustand im geschweißten Bauteil [7].

Eine wichtige Einflussgröße auf die Eigenspannungsbildung im Bereich der Schweißnaht ist der Einspanngrad der verwendeten Probe [9]. Wie in Abbildung 2.2 schematisch durch Federn dargestellt, verhindert das umliegende Grundmaterial die Ausdehnung bzw. Schrumpfung der Schweißnaht. Der Einspanngrad ist dann die Federsteifigkeit k_G des Grundmaterials, welche unter anderem vom Elastizitätsmodul des Grundmaterials, den Abmessungen sowie der Geometrie von Probe und Schweißnaht abhängt [10]. Je größer der Einspanngrad, desto stärker wird die thermische Schrumpfung und die umwandlungsbedingte Volumenzunahme der Schweißnaht beeinträchtigt. Folglich werden mit höherem Einspanngrad betragsmäßig höhere Druckeigenspannungen (Effekt der Phasenumwandlung do-

minant) oder Zugeigenspannungen (Effekt der thermischen Schrumpfung dominant) ermittelt [11], [12].

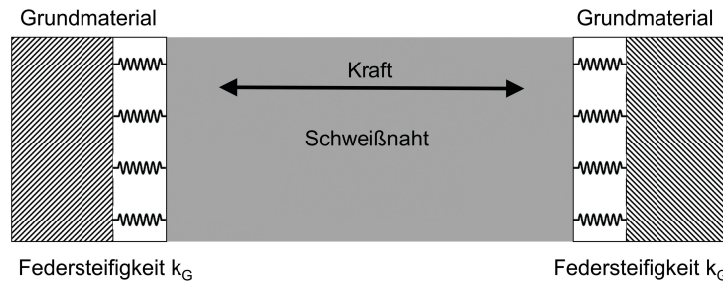


Abbildung 2.2: Schematische Darstellung des Einspanngrades mittels der Federsteifigkeit k_G . Das umliegende Grundmaterial behindert die Ausdehnung und Schrumpfung der Schweißnaht mit k_G nach [10].

2.2 Low Transformation Temperature Legierungen

Die sogenannten Low Transformation Temperature (LTT) Schweißzusatzwerkstoffe, sind hoch legierte Werkstoffe, die entwickelt wurden, um gezielt die schweißbedingten Zugeigenspannungen zu minimieren oder betragsmäßig höhere Druckeigenspannungen in das Schweißgut zu induzieren. Dies wird durch eine martensitische Phasenumwandlung realisiert, die im Vergleich zu konventionellen (niedriglegierten) Schweißzusatzwerkstoffen bei niedrigeren Martensitstarttemperaturen (M_S -Temperatur) beginnt.

Modellvorstellungen zum Einfluss unterschiedlicher Phasenumwandlungstemperaturen wurden beispielsweise von Wohlfahrt [13] präsentiert. Dieser geht davon aus, dass die Höhe der sich während der Phasenumwandlung ausbildenden Eigenspannungen vor allem von der bei dieser Temperatur vorliegenden Warmstreckgrenze und dem anschließend, bis zur vollständigen Abkühlung, noch zu durchlaufenden Temperaturintervall abhängt (Abbildung 2.3). Bei der Austenit-Ferrit (AF) Phasenumwandlung begrenzt die Stauchgrenze R_{eD} des Ferrits die entstehenden Druckspannungen. Bei weiterer Abkühlung steigt die Spannung aufgrund der Schrumpfbehinderung an, bis sie schließlich durch die Streckgrenze R_{eS} begrenzt wird. Folglich überwiegt bei Raumtemperatur (RT) der Effekt

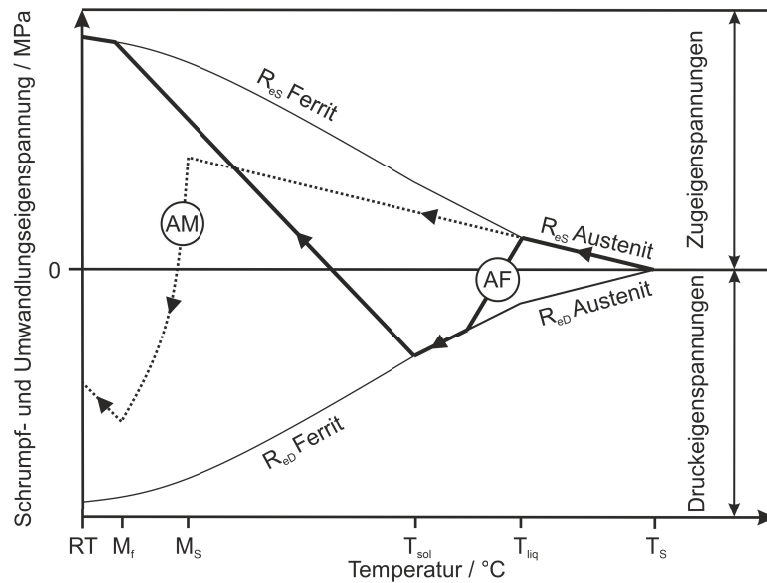


Abbildung 2.3: Einfluss der Festphasenumwandlung Austenit zu Ferrit (AF) und Austenit zu Martensit (AM) auf die resultierenden Eigenspannungen bei Raumtemperatur (RT) nach [13].

der Schrumpfeigenspannungen, so dass sich im Schweißgut Zugeigenspannungen ausbilden. Im Gegensatz hierzu werden die Druckspannungen während der Phasenumwandlung Austenit-Martensit (AM) nicht durch die Stauchgrenze begrenzt und anschließend aufgrund des geringen verbleibenden Temperaturintervalls weniger stark durch Schrumpfung abgesenkt, so dass im Schweißgut bei Raumtemperatur (RT) Druckeigenspannungen vorliegen.

Bhadeshia [14] erweiterte die Modellvorstellung durch die Berücksichtigung der thermischen Ausdehnungskoeffizienten. Aufgrund des größeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Austenit im Vergleich zum Martensit/Ferrit ist die Volumenexpansion während der Phasenumwandlung umso größer, je niedriger die Umwandlungstemperatur ist. Dies ist schematisch in Abbildung 2.4 dargestellt. Aufgrund der niedrigeren Warmstreckgrenze von Austenit ist im Vergleich zu Ferrit von niedrigeren schrumpfungsbedingten Spannungsanstiegen vor der Phasenumwandlung auszugehen. Folglich kann aus den Modellvorstellungen von Wohlfahrt [13] und Bhadeshia [14] abgeleitet werden, dass der Effekt der Umwandlungseigenspannungen bei niedrigeren M_s -Temperaturen größer ist und sich somit höhere Druckeigenspannungen in der Schweißnaht ausbilden.

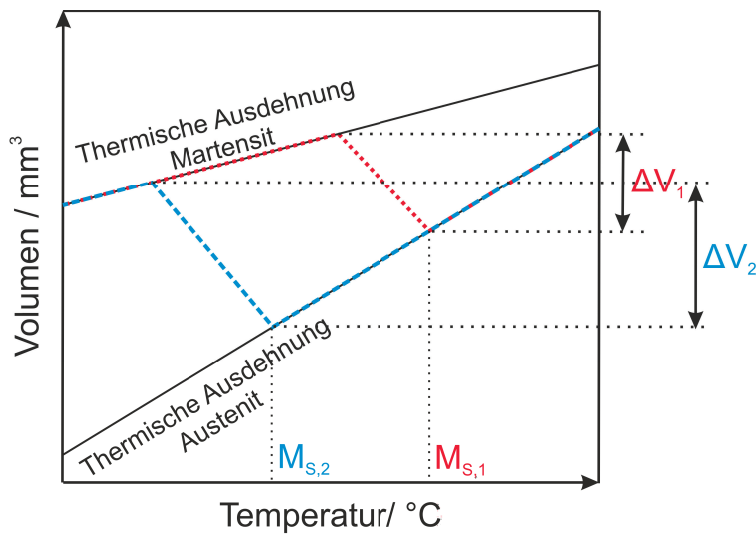


Abbildung 2.4: Einfluss der M_S -Temperatur auf die Volumenexpansion während der Phasenumwandlung nach [14].

Die ersten Ansätze, Legierungen mit abgesenkter M_S -Temperatur speziell zur Eigenspannungskontrolle zu entwickeln, gehen auf die Forschergruppe um Ohta et al. [15]–[23] zurück. Diese entwickelte einen hochlegierten Eisen-Chrom-Nickel-Schweißzusatzwerkstoff (10 Gew.-% Chrom und 10 Gew.-% Nickel) mit einer martensitischen Phasenumwandlung bei $M_S = 180\text{ °C}$. Dabei erreichten sie stets eine Verbesserung der Schwingfestigkeit gegenüber konventionellen Schweißzusätzen. Auf Basis des Legierungskonzepts von Ohta et al. wurden eine Vielzahl an weiterführenden Untersuchungen von unterschiedlichen Forschergruppen durchgeführt [24]. Hierbei wurde der positive Effekt im Hinblick auf beispielsweise die Dauerfestigkeit [25]–[27], das Kalttrissverhalten [28], [29] und die sich ausbildenden Eigenspannungen beim Schweißen mit LTT-Schweißzusatzwerkstoffen bestätigt. Exemplarisch werden im Folgenden einige ausgewählte Ergebnisse der Eigenspannungsanalysen dargestellt.

Die Untersuchungen von Shiga et al. [11] zeigen den Einfluss unterschiedlicher M_S -Temperaturen auf den Eigenspannungszustand. Die Eigenspannungsanalysen erfolgten mittels Neutronenstrahlung an drei Stumpfnähten, welche mit zwei LTT-Schweißzusatzwerkstoffen ($M_{S,1} = 60\text{ °C}$ und $M_{S,2} = 244\text{ °C}$) und einem konventionellen Schweißzusatzwerkstoff ($M_{S,3} = 460\text{ °C}$) geschweißt wurden. Dabei konnten grundsätzlich die Modellvorstellungen von Wohlfahrt [13] und Bhadeshia [14] bestätigt werden.

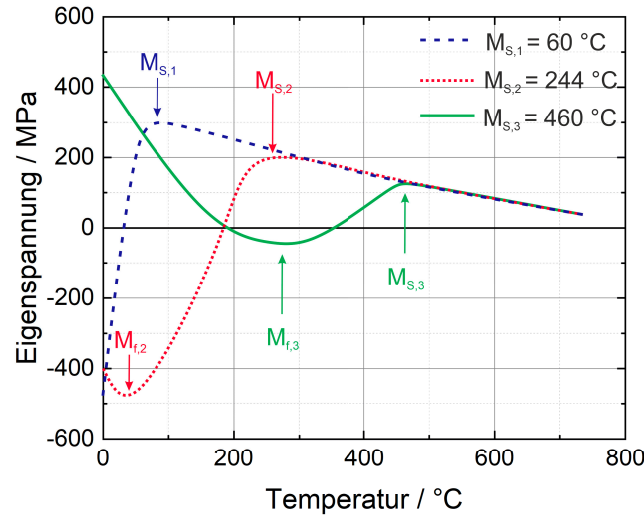


Abbildung 2.5: Einfluss der M_S -Temperatur für drei Schweißzusatzwerkstoffe ($M_{S,1} = 60\text{ °C}$, $M_{S,2} = 244\text{ °C}$ und $M_{S,3} = 460\text{ °C}$) auf die resultierenden Eigenspannungen. Schematische Zeichnung nach [11].

Während beim konventionellen Schweißzusatzwerkstoff über den gesamten Bereich der Schweißnaht in Längs- und Querrichtung Zugeigenspannungen ermittelt wurden, zeigten die mit den LTT-Schweißzusatzwerkstoffen geschweißten Proben in diesen Bereichen Druckeigenspannungen. Dabei waren die maximalen Druckeigenspannungen in Längsrichtung für den Schweißzusatz mit $M_S = 60\text{ °C}$ (-480 MPa) betragsmäßig höher als für $M_S = 244\text{ °C}$ (-400 MPa). In Abbildung 2.5 sind die Mechanismen, die zu den resultierenden Eigenspannungszuständen der drei untersuchten Schweißzusatzwerkstoffe führen schematisch dargestellt. Dabei wird deutlich, dass für maximale Druckeigenspannungen die Martensitfinishtemperatur (M_f) möglichst bei Raumtemperatur liegen sollte [30]. Ist dies nicht der Fall, werden die Druckeigenspannungen im Anschluss der vollständigen Martensitumwandlung durch Schrumpfung bis auf Raumtemperatur wieder abgebaut ($M_f > RT$, siehe Modellvorstellung nach Wohlfahrt) oder der Effekt der Volumenzunahme wird durch eine unvollständige Martensitumwandlung nicht komplett ausgenutzt ($M_f < RT$).

Der Effekt einer unvollständigen Martensitumwandlung auf den Eigenspannungszustand wird zusätzlich bei Wang et al. [31] deutlich, die den Einfluss unterschiedlicher M_S -Temperaturen auf die sich ausbildenden Eigenspannungen mittels der

Bohrlochmethode untersuchten. Wie bei Shiga et al. werden zunächst mit sinkender M_S -Temperatur in Längs- und in Querrichtung bis $M_S = 191\text{ }^\circ\text{C}$ steigende Druckeigenspannungen ermittelt, welche jedoch bei weiterer Absenkung der Umwandlungstemperatur aufgrund der nicht vollständigen Martensitumwandlung betragsmäßig wieder abnehmen.

Auch Dai et al. [32] bestätigen mit ihren Untersuchungen den positiven Effekt einer niedrigen M_S -Temperatur auf den Eigenspannungszustand im Bereich der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone. Neutronographische Eigenspannungsanalysen an zwei Schweißzusätzen mit $M_S = 410\text{ }^\circ\text{C}$ (Schweißzusatzwerkstoff OK75.78) und $M_S = 280\text{ }^\circ\text{C}$ (LTT) zeigen für den OK75.78 Schweißzusatz sowohl in der Schweißnaht als auch in der Wärmeeinflusszone Zugeigenspannungen mit Maximalwerten von 800 MPa. Der Eigenspannungszustand des LTT-Schweißzusatzes weist dagegen im Bereich der Schweißnaht Druckeigenspannungen und im Bereich der Wärmeeinflusszone einen Zugeigenspannungsbereich auf, der im Vergleich zu OK75.78 sowohl flächen- als auch betragsmäßig (maximal 600 MPa) deutlich weniger stark ausgebildet ist. Allerdings bleibt die Frage offen, in welchen Bereichen, die gleichgewichtsbedingt vorhandenen weiteren Zugeigenspannungen lokalisiert sind. Dai et al. vermuten, dass diese unterhalb der Schweißnaht liegen. Allerdings wurden in [32] in diesen Bereichen keine Eigenspannungsanalysen durchgeführt.

Kromm [3] führte umfangreiche Untersuchungen an LTT-Legierungen mit unterschiedlichen Anteilen Chrom (8 Gew.-% - 10 Gew.-%) und Nickel (6 Gew.-% - 12 Gew.-%) durch. Im Rahmen dieser Arbeit wurden die phasenspezifischen Eigenspannungen in der austenitischen und in der martensitischen Phase mittels energiedispersiver Synchrotronröntgenbeugung ermittelt. Dabei zeigt sich, dass das Druckeigenspannungsniveau in der Martensitphase nahezu unabhängig von der chemischen Zusammensetzung und der M_S -Temperatur ist. In der Austenitphase werden deutlich geringere Eigenspannungsbeträge bestimmt, welche die sich ausbildenden Makroeigenspannungen begrenzen, so dass der Restaustenitgehalt die Höhe des Makroeigenspannungsniveaus bestimmt. Zusätzlich wurden die Reaktionskräfte beim mehrlagigen Schweißen eines LTT-Schweißzusatzwerkstoffes an einer fest eingespannten realitätsnahen Probe in-situ ermittelt. Dabei wurde beim

Schweißen jeder einzelnen Schweißlage ein signifikanter Reaktionsspannungsabbau während der Phasenumwandlung beobachtet, so dass die positive Wirkung der martensitischen Phasenumwandlung an LTT- Legierungen, im Hinblick auf den resultierenden Eigenspannungszustand, gezeigt werden konnte. Zusätzlich wurde in dieser Arbeit das Umwandlungsverhalten beim Schweißen von LTT- Legierungen mittels eines energiedispersiven Synchrotronbeugungsexperiments in-situ ermittelt. Auf Basis der hierbei entwickelten Schweiß- und Positioniereinheit konnten mehrere erfolgreiche in-situ Untersuchungsreihen mittels energiedispersiver und winkeldispersiver Synchrotronbeugungsexperimente im Hinblick auf Phasenumwandlung und Dehnungsentwicklung während des Schweißprozesses durchgeführt werden [33]–[37]. Ausgewählte Ergebnisse aus diesen und den daran anschließenden ex-situ Untersuchungen werden im folgenden Kapitel dargestellt.

2.2.1 Eigene Vorarbeiten

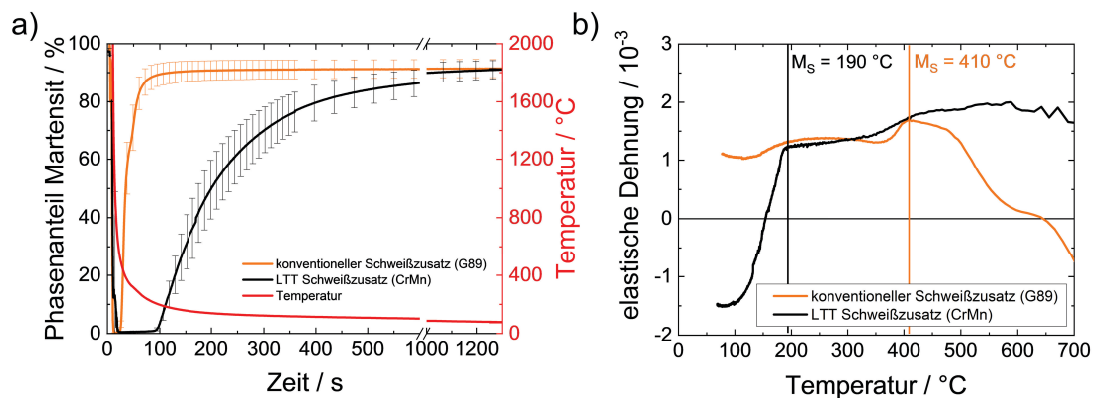


Abbildung 2.6: In-situ mittels winkeldispersiver Synchrotronröntgenbeugung ermittelte Entwicklung des Phasenanteils Martensit über der Zeit (a) und der elastischen Dehnung in longitudinaler Richtung über der Temperatur (b) während eines realitätsnahen MAG-Schweißprozesses [37]. Die Austenit-Martensit Phasenumwandlung bei niedrigeren Temperaturen führt zu einem signifikant stärkeren Dehnungsabfall beim LTT-Schweißzusatzwerkstoff im Vergleich zur konventionellen Legierung

Die in-situ Beugungsanalysen erfolgten in Transmissionsgeometrie an unterschiedlichen Probengeometrien (freischumpfend und mit variablen Einspanngrad).

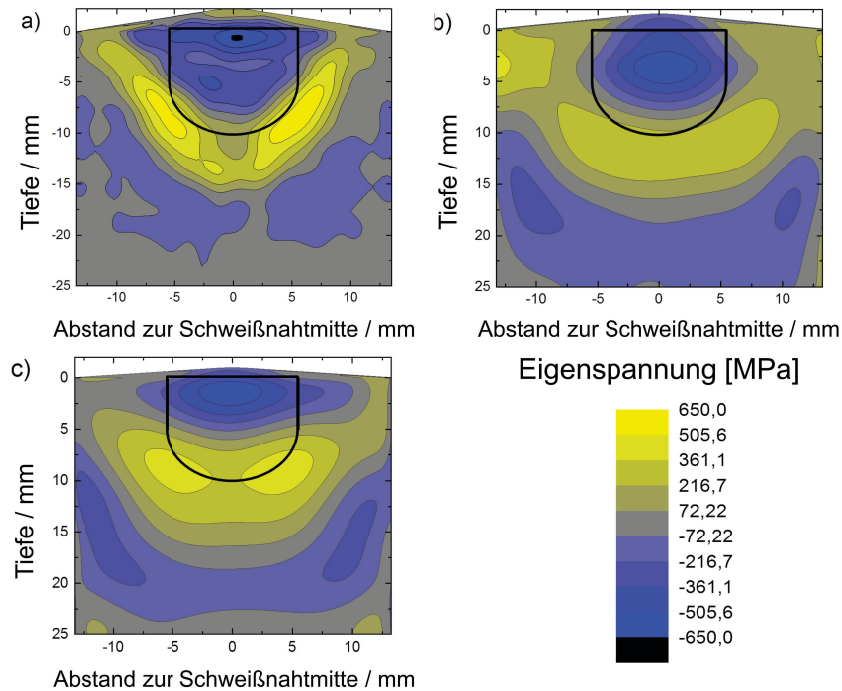


Abbildung 2.7: 2D Eigenspannungsmapping der LTT-Schweißzusatzwerkstoffe Cr8Ni6 (a), Cr10Ni10 (b) und einem konventionellen Schweißzusatzwerkstoff (G89) ermittelt mit der Konturmethode [38]. In dieser Abbildung ist der Querschnitt gezeigt. Dadurch ergibt sich als analysierte Eigenspannungskomponente die longitudinale Richtung orthogonal zur Schnittfläche.

Bei den ersten Untersuchungen wurden die Proben im Vorfeld noch mehrlagig abgeschweißt und anschließend in der Messzeit durch einen Wolfram-Inertgas (WIG) Schweißprozess wiederaufgeschmolzen, wohingegen bei den späteren Messzeiten ein realitätsnaher Metall-Aktivgas (MAG) Schweißprozess untersucht wurde. Dabei konnte die Phasenumwandlung und die Dehnungsentwicklungen in variablen Tiefen bzw. unterschiedlichen Schweißlagen in-situ während des Schweißprozesses ermittelt werden. In [37] wurde zusätzlich zu den Eisen-Chrom-Nickel LTT-Legierungen ein von Diez [39] vorgestellter, alternativer LTT-Ansatz untersucht. Bei diesem wird der Nickel aus Kostengründen durch Mangan ersetzt. Die Phasen- und Dehnungsentwicklung wurde dabei mit einem niedriglegierten, konventionellen Schweißzusatzwerkstoff (G89) verglichen. In Abbildung 2.6 ist der Verlauf der Phasenentwicklung über der Zeit (a) und der elastischen Deh-

nung in longitudinaler Richtung über der Temperatur (b) für den Cr/Mn LTT-Schweißzusatzwerkstoff und die konventionelle Legierung G89 exemplarisch dargestellt. Dabei zeigt sich, dass die niedrigere M_S -Temperatur des LTT-Schweißzusatzes von $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ einen im Vergleich zum G89 ($M_S = 410\text{ }^{\circ}\text{C}$) deutlich stärkeren Dehnungsabfall zur Folge hat, so dass der LTT-Werkstoff bei Raumtemperatur gestaucht und der konventionelle Schweißzusatzwerkstoff demgegenüber gedehnt ist. Damit konnte erstmals der signifikant höhere umwandlungsbedingte Dehnungsabfall bei LTT-Legierungen im Vergleich zur konventionellen Legierung während eines realitätsnahen MAG-Schweißprozesses gezeigt werden.

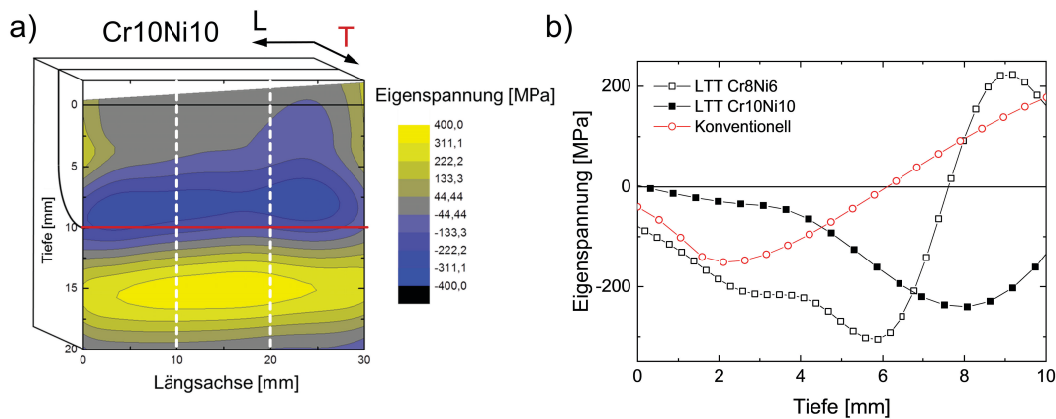


Abbildung 2.8: 2D Eigenspannungsmapping des LTT-Schweißzusatzwerkstoffes Cr10Ni10 ermittelt mit der Konturmethode (a). In dieser Abbildung ist der Längsschnitt gezeigt. Dadurch ergibt sich als analysierte Eigenspannungskomponente die Querrichtung zur Schweißnaht. Die Eigenspannungen konstanter Tiefe zwischen 10 - 20 mm auf der Längsachse wurden gemittelt und sind in (b) für die drei untersuchten Schweißzusatzwerkstoffe vergleichend gegenübergestellt [38].

An ausgewählten Probenzuständen wurden anschließend Eigenspannungsanalysen mittels Neutronenstrahlung und mittels der Konturmethode durchgeführt [38]. Abbildung 2.7 zeigt die ermittelten Eigenspannungsmappings für zwei LTT-Schweißzusatzwerkstoffe mit 8 Gew.-% Chrom und 6 Gew.-% Nickel (Cr8Ni6) (a) und 10 Gew.-% Chrom und 10 Gew.-% Nickel (Cr10Ni10) (b). Zusätzlich wurde der konventionelle Schweißzusatzwerkstoff G89 (c) untersucht. Dabei zeigen sich im direkten Vergleich prinzipiell die gleichen qualitativen Verläufe. Im

Bereich der Schweißnaht hat sich ein Druckeigenspannungsbereich, mit maximalen Druckeigenspannungen von etwa -650 MPa ausgebildet, der von ausgleichenden Zugeigenspannungen umschlossen wird. Im Gegensatz zum konventionellen Schweißzusatzwerkstoff zeigen die beiden LTT-Legierungen hingegen einen flächenmäßig deutlich größeren Druckeigenspannungsbereich der longitudinalen Eigenspannungskomponente. Die Eigenspannungen quer zur Schweißnaht sind in Abbildung 2.8 dargestellt. Wie in (a) für Cr10Ni10 dargestellt, wurden die aus Längsschnitten ermittelten Eigenspannungen konstanter Tiefe zwischen 10 - 20 mm auf der Längsachse gemittelt und dann in (b) als Funktion der Tiefe dargestellt. Dabei zeigt sich für alle untersuchten Legierungen ein oberflächennaher Druckeigenspannungsbereich. Verglichen mit dem konventionellen Schweißzusatzwerkstoff, ist dieser Bereich bei Einsatz von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen jedoch deutlich tiefreichender und betragsmäßig höher.

2.2.2 Probleme bei der schweißtechnischen Verarbeitung

Im bisher dargelegten Kenntnisstand wurde deutlich, dass es mit LTT-Schweißzusatzwerkstoffen möglich ist, die schweißbedingten Zugeigenspannungen im Bereich der Schweißnaht zu minimieren oder sogar Druckeigenspannungen zu induzieren. Folglich hat sich das Konzept der LTT-Schweißzusatzwerkstoffe grundsätzlich als zielführend erwiesen. Jedoch wurde gezeigt, dass sich aufgrund des Kräfte- bzw. Momentengleichgewichts Zugeigenspannungen außerhalb des unmittelbaren Nahtbereichs ausbilden. Vor allem an den Schwachstellen der Naht, zum Beispiel in der Wärmeeinflusszone und Nahtwurzel, sind diese Zugeigenspannungen im Hinblick auf die Gewährleistung der Sicherheit und Zuverlässigkeit als kritisch anzusehen. Aus diesem Grund muss die Lage und der Betrag der gleichgewichtsbedingten Zugeigenspannungen im Hinblick auf die Bewertung des Eigenspannungszustandes mitberücksichtigt werden.

Zusätzlich ist die relativ geringe Kerbschlagzähigkeit [3] der LTT-Schweißzusatzwerkstoffe ein noch nicht gelöstes Problem. Aufgrund der hohen Härte und geringen Duktilität weisen Schweißnähte mit martensitischem Gefüge grundsätzlich eine hohe Neigung zur Bildung von Kaltrissen auf. Kaltrisse entstehen im festen Zustand der Schweißnaht, wenn die auftretenden Spannungen die Festigkeit des Materials überschreiten. Vor allem Wasserstoff (Wasserstoffversprödung) und Zugeigenspannungen begünstigen die Kaltrissbildung. Untersuchungen zum Kal-

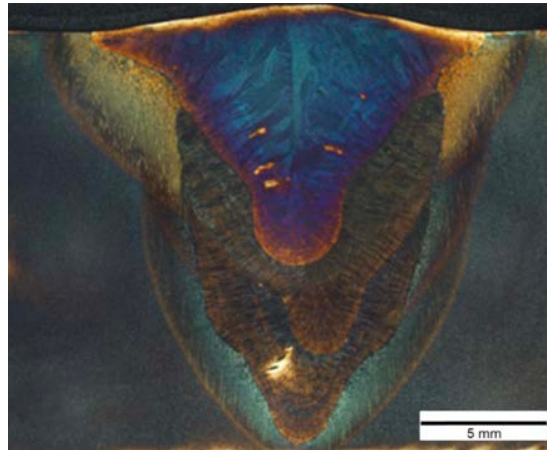


Abbildung 2.9: Metallografischer Querschliff einer Schweißnaht mit Cr10Ni10 LTT-Decklage, geätzt mit der Farbätzung nach Lichtenegger und Bloech. Vor allem in der Decklage sind Heißrisse zu erkennen [40].

trissverhalten von LTT-Zusatzwerkstoffen zeigen, dass sich, im Vergleich zu konventionellen hochfesten Stählen, die induzierten Druckeigenspannungen positiv auf die Kaltrissanfälligkeit auswirken [28], [29], [41]. Kromm et al. [42] untersuchten das Kaltrissverhalten von drei Cr/Ni LTT-Schweißzusatzwerkstoffen mit variablem Nickel Gehalt. Dabei zeigte sich mit höherem Nickelanteil (geringere M_S -Temperatur) eine niedrigere Anfälligkeit des Werkstoffes gegenüber der Kaltrissbildung. Die Autoren erklären dies mit dem höheren Restaustenitgehalt und der damit verbundenen höheren Duktilität des Werkstoffes.

Im Hinblick auf die Rissbildung von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen erscheint in diesem Zusammenhang die Heißrissbildung als deutlich kritischer. So wurde beispielsweise an den in [36] und [37] untersuchten Proben bei anschließenden metallographischen Untersuchungen festgestellt, dass die verwendeten LTT-Schweißzusatzwerkstoffe eine hohe Heißrissanfälligkeit aufweisen (Abbildung 2.9) [40]. Allerdings existieren bisher in der Literatur nur vereinzelte Untersuchungen zum Heißrissverhalten von LTT-Legierungen, wie beispielsweise in [43]. Bei diesen Untersuchungen zeigen LTT-Legierungen mit hohem Kohlenstoff-, Chrom- und Nickelgehalt eine hohe Heißrissanfälligkeit, während an Legierungen, bei denen Nickel durch Mangan ersetzt wurde und an Legierungen mit großem Cr/Ni Verhältnis annähernd keine Heißrisse beobachtet wurden.

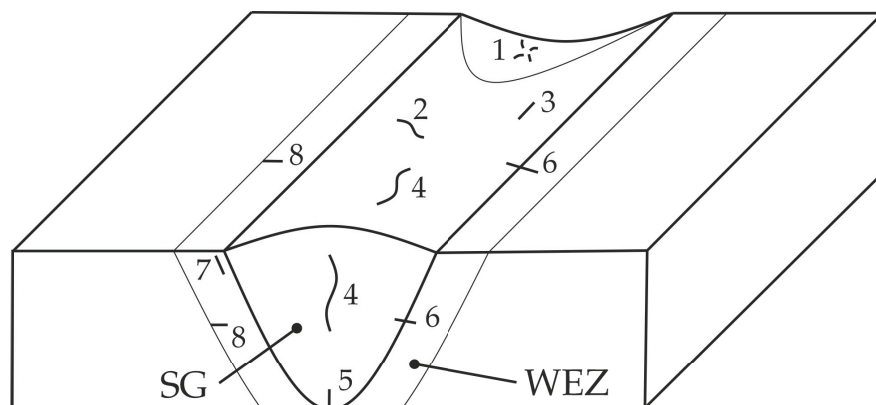
Eine systematische Untersuchung des Heißrissverhaltens von LTT-Legierungen ist folglich notwendig. Aus diesem Grund, werden im folgenden Kapitel die für

diese Arbeit wichtigen Grundlagen der Heißrissbildung sowie die experimentellen Ansätze zur Ermittlung der Heißrissresistenz von Schweißzusatzwerkstoffen zusammengefasst.

2.3 Heißrisse

2.3.1 Definition und Einteilung

Heißrisse bilden sich während eines Schweißprozesses bei beginnender Abkühlung im Bereich des Schmelzbades und werden über den hohen Temperaturbereich ihrer Entstehung zu den Kaltrissen abgegrenzt. Die Risse verlaufen interkristallin bzw. interdendritisch, da fast immer niedrigschmelzende Phasen an den Korngrenzen beteiligt sind, und können hinsichtlich ihrer Lage im Bereich der Schweißnaht oder ihrer Entstehungsform unterschieden werden [44].



1) Endkraterriss (ER)	5) Wurzelriss (ER)
2) Querriss (ER)	6) Querriss (WAR)
3) Längriss (ER)	7) Kantenriss (WAR)
4) Mittenriss (ER)	8) DDC in WEZ

Abbildung 2.10: Einteilung der Heißrissarten in Erstarrungsrisse (ER), Wiederaufschmelzrisse (WAR) und Ductility Dip Cracks (DDC) und ihre Lage im Schweißgut (SG) oder Wärmeeinflusszone (WEZ) nach [45]

Als zweckmäßige Einteilung der Heißrissarten hat sich die Unterscheidung in Erstarrungsrisse (ER), Wiederaufschmelzrisse (WAR) und Ductility Dip Cracks (DDC) durchgesetzt. Abbildung 2.10 zeigt die unterschiedlichen Heißrissarten und ihre möglichen Lagen schematisch im Bereich der Schweißnaht. Hierbei sind bei der Entstehung von Erstarrungsrisen und Wiederaufschmelzrisen immer schmelzflüssige Phasen vorhanden. Im Gegensatz hierzu bilden sich Ductility Dip Cracks aufgrund von Korngrenzengleiten unterhalb der Solidustemperatur, ohne dass schmelzflüssige Phasen beteiligt sind [46]. Aus diesem Grund stellen Ductility Dip cracks eine Sonderform der Heißrisse dar, welche von den gängigen theoretischen Ansätzen zur Heißrissbildung (z.B. Rate of Feeding/Rate of Shrinkage-Modell, Heißrisskriterium von Prokhorov) nicht berücksichtigt werden. Meist betrachten diese Modelle lediglich die Bildung von Erstarrungsrisen.

Zusätzlich werden Heißrisse hinsichtlich ihrer Lage entweder im Schweißgut (SG) oder in der Wärmeeinflusszone (WEZ) unterschieden [45]. Erstarrungsrisse befinden sich hierbei immer im Bereich des Schweißguts während sich Wiederaufschmelzrisse in der Wärmeeinflusszone, unmittelbar neben dem Schweißgut, befinden und in dieses hineinwachsen können. Ductility Dip cracks befinden sich üblicherweise in der Wärmeeinflusszone in einem Abstand zum Schweißgut, können in seltenen Fällen jedoch auch direkt im Schweißgut auftreten.

2.3.2 Einflussgrößen auf die Heißrissbildung

Die Heißrissentstehung wird durch eine Vielzahl von Einflussfaktoren und deren komplexen Wechselwirkungen untereinander beeinflusst (Abbildung 2.11) [47]. Diese Faktoren können grundsätzlich in drei Hauptgruppen eingeteilt werden [45], [48]:

- Werkstoffspezifische Faktoren (z.B. chemische Zusammensetzung, die Neigung zur Bildung von niedrigschmelzenden Phasen, Erstarrungsmorphologie etc.)
- Designspezifische Faktoren (z.B. Einspanngrad, Probengeometrie etc.)
- Schweißparameter bzw. Schweißprozess.

Nach Lippold [49] beeinflussen diese Faktoren entweder das Erstarrungsverhalten des Werkstoffes oder die sich ausbildenden Dehnungen und müssen in ihrer Ge-

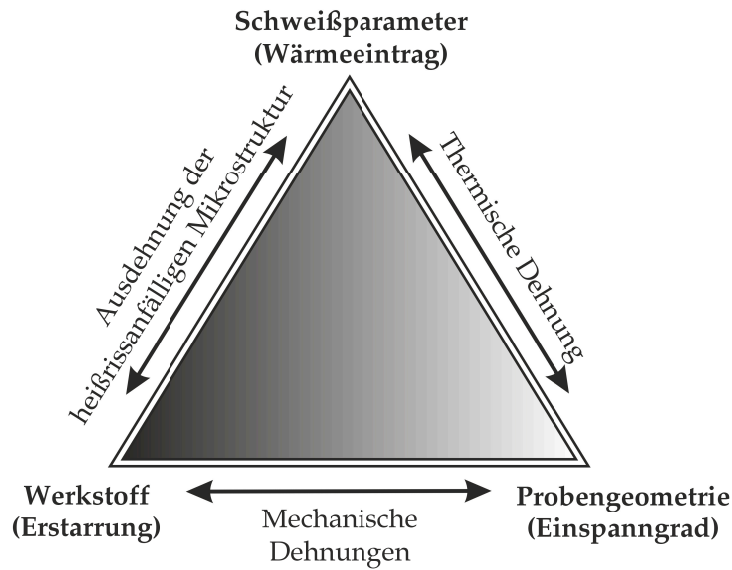


Abbildung 2.11: Einflussparameter und deren Abhängigkeiten auf die Heißrissbildung nach [47].

samtheit berücksichtigt werden, um die Heißrissbildung in einer realen Schweißnaht beschreiben zu können. In der Realität liegt die Problematik hingegen darin, die Einflussfaktoren zu quantifizieren. Das ist experimentell oder simulativ oft nur schwer umsetzbar.

Im Folgenden wird der qualitative Einfluss von ausgewählten werkstoff-, proben- und schweißspezifischen Einflussgrößen auf die Heißrissbildung diskutiert.

2.3.2.1 Werkstoffspezifische Einflussgrößen

Legierungselemente

Entmischungsvorgänge können während des Erstarrungsprozesses zu schmelzflüssigen Phasen an den Korngrenzen auch unterhalb der Solidustemperatur führen. Aus diesem Grund ist die Neigung des Werkstoffes zur Bildung solcher niedrigschmelzender Phasen ein Haupteinflussfaktor auf dessen Heißrissanfälligkeit [50]. Vor allem bei Aluminium Legierungen hat sich gezeigt, dass die Heißrissneigung mit steigendem Volumenanteil an niedrigschmelzenden Phasen zunächst bis zu einem Maximalwert ansteigt. Nach Erreichen des Maximalwertes fällt die Heißrissneigung des Werkstoffes jedoch wieder ab, da nun hinreichend viel Schmelze vorhanden ist, so dass entstandene Risse durch nachfließende Schmelze „heilen“

können [51]–[55].

Vor allem Verunreinigungen wie Schwefel und Phosphor können mit bestimmten Legierungselementen niedrigschmelzende Phasen bilden. So hat beispielsweise Nickel mit Schwefel ein Eutektikum bei $637\text{ }^{\circ}\text{C}$ [56]. Um den relativen Effekt unterschiedlicher Elemente auf die Erstarrungsrisseignung zu quantifizieren wurde von Borland [57] für binäre Legierungssysteme (A,B) bei Erstarrung unter Gleichgewichtsbedingungen ein Verstärkungsfaktor RPF (engl. relative potency factor) vorgeschlagen:

$$RPF = \frac{\Delta T_{sol}}{C_{B,0}} = m_L \left(1 - \frac{1}{k}\right). \quad (2.1)$$

RPF wird berechnet, indem der Temperaturbereich der Erstarrung ΔT_{sol} durch die Ausgangskonzentration von Komponente B in der Legierung dividiert wird. Alternativ wird zur Berechnung die Steigung der Liquiduslinie m_L und der Verteilungskoeffizient k aus dem binären Phasendiagramm verwendet. Da die meisten Schweißzusatzwerkstoffe jedoch Mehrkomponentensysteme sind und nicht unter Gleichgewichtsbedingungen erstarren, ist RPF oft ungeeignet um den Einfluss eines Legierungselements auf die Erstarrungsrisseignung einer Legierung qualitativ zu beschreiben.

Aus diesem Grund ist es nötig, alle Legierungselemente in ihrer Gesamtheit zu berücksichtigen. Hierfür wurden auf Basis der jeweiligen chemischen Zusammensetzung eine Reihe unterschiedlicher empirischer Ansätze für Stähle entwickelt [58]–[62].

In den dargestellten Zusammenhängen zeigen sich die schädlichen Auswirkungen von Schwefel und Phosphor, sowie die positive Wirkung von Mangan auf die Heißrissresistenz. In Verbindung mit Schwefel bildet Mangan stabile Mangansulfide, deren Schmelztemperaturen bei ca. $1600\text{ }^{\circ}\text{C}$ liegen. Da Schwefel eine höhere Affinität zu Mangan als zu Nickel besitzt, wird die Bildung von niedrigschmelzenden Nickelsulfiden gehemmt und die Heißrissanfälligkeit reduziert [63], [64].

Primärerstarrung

Neben der chemischen Zusammensetzung hat die Art der Primärerstarrung des Werkstoffes einen signifikanten Einfluss auf die Heißrissresistenz [65]. In Abbildung 2.12 ist die Heißrissanfälligkeit über das Verhältnis $\frac{C_{req}}{N_{ieq}}$ aufgetragen. Stähle mit $\frac{C_{req}}{N_{ieq}} < 1,25$ erstarren primär austenitisch (A) [66] und weisen eine hohe Neigung zu Heißrissbildung auf. Im Bereich $1,25 < \frac{C_{req}}{N_{ieq}} < 1,75$ liegt der Übergang

zwischen primär austenitischer und primär ferritischer Erstarrung (AF bzw. FA). In diesem Bereich fällt die Heißrissanfälligkeit mit steigendem $\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}}$ stark ab, so dass bei einer primär ferritischen (F) Erstarrung die Heißrissanfälligkeit nur sehr gering ist [67]. Die Ursache hierfür ist die deutlich geringere Löslichkeit und Diffusionsgeschwindigkeit von heißrissfördernden Elementen, wie zum Beispiel Schwefel, in der kubischflächenzentrierten (kfz) Gitterstruktur als in der kubischraumzentrierten (krz) Gitterstruktur. Dies führt zu einer Anreicherung dieser Elemente in der Schmelze, so dass die Bildung niedrigschmelzender Phasen begünstigt wird [68], [69]. Zusätzlich führt die höhere Wärmeausdehnung des kfz-Gitters zu größeren thermischen Schrumpfungen während des Abkühlens des Werkstoffes als bei der krz-Gitterstruktur. Aufgrund von zum Beispiel Schrumpfungsbehinderung können sich in kfz-Werkstoffen größere Dehnungen im Bereich der Schweißnaht ausbilden, wodurch die Neigung zur Heißrissbildung erhöht wird [70].

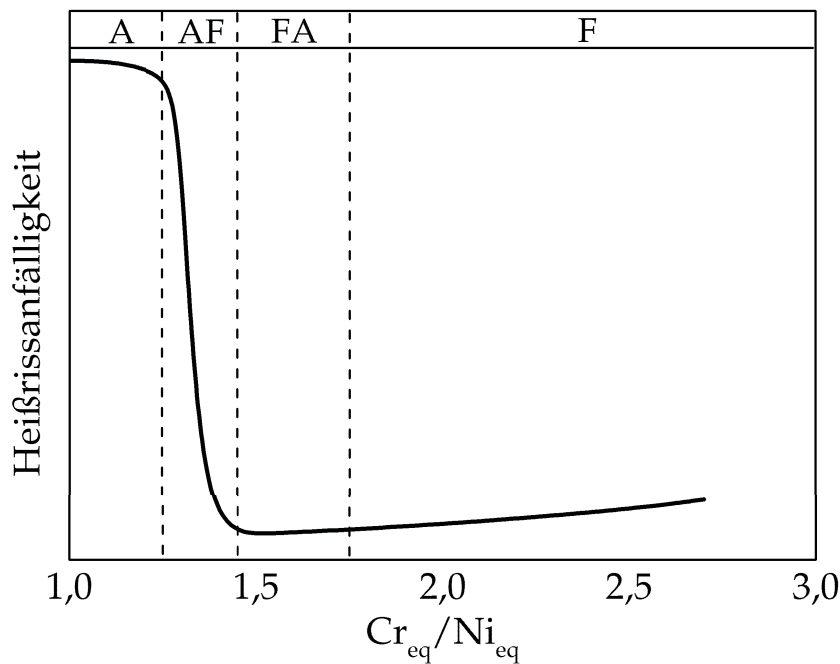


Abbildung 2.12: Schematische Darstellung der Heißrissanfälligkeit in Abhängigkeit des Verhältnisses $\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}}$ nach [49]. Legierungen, die primär austenitisch (A) erstarren, zeigen im Vergleich zu primär ferritisch (F) erstarrenden Werkstoffen eine deutlich höhere Heißrissanfälligkeit.

2.3.2.2 Schweißspezifische Einflussgrößen

Die Schweißbedingungen haben maßgeblichen Einfluss auf die Heißrissneigung des Schweißguts [49]. Vor allem sind hier Schweißparameter wie die Lichtbogen-spannung U , der Schweißstrom I und die Schweißgeschwindigkeit v_S zu nennen. Diese Größen werden in der Streckenenergie E_S zusammengefasst:

$$E_S = \frac{U \cdot I}{v_S} \quad (2.2)$$

Die Streckenenergie beschreibt die thermische Energie, die der Schweißnaht zugeführt wird und beeinflusst vor allem die Abkühlgeschwindigkeit und die Schmelzbadgeometrie während eines Schweißprozesses. Auf diese zwei Parameter und deren Auswirkungen auf die Heißrissanfälligkeit wird im Folgenden näher eingegangen.

Abkühlgeschwindigkeit

Eine geringe Streckenenergie hat eine schnelle und eine hohe Streckenenergie eine langsame Abkühlgeschwindigkeit des Schweißgutes zur Folge. Eine schnelle Abkühlung, zum Beispiel in Folge einer hohen Schweißgeschwindigkeit, kann dazu führen, dass der Konzentrationsausgleich aufgrund von Diffusion unvollständig, beziehungsweise gar nicht abläuft [71]. Hierdurch wird die Bildung niedrigschmelzender Phasen begünstigt, so dass die Erstarrung des Schweißgutes, im Vergleich zu einer langsamen Abkühlung erst bei niedrigeren Temperaturen beendet ist und die Schweißnaht eine höhere Erstarrungsrisse neigung aufweist, als dies bei einer langsamen Abkühlung der Fall wäre [72], [73].

Zusätzlich bildet sich in der Schmelze vor der Erstarrungsfront ein Konzentrationsprofil C_L aus, welches in diesem Bereich die Liquidustemperatur der Schmelze herabsetzt (Abbildung 2.13). Die Darstellung zeigt, dass bei geringen Abkühlgeschwindigkeiten ein geringer Temperaturgradient $G = \frac{dT_{real}}{dx}$ der real vorliegenden Temperatur T_{real} entlang der x-Achse vorliegt, so dass im schraffiert dargestellten Bereich T_{real} kleiner als die lokale Liquidustemperatur $T_{liq}(C_L)$ ist [74]. Diese konstitutionell unterkühlten Bereiche mit erstarrungsrisseanfälliger Mikrostruktur werden im Englischen *Mushy Zone* genannt. Die hohe Erstarrungsrissempfindlichkeit der *Mushy Zone* ist auf das dendritische Kristallwachstum in diesen thermodynamisch instabilen Bereichen zurückzuführen. Auf Grund der

starken Konzentrationsgefälle wird die Bildung von niedrigschmelzenden Phasen im interdendritischen Raum begünstigt. Je geringer die Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze, desto kleiner ist der Temperaturgradient G und die lokale Ausdehnung der *Mushy Zonen* nimmt zu.

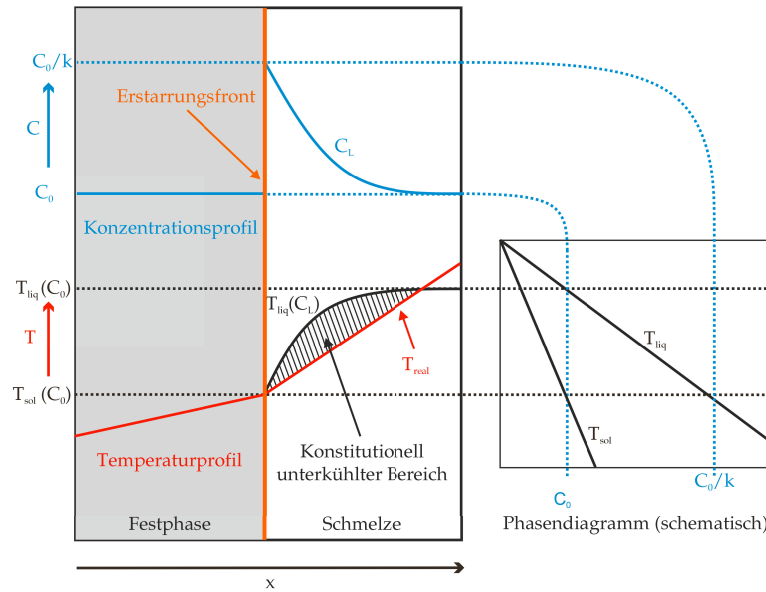


Abbildung 2.13: Konstitutionelle Unterkühlung vor der Erstarrungsfront nach [74]. Da in diesem Bereich $T_{real} < T_{liq}(C_L)$ ist, bilden sich heiß-rissanfällige „Mushy zones“ aus.

Schmelzbadgeometrie und Kristallisationsrichtung

Grundsätzlich lassen sich zwei Schmelzbadgeometrien unterscheiden: Elliptisch und tropfenförmig. Welche Geometrie sich während eines Schweißprozesses ausprägt, ist vor allem von der Streckenenergie und dem Wärmefluss während der Abkühlung abhängig. Elliptische Schmelzbadgeometrien bilden sich üblicherweise bei hohem Wärmeeintrag, bei geringen Schweißgeschwindigkeiten und Materialien mit guter Wärmeleitung aus [49]. Im Gegensatz hierzu werden bei niedrigem Wärmeeintrag, bei hohen Schweißgeschwindigkeiten und bei Materialien mit schlechter Wärmeleitung eher tropfenförmige Schmelzbäder beobachtet. Die Kristallisationsrichtung verläuft dabei orthogonal zur Erstarrungsfront (Abbildung 2.14 a). Die Kristallisationsgeschwindigkeit v_{krist} für einen beliebigen Ort

entlang der Querachse kann mit folgender Gleichung für ein elliptisches Schmelzbad näherungsweise berechnet werden [49]:

$$v_{krist} = v_S \cdot \cos \beta. \quad (2.3)$$

Dabei ist β der Winkel zwischen Kristallisationsrichtung und Längsachse der Schweißnaht. Im Bereich der Schweißnahtmitte gilt $v_{krist} = v_S$ und an der Schmelzlinie ist $v_{krist} = 0$. Eine schnelle Kristallisationsgeschwindigkeit erhöht die Heißrissresistenz einer Schweißnaht, da die Diffusion von Elementen, die niedrigschmelzende Phasen begünstigen, weniger stark ausgeprägt ist [73].

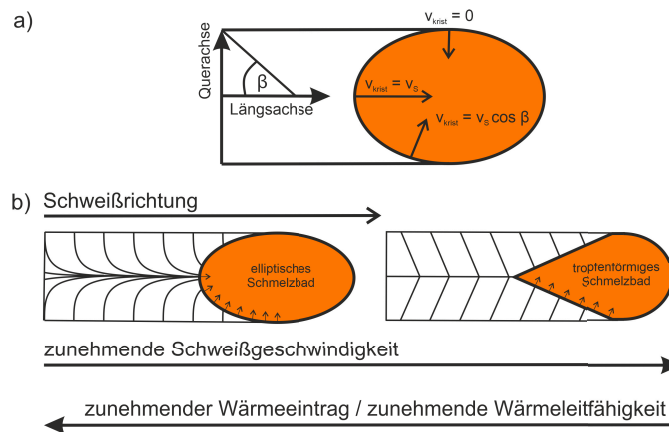


Abbildung 2.14: 2D Darstellung der elliptischen Schmelzbadgeometrie (links) und der tropfenförmigen Schmelzbadgeometrien nach [75]–[77] in der Draufsicht. Mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit bildet sich eher ein tropfenförmiges und mit zunehmendem Wärmeeintrag bzw. zunehmender Wärmeleitfähigkeit bildet sich eher ein elliptisches Schmelzbad aus. Die Kristallisationsrichtung verläuft orthogonal zur Erstarrungsfront.

Abbildung 2.14 b) zeigt schematisch die 2D Darstellung in der Draufsicht für eine elliptische Schmelzbadgeometrie (links) und eine tropfenförmige Schmelzbadgeometrie (rechts). Bei einem elliptischen Schweißbad wachsen die Körner an der Schmelzlinie zunächst senkrecht zur Längsachse. Je geringer der Abstand zur Schweißnahtmitte desto kleiner wird der Winkel zwischen Längsachse und Kristallisationsrichtung bis er an der Mitte der Schweißnaht 0° beträgt. Bei tropfenförmigen Schmelzbadgeometrien ist die Kristallisationsrichtung von der

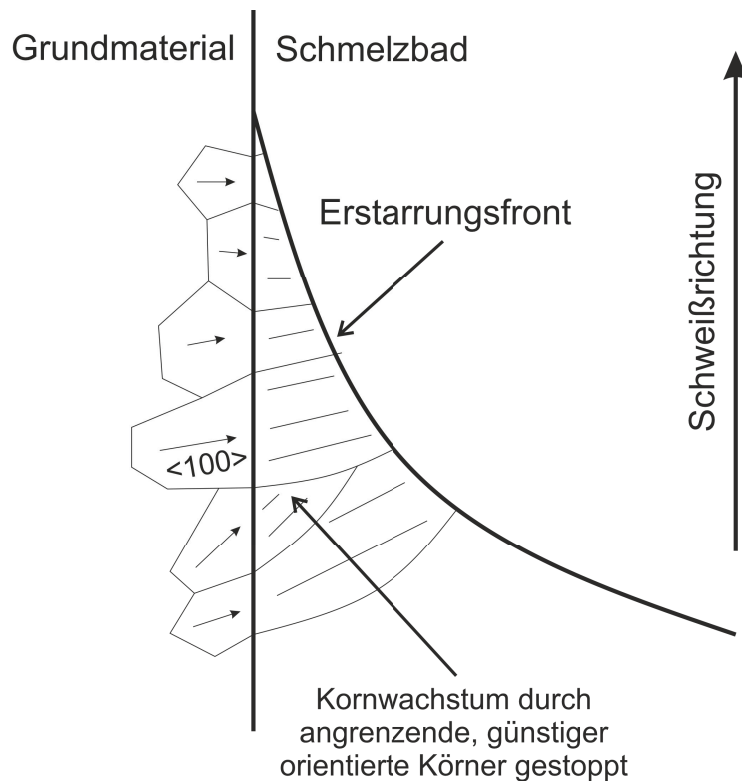


Abbildung 2.15: Schematische 2D Darstellung der epitaktischen Nukleation und dem konkurrierendem Wachstum („competitive growth“) der Körner nach [78].

Schmelzlinie zur Schweißnahtmitte nahezu konstant.

Das Kornwachstum an der Schmelzlinie erfolgt hierbei meist epitaktisch zum umliegenden Grundmaterial. So ist bei den üblicherweise zum Schweißen genutzten kfz und krz Stählen die $\langle 100 \rangle$ Richtung eine so genannte *easy growth direction* [49], [79], [80]. Bei epitaktischer Nukleation kann dies dazu führen, dass der Misfit zwischen *easy growth direction* und Richtung der größten Wärmeabfuhr so groß ist, dass das Wachstum eines Kornes durch benachbarte Körner mit günstigeren Orientierungen gestoppt wird (Abbildung 2.15). Dieses konkurrierende Wachstum (engl. *competitive growth*) führt dazu, dass nicht alle Körner durchgängig bis zur Schweißnahtmitte wachsen, sondern sich bereits vorher gegenseitig aufhalten können. Dies ist vorwiegend bei elliptischen Schmelzbädern ausgeprägt, da sich hier die Kristallisationsrichtung kontinuierlich über die Querachse ändert. Im Gegensatz hierzu findet bei tropfenförmigen Schmelzbädern konkurrierendes

Wachstum weniger häufig statt, da die Kristallisationsrichtung über die gesamte Querachse nahezu konstant ist [49].

Nach [81] ist die Erstarrungsrisseanfälligkeit von der lokalen Krümmung der Erstarrungsfront abhängig. Da diese mit der erstarrungsbedingten Schrumpfrate ROS (engl. Rate of shrinkage) im interdendritischen Raum korreliert (vgl. das ROF/ROS-Modell in Kapitel 2.3.3.1), entstehen Erstarrungsrisse bevorzugt dort im Volumen, wo das Schmelzbad hohe Krümmungen aufweist (Abbildung 2.16).

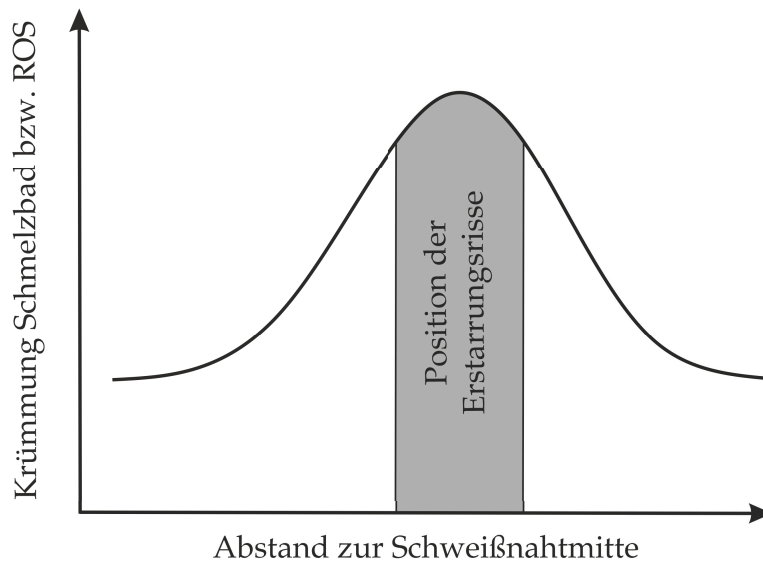


Abbildung 2.16: Krümmung eines Schmelzbades und erstarrungsbedingten Schrumpfrate ROS (engl. Rate of shrinkage) als Funktion des Abstandes zur Schweißnahtmitte. Erstarrungsrisse bilden sich bevorzugt an Positionen mit großen Krümmungen des Schmelzbades, da dort auch große ROS vorliegen [81]

Im Bereich der Schweißnahtmitte treffen die gegenüberliegenden Erstarrungsfronten aufeinander und bilden eine Nahtmittenkorngrenze. Dies ist grundsätzlich ein Bereich hoher Erstarrungsrisseanfälligkeit, da sich hier bevorzugt Elemente anreichern, die niedrigschmelzende Phasen begünstigen. Nach Wang et al. [82] hängt die Heißrissanfälligkeit im hohem Maße vom Winkel β ab, mit dem die gegenüberliegenden Erstarrungsfronten aufeinandertreffen. Je größer β ist, desto heißrissanfälliger ist die Nahtmittenkorngrenze, da die Länge der *Mushy Zone*

zunimmt. Allerdings kann es bei sehr hohen Schweißgeschwindigkeiten zu globaler Erstarrung im Bereich der Schmelzbadmitte kommen, so dass die niedrigschmelzenden Phasen auf ein größeres Volumen verteilt sind und die Neigung zur Bildung von Erstarrungsrissen abnimmt [77].

Im Allgemeinen bilden sich bei elliptischen Schmelzbadgeometrien Erstarrungsrisse eher in Bereichen nahe der Schmelzlinie, da hier v_{krist} klein und die Krümmung des Schmelzbades groß ist. Im Gegensatz dazu werden bei tropfenförmigen Schmelzbadgeometrien eher Erstarrungsrisse nahe der Schweißnahtmitte beobachtet, da hier die gegenüberliegenden Erstarrungsfronten mit einem großen Winkel β aufeinandertreffen [81]. Der Querschnitt der Schweißnaht beeinflusst vor allem die internen Dehnungen, die sich während der Erstarrung durch behinderte Volumenschrumpfung ausbilden. Breite konkave Schweißlagen haben im Vergleich zu schmalen konvexen Schweißlagen einen hohen Einspanngrad [83] und sind deshalb prinzipiell heißbrissanfälliger. Zusätzlich hat das Verhältnis Tiefe zu Breite der einzelnen Schweißlagen Einfluss auf den Einspanngrad. Je geringer das Verhältnis ist, desto kleiner sind die internen Dehnungen und die Heißbrissanfälligkeit nimmt ab [49].

2.3.2.3 Probenpezifische Einflussgrößen

Die probenspezifischen Einflussgrößen, wie z.B. die Probengeometrie, beeinflussen die Heißbrissanfälligkeit des Schweißgutes vorwiegend durch die sich ausbildenden Dehnungen während des Abkühlens [49].

Die Probengeometrie beeinflusst vor allem den Einspanngrad der Schweißnaht. Je größer der Einspanngrad, desto stärker wird die thermische Schrumpfung des abkühlenden Werkstoffes durch das umliegende Grundmaterial behindert. Hierdurch bilden sich höhere Dehnungen im Materialvolumen aus, so dass die Schweißnaht stärker zur Heißbrissbildung neigt. Darüber hinaus beeinflusst die Probengeometrie die Wärmeabfuhr und somit, zusätzlich zu den Schweißparametern, die Abkühlgeschwindigkeit der Schweißnaht während des Schweißprozesses.

2.3.3 Theoretische Ansätze zur Heißrissbildung

Aufgrund der Vielzahl an Einflussfaktoren und den komplexen Wechselwirkungen untereinander ist es unmöglich, die Heißrissempfindlichkeit anhand eines einzigen Faktors zu quantifizieren. Es ist lediglich möglich, eine Aussage über den qualitativen Einfluss auf die Heißrisseigung zu treffen. Aus diesem Grund gibt es unterschiedliche theoretische Modellvorstellungen, die Kriterien definieren, welche erfüllt sein müssen, damit sich Heißrisse bilden können. Dabei werden die Kriterien meist in Form von Parametern angegeben, die entweder empirisch oder rechnerisch bestimmt werden können.

Gemeinsames Merkmal der meisten theoretischen Ansätze ist, dass ein kritisches Temperaturintervall existiert, innerhalb dessen die Bildung von Heißrisen möglich ist. Nach Lippold [49] müssen in diesem Temperaturbereich grundsätzlich zwei Kriterien erfüllt sein, damit Heißrisse entstehen können:

- (i) Es muss eine heißrisseanfällige Mikrostruktur mit schmelzflüssigen Phasen im interkristallinen Raum vorliegen.
- (ii) Es müssen thermisch oder mechanisch induzierte Dehnungen vorhanden sein.

Die meisten in der Literatur aufgeführten Modelle haben eines der beiden Kriterien als Grundlage. Deshalb wird im Folgenden beispielhaft jeweils ein typischer Vertreter dieser beiden Erstarrungsrissskriterien dargestellt. Zusätzlich wird ein Ansatz vorgestellt, welcher beide Kriterien kombiniert:

- **Das Rate of Feeding/ Rate of Shrinkage – Modell (ROF/ROS - Modell)**[84] geht davon aus, dass Erstarrungsrisse entstehen, wenn die erstarrungsbedingte Volumenschrumpfung im interkristallinen Raum nicht mehr durch Schmelzenachfluss kompensiert wird (Kriterium (i)).
- **Das Heißrissskriterium von Prokhorov** [85], [86] beschreibt eine temperaturabhängige Dehnungsfunktion (Kriterium (ii)), die im kritischen Temperaturintervall zu Erstarrungsrisen führt.
- **Das kombinierte Erstarrungsrisssmodell** [87] kombiniert das Rate of Feeding/Rate of Shrinkage – Modell und das Heißrissskriterium von Prokhorov (Kriterium (i)+(ii)).

2.3.3.1 Rate of Feeding/ Rate of Shrinkage – Modell

Das Rate of Feeding/ Rate of Shrinkage - Modell nach Feurer [84] beschreibt die Heißrissbildung mit zwei konkurrierenden Mechanismen. Während dem Erstarrungsprozess einer Schmelze muss die erstarrungsbedingte Volumenschrumpfung (ROS) im interdendritischen Raum durch den nachfließenden Volumenstrom an Schmelze (ROF) ausgeglichen werden (siehe Abbildung 2.17). Mit zunehmender Abkühlung wird der Schmelzenachfluss aufgrund des dichter werdenden Dendritennetzwerkes stärker behindert. Erstarrungsrissbildung tritt dann auf, wenn eine vollständige Kompensation der Volumenschrumpfung durch nachfließende Schmelze nicht mehr stattfindet, so dass gilt:

$$ROF < ROS \quad (2.4)$$

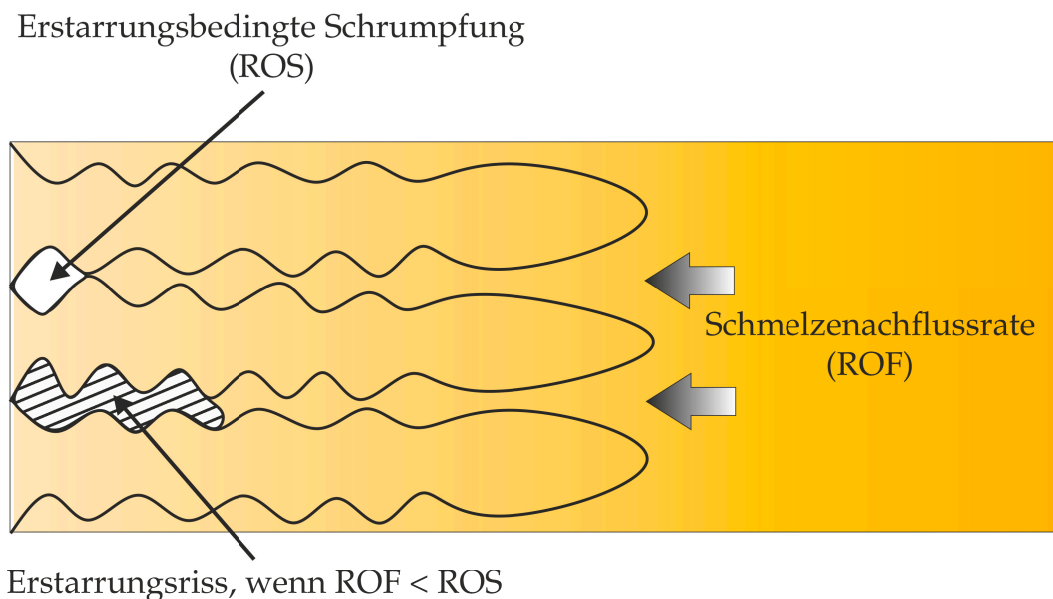


Abbildung 2.17: Rate of Feeding (ROF)/Rate of Shrinkage (ROS) - Modell nach [84]. Die erstarrungsbedingte Volumenschrumpfung muss während des Erstarrungsprozesses durch nachfließende Schmelze ausgeglichen werden. Ist dies nicht der Fall kommt es zur Heißrissbildung

Die Schmelzenachflussrate ROF und die erstarrungsbedingte Schrumpfung ROS können theoretisch berechnet werden [84]. Allerdings hängen die beiden Größen von Parametern, wie der Länge der interdendritischen Bereiche, dem Tortositätsfaktor, dem Kapillardruck oder dem Dendritenarmabstand ab, welche nur unter hohem experimentellen oder numerischen Aufwand zugänglich bestimmt werden können. Die ROF kann dabei durch folgende Gleichung beschrieben werden [88]:

$$ROF = \frac{\partial \ln(V)}{\partial t} = \frac{g_L^2 d_D^2 P_S}{24\pi c^3 \eta L_D^2} \quad (2.5)$$

mit

$$P_S = P_0 + P_c + P_m. \quad (2.6)$$

P_S ist dabei der effektive Nachflussdruck der Schmelze, der sich aus dem Umgebungsdruck P_0 , dem Kapillardruck P_c und dem metallostatischen Druck P_m zusammensetzt. g_L ist der Volumenanteil von Schmelze im Dendritennetzwerk, d_D der sekundäre Dendritenarmabstand, c der Tortositätsfaktor, η die dynamische Viskosität der Schmelze und L_D die Länge des interdendritischen Bereiches. Cross et al. [89] berücksichtigten zusätzlich, dass der Schmelzenachfluss in die interdendritischen Bereiche durch Temperatur- oder Konzentrationsgradienten (Marangoni-Konvektion) entlang der Dendritenachse beeinflusst wird. Hierfür wurde der effektive Nachflussdruck der Schmelze P_S aus Gleichung 2.5 mit dem Druckterm ϕ ergänzt:

$$ROF = \frac{g_L^2 d_D^2 (P_S + \phi)}{24\pi c^3 \eta L_D^2} \quad (2.7)$$

Die durch die Marangoni-Konvektion erzeugte Kraft F_M ($\phi = \frac{F_M}{A_G}$) wirkt aufgrund eines Temperaturgradienten $\frac{\partial T}{\partial x}$ oder Konzentrationsgradienten $\frac{\partial C}{\partial x}$ entlang der Dendritenachse x an der Grenzfläche A_G im interdendritischen Raum und kann mit der Grenzflächenspannung γ durch

$$F_M = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial \gamma}{\partial C} \left(\frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad (2.8)$$

beschrieben werden. Aus Gleichung 2.8 wird deutlich, dass der Temperaturgradient $\frac{\partial T}{\partial x}$ entlang der Dendritenachse Einfluss auf den Schmelzenachfluss hat. Während dem Schweißprozess hat eine langsame Abkühlung eine niedrige Marangonikraft und eine schnelle Abkühlung eine große Marangonikraft zur Folge. Zusätzlich wird die Größe der interdendritischen Bereiche, welche über den Parameter L_D in Gleichung 2.7 eingehen, durch den Temperaturgradienten beeinflusst. Je kleiner der Temperaturgradient ist, desto größer ist der Parameter L_D .

Aus Gleichung 2.8 folgt, dass die Richtung der wirkenden Kraft F_M bzw. ϕ aus Gleichung 2.7 von den Vorzeichen der Terme $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ und $\frac{\partial \gamma}{\partial C}$ abhängen. Bei positivem Vorzeichen wirkt F_M in Richtung der interdendritischen Bereiche hinein und erhöht den Nachflussdruck der Schmelze und somit auch ROF. Bei negativem Vorzeichen wirkt die Kraft der ROF entgegen und die Bildung von Heißrissen wird begünstigt.

Dabei hat sich gezeigt, dass die chemische Zusammensetzung der Schmelze im interdendritischen Raum Einfluss auf das Vorzeichen von $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ hat. So beschreiben beispielsweise Heiple et al. [76] den Einfluss des Schwefelgehaltes von Stählen auf $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$. Dabei hat ein niedriger Schwefelgehalt $\frac{\partial \gamma}{\partial T} > 0$ und ein hoher Schwefelgehalt $\frac{\partial \gamma}{\partial T} < 0$ zur Folge, so dass ein Stahl mit niedrigem Schwefelgehalt weniger heißrissanfällig ist.

Für die erstarrungsbedingte Schrumpfung ROS bei einer gegebenen Temperatur im Zweiphasengebiet (Schmelze + feste Phase) gilt für binäre Legierungssysteme (A,B) folgender Zusammenhang:

$$ROS = \frac{\partial \ln(V)}{\partial t} = \frac{(\rho_0 - \rho_S + akC_{B,L})\tau g_L^{(2-k)}}{\rho(1-k)m_L C_{B,0}} \quad (2.9)$$

und

$$\rho = \rho_L g_L + \rho_S(1 - g_L). \quad (2.10)$$

Dabei ist ρ die mittlere Dichte, ρ_L die Dichte der Schmelze, ρ_0 die Dichte der Schmelze bei Schmelztemperatur, ρ_S die Dichte der festen Phase, a der Anteil an Schmelze, $C_{B,L}$ die Konzentration von Komponente B in der Schmelze, $C_{B,0}$ die Konzentration von Komponente B in der Legierung, τ die durchschnittliche

Abkühlrate während der Erstarrung, k der Verteilungskoeffizient aus dem binären Phasendiagramm ($k = C_{B,S}/C_{B,L}$) und m_L die Steigung der Liquiduslinie bei der Konzentration $C_{B,L}$.

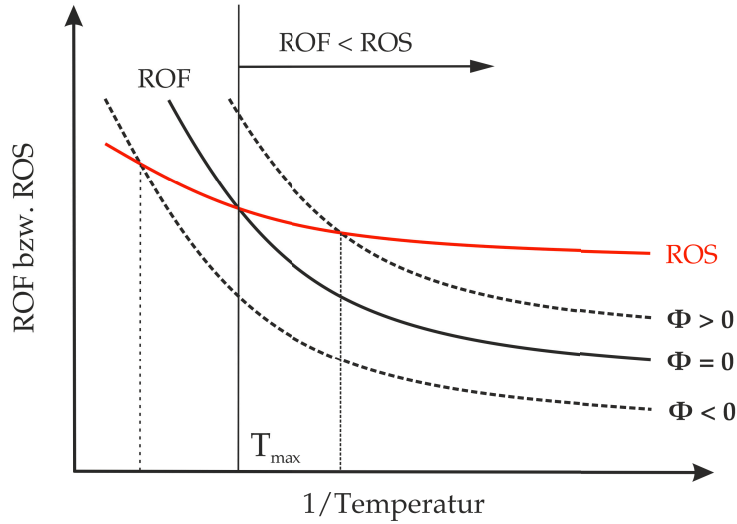


Abbildung 2.18: Zusammenhang zwischen ROF bzw. ROS über $\frac{1}{\text{Temperatur}}$ nach [90]. Unterhalb T_{max} ist Erstarrungsrissbildung möglich, da $ROF < ROS$. Der aus den Marangonikräften resultierende Druck ϕ , erhöht ($\phi < 0$) bzw. verringert ($\phi > 0$) T_{max} .

Abbildung 2.18 zeigt den Verlauf von ROF bzw. ROS während des Abkühlens einer Schweißnaht. Mit sinkender Temperatur ist der Abfall von ROF stärker als von ROS, so dass beide Kurven sich bei der Temperatur T_{max} schneiden. Unterhalb von T_{max} gilt $ROF < ROS$ und Erstarrungsrissbildung ist möglich, da der Schmelzenachfluss zu gering ist, um die erstarrungsbedingte Volumenschrumpfung zu kompensieren. Zusätzlich ist der Einfluss der Marangonikräfte auf ROF dargestellt. Für $\phi > 0$ wird der Schmelzenachfluss in den interdendritischen Raum begünstigt, so dass die Heißrissbildung erst bei einem niedrigerem T_{max} möglich ist. Für $\phi < 0$ ist der Schmelzenachfluss geringer, so dass sich Heißrisse bereits bei höheren Temperaturen bilden können.

Es ist folglich theoretisch möglich, die mikrostrukturellen Vorgänge im interkristallinen Raum, die zur Bildung von Heißrisen führen zu beschreiben. Allerdings sind in der Realität einige der benötigten Parameter experimentell schwer

zugänglich, so dass die Berechnung der Heißrissanfälligkeit mit den beschriebenen Gleichungen in der Praxis üblicherweise nicht erfolgt.

2.3.3.2 Heißbrisskriterium von Prokhorov

Das von Prokhorov [85], [86] beschriebene thermomechanische Modell zur Heißrissentstehung geht davon aus, dass ein werkstoffspezifischer heißbrisskritischer Temperaturbereich existiert. Dieser wird als Temperaturintervall der Sprödigkeit BTR (engl. Brittleness-Temperature-Range) bezeichnet. Das BTR beginnt unterhalb der Liquidustemperatur bei $T_{BTR,max}$ und erstreckt sich bis $T_{BTR,min}$ unterhalb der Solidustemperatur (Abbildung 2.19). Innerhalb des BTR ist nach Prokhorov das Verformungsvermögen signifikant klein und der Werkstoff verhält sich spröde. Zusätzlich muss eine kritische Dehnung überschritten werden, damit sich Heißrisse bilden können. Die kritische Dehnung ist werkstoffspezifisch und wird von Prokhorov als temperaturabhängige Funktion $P(T)$ definiert, die im Temperaturintervall des BTR existent ist. Im Gegensatz zu dem zuvor vorgestellten (ROF)/(ROS)-Modell ist dies ein vergleichsweise einfacher Ansatz, da die Parameter BTR und $P(T)$ bei Kenntnis der Temperatur- und Dehnungsverteilung prinzipiell experimentell zugänglich sind.

Die im Material wirkenden Dehnungen sind entweder extern (ε_{ext}), zum Beispiel durch mechanische Beanspruchung der Probe oder intern (ε_{int}), zum Beispiel durch behinderte Volumenschrumpfung bedingt. Während des Abkühlens der Schweißnaht nehmen die Dehnungen nach Prokhorov mit sinkender Temperatur näherungsweise linear zu. Ist die Gesamtdehnung $\varepsilon_{ges} = \varepsilon_{ext} + \varepsilon_{int}$ im Bereich des BTR größer als die kritische Dehnung kommt es zur Bildung von Heißrisen. Ist die Gesamtdehnung ε_{ges} kleiner als $P(T)$, wird die Differenz zwischen der minimalen kritischen Dehnung P_{min} und ε_{ges} als technologische Sicherheit ε_{red} bezeichnet.

Da der von Prokhorov geprägte Begriff „spröde“ im Zusammenhang eines stark erwärmten Werkstoffes nach Wolf [87] als kritisch anzusehen ist und leicht zu Missverständnissen führen kann, wird im Folgenden der Begriff Erstarrungsrisse-kritisches Temperaturintervall (ETI) verwendet. Dieses wird durch die Maximaltemperatur $T_{ETI,max}$ und die Minimaltemperatur $T_{ETI,min}$ begrenzt.

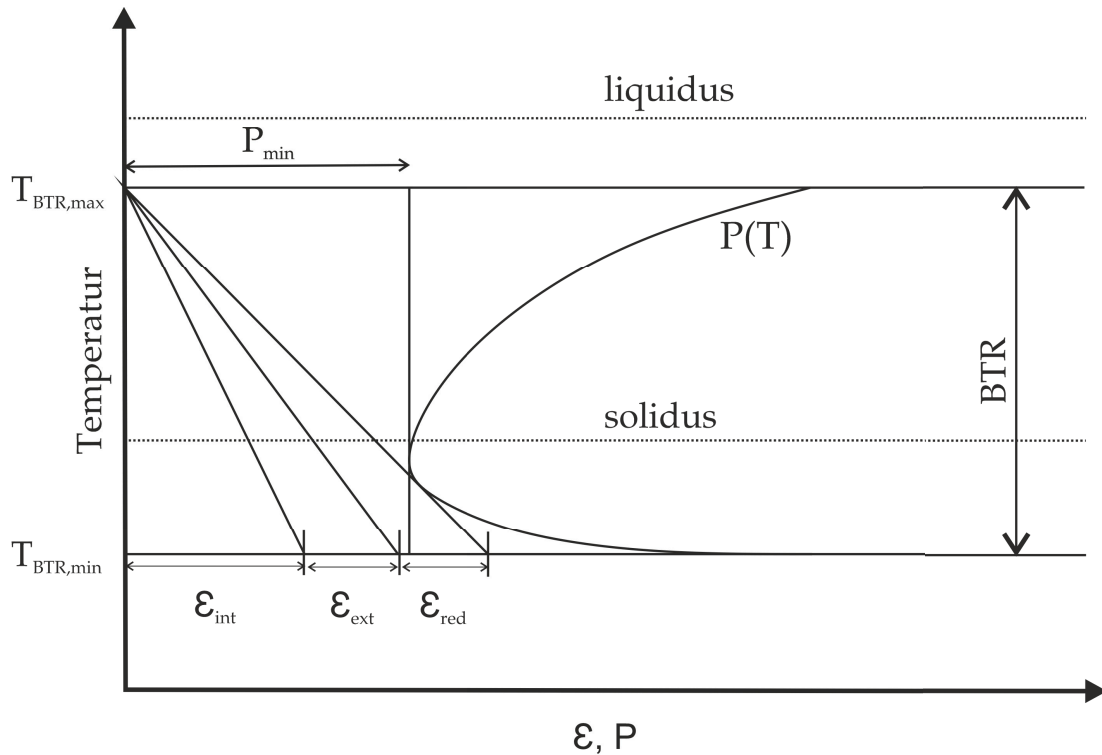


Abbildung 2.19: Heißrisskriterium nach Prokhorov [91]. Die Gesamtdehnung $\varepsilon_{ges} = \varepsilon_{ext} + \varepsilon_{int}$ muss größer als die kritische Dehnung $P(T)$ sein, damit sich Heißrisse im heißrisskritischen Temperaturintervall BTR bilden können. Ist ε_{ges} kleiner als $P(T)$ wird die Differenz zwischen P_{min} und ε_{ges} als technologische Sicherheit ε_{red} bezeichnet

2.3.3.3 Kombiniertes Erstarrungsrisssmodell

Die Erstarrungsrisssbildung wird durch die zwei vorgestellten Modelle nur unvollständig beschrieben. Prokhorov definiert beispielsweise einen Temperaturbereich der Sprödigkeit in dem die Erstarrungsrisssbildung prinzipiell möglich ist. Jedoch wird auf die tatsächlichen Ursachen, die zur Bildung des ETI führen nicht näher eingegangen. Auch die kritische Dehnung $P(T)$ wird nach Prokhorov lediglich qualitativ beschrieben. Beim ROF/ROS-Modell werden hingegen die mikrostrukturellen Vorgänge, die zur Heißrisssbildung und zur heißrisskritischen Maximaltemperatur führen beschrieben. Allerdings werden Dehnungen nicht berücksichtigt und es wird auch kein kritischer Temperaturbereich definiert.

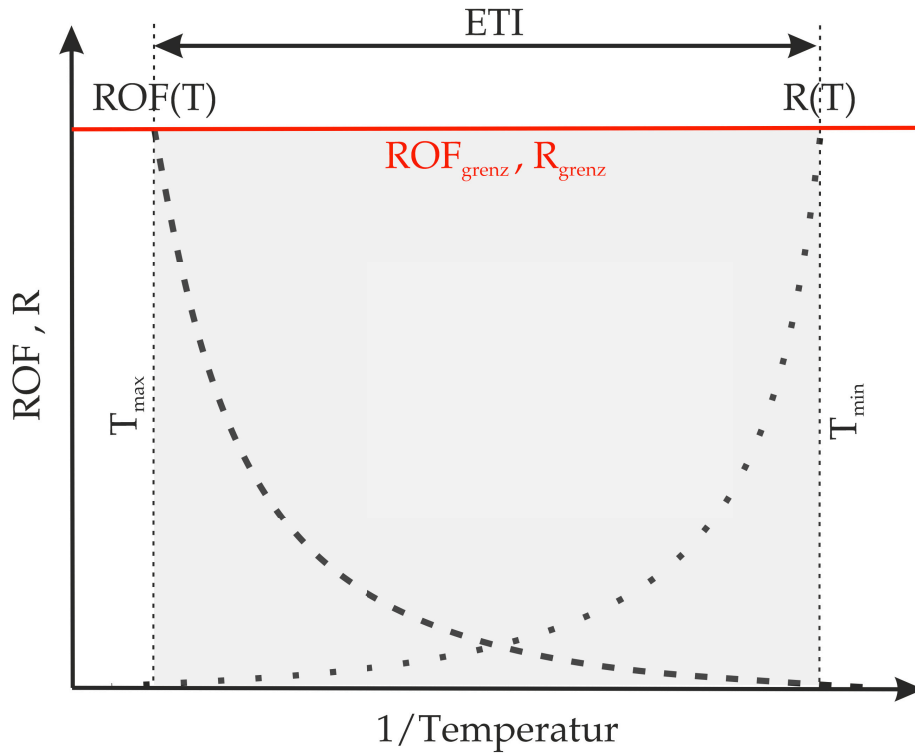


Abbildung 2.20: Kombiniertes Erstarrungsrisssmodell nach [84], [85], [87]. Mit zunehmender Abkühlung finden zwei gegenläufige Prozesse statt: Die $ROF(T)$ wird mit sinkender Temperatur immer weiter behindert, so dass bei $T_{ETI,max}$ gilt: $ROF_{grenz} = ROS$. Allerdings erhöht sich gleichzeitig die Festigkeit $R(T)$ der interdendritischen Bereiche. Bei $T_{ETI,min}$ gilt $R = R_{grenz}$. Ab hier ist die Festigkeit der interdendritischen Bereiche so hoch, dass keine Erstarrungsrisse mehr entstehen können.

Um das Zustandekommen des ETI und den qualitativen Verlauf von $P(T)$ zu erklären, wurde von Wolf [87] das ROF/ROS -Modell mit dem Heißrissskriterium nach Prokhorov kombiniert. Dieses kombinierte Erstarrungsrisssmodell ist in Abbildung 2.20 dargestellt. Wie im ROF/ROS -Modell beschrieben, ist die Erstarrungsrisssbildung ab einer oberen Grenztemperatur $T_{ETI,max}$ möglich, bei der die Dendriten soweit zusammengewachsen sind, dass gilt: $ROF_{grenz} = ROS$. Unterhalb von $T_{ETI,max}$ wird der Schmelzenachfluss zunehmend behindert, so dass ROF stetig abnimmt.

Gleichzeitig erhöht sich mit zunehmender Abkühlung jedoch die Festigkeit R der interdendritischen Bereiche. Bei Unterschreiten von $T_{ETI,min}$ hat die Festig-

keit einen kritischen Wert R_{krit} überschritten, ab dem keine Erstarrungsrisse mehr entstehen können. Diese zwei gegenläufigen Prozesse erklären den qualitativen Verlauf der kritischen Dehnung $P(T)$ aus dem Heißbrisskriterium nach Prokhorov (siehe Abbildung 2.19). Bei hohen Temperaturen knapp unterhalb von $T_{ETI,max}$ überwiegt zunächst der Effekt des behinderten Schmelzenachflusses (ROF). In diesem Bereich nimmt $P(T)$ mit fallender Temperatur bis zur minimalen kritischen Dehnung P_{min} ab. Bei Temperaturen unterhalb von P_{min} ist hingegen die Festigkeit R der dominierende Mechanismus, so dass $P(T)$ bis zur Grenztemperatur $T_{ETI,min}$ stetig ansteigt.

2.3.4 Experimentelle Ansätze zur Ermittlung der Heißbrissresistenz

In den vorangegangenen Kapiteln hat sich gezeigt, dass die Vorhersage der Heißrissanfälligkeit anhand der gängigen theoretischen Ansätze schwierig ist, da diese als idealisierte Modellvorstellungen anzusehen sind und lediglich Teilaspekte berücksichtigen. Zusätzlich ist es oft schwierig, die benötigten Parameter für die heißbrissauslösenden Mechanismen zu bestimmen.

Um dennoch das Heißbrissverhalten von Werkstoffen und den Einfluss unterschiedlicher Schweißparameter oder Schweißverfahren qualitativ auf die Heißbrissempfindlichkeit bewerten zu können, wurde eine Vielzahl unterschiedlicher Heißbrisstests für definierte Probengeometrien und Beanspruchungen entwickelt. Die für die Rissbildung benötigten Dehnungen können dabei entweder eigenbeansprucht oder fremdbeansprucht erzeugt werden.

Eigenbeanspruchte [92]–[95] Heißbrisstests werden hauptsächlich angewendet, um die materialspezifische Heißrissanfälligkeit unterschiedlicher Schweißzusatzwerkstoffe zu evaluieren und sind mit geringem Aufwand durchführbar [1]. Die zur Bildung von Heißrissen benötigte Dehnung entsteht hierbei während des Abkühlens der Schweißnaht durch den Einspanngrad der Probe (Probengeometrie oder äußere Einspannung). Jedoch lassen sich die im Material wirkenden Beanspruchungen nicht oder nur sehr schwer quantifizieren und können abhängig vom verwendeten Schweißzusatzwerkstoff variieren.

Im Gegensatz hierzu erfolgt bei fremdbeanspruchenden Heißbrisstests [96]–[98] die Beanspruchung extern durch z.B. eine hydraulische Vorrichtung, welche die Probe während des Schweißprozesses definiert auf Zug, Biegung oder Scherung belastet. Durch eine gezielte Variation der mechanischen Beanspruchung kann der Einfluss

unterschiedlicher Dehnungen oder Dehnraten auf die Heißrissanfälligkeit untersucht werden. Da die externen Beanspruchungen um ein vielfaches größer sind, als die internen, wird davon ausgegangen, dass die extern aufgebrachten Dehnungen den tatsächlich im Probenvolumen wirkenden Dehnungen entsprechen. Zusätzlicher Vorteil ist, dass aufgrund der hohen Belastungen große Risse entstehen, welche im Vergleich zu den verhältnismäßig kleinen Rissen aus eigenbeanspruchten Tests besser analysiert werden können. Eine ausführliche Übersicht der gängigsten Heißrisstests ist in Kannengießer et al. [1] zu finden.

Die Auswertung der Testergebnisse erfolgt meist rein qualitativ in Form von Ranglisten, bei denen einzelne Einflussgrößen, wie beispielsweise der Schweißzusatzwerkstoff oder die Schweißparameter, zueinander in Relation gesetzt werden. Aus diesem Grund können die Testergebnisse üblicherweise nicht auf die in den Heißrissbildungstheorien formulierten universellen Risskriterien übertragen werden.

Beim Vareststraint Heißrisstests, bei dem während des Schweißprozesses die Probe definiert beansprucht wird, damit sich Heißrisse bilden, gab es zwar erste Ansätze den erstarrungsrisskritischen Temperaturbereich (ETI) nach Prokhorov zu bestimmen [99]. Über die, nach dem Modell von Prokhorov zusätzlich für eine vollständige Beschreibung der Heißrissanfälligkeit benötigten kritischen Dehnungsfunktion kann bisher keine Aussage getroffen werden.

Die weiterentwickelte Variante des Vareststraint Tests, der international standardisierte Modifizierte Vareststraint Transvareststraint (MVT) Test ist zur Bestimmung dieser erweiterten Risskriterien prädestiniert. Einerseits können bei diesem Prüfverfahren die Prozessparameter und Randbedingungen in einem breiten Spektrum variiert werden, andererseits nehmen die rissauslösenden Dehnungen aufgrund der Biegung in der Theorie linear mit der Einschweißtiefe ab, so dass der Einfluss der Verformung auf die Heißrissbildung näher untersucht werden kann. Aus diesem Grund wird im Folgenden Kapitel der MVT-Test detailliert vorgestellt.

2.3.4.1 MVT-Test

Der von der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) entwickelte Modifizierte Vareststraint Transvareststraint Test (MVT-Test) [100] basiert auf dem Vareststraint-Test von Savage und Lundin [96] und dem Transvareststraint-Test

von McKewon [97]. Bei diesen fremdbeanspruchten Heißrisstests wird eine Biegebeanspruchung längs (Varestraint) oder quer (Transvarestraint) zur Schweißrichtung aufgebracht. Realisiert wird dies, indem die Probe während des Schweißprozesses zu einem definierten Zeitpunkt um einen Radius gebogen wird. Nach dem Heißrissekriterium von Prokhorov bilden sich die Heißrisse während des Biegevorganges lokal dort, wo die kritische Dehnung im ETI überschritten wird. Aus diesem Grund ist die Bildung von Heißrissen auf ein kleines Werkstoffvolumen begrenzt. Aufgrund der Biegung entstehen die Heißrisse bevorzugt an der Probenoberfläche, verlaufen aber zusätzlich auch im Schweißnahtvolumen und bilden ein 3D Heißrisnetzwerk aus. Die anschließende standardisierte Auswertung der Heißrisse erfolgt jedoch lediglich an der Probenoberfläche mit einem Lichtmikroskop bei 25-facher Vergrößerung im Hinblick auf kumulierte Gesamtrisslänge, maximale Risslänge, Heißrisanzahl oder minimale Dehnung, bei der Heißrisse entstehen. Im Varestraint Test wird meist die kumulierte Gesamtrisslänge als Bewertungsgrundlage für die Heißrisneigung herangezogen, so dass hierbei alle drei Heißrisarten (ER, WAR und DDC in Abbildung 2.10) berücksichtigt werden. Beim Transvarestraint Test werden lediglich ER in Betracht gezogen, da sich aufgrund der Belastungsrichtung bevorzugt Mittenrisse ausbilden, deren Länge häufig als Maß für die Heißrisanfälligkeit des untersuchten Schweißzusatzwerkstoffes verwendet wird. Ist die Temperaturverteilung der Schweißnahtmittellinie während des Biegevorganges bekannt, kann das ETI aus der Länge des Mittenrisses ermittelt werden [101], [102].

Großer Vorteil des MVT-Test gegenüber dem ursprünglichen Varestraint und Transvarestraint Tests ist, dass sowohl Varestraint als auch Transvarestraint Heißrisstests durchgeführt werden können. Der Test ist über die ISO TR 17641-3 [103] international standardisiert um das Heißrisverhalten von Schweißzusatzwerkstoffen zu charakterisieren. Für die MVT-Prüfung werden quaderförmige Proben ($100 \times 40 \times 10 \text{ mm}^3$) mit einer U-Nut verwendet. Um ein Vermischen des Schweißzusatzwerkstoffes mit dem Grundmaterial während des MVT-Versuchs zu vermeiden, wird die U-Nut zunächst mittels eines Metallaktivgas (MAG) Schweißprozesses mehrlagig aufgefüllt. Im anschließenden MVT-Test wird der eingebrachte Schweißzusatzwerkstoff mittels eines Wolframinertgas (WIG) Schweißprozesses aufgeschmolzen. Sobald der Schweißbrenner die Probenmitte erreicht, wird die Probe mit definierter Geschwindigkeit über die Matritze gebogen. Die Ober-

flächendehnung ε_s der Probe kann mit dem Matrizenradius r_M und der Probenhöhe $h = 10 \text{ mm}$ näherungsweise mit

$$\varepsilon_s \approx \frac{100 \cdot h}{2 \cdot r_M} \quad (2.11)$$

berechnet werden. Je nach Testmodus kann die Matritze dabei entweder längs oder quer zur Schweißrichtung eingebaut werden (Abbildung 2.21). So ergibt sich während des Biegevorganges die zur Heißrissbildung notwendige Überlagerung von kritischer Temperatur und Dehnung. Nach ISO TR 17641-3 werden beim Vareststraint Test für eine Versuchsreihe sechs Proben benötigt. Bei definierter Biegegeschwindigkeit werden die Versuche üblicherweise bei zwei Streckenenergien ($E_S = 7,5$ und $14,5 \text{ kJ/cm}$) und drei unterschiedlichen Oberflächendehnungen ($0\% > \varepsilon_s > 1\%$, $1\% > \varepsilon_s > 2\%$, $2\% < \varepsilon_s > 4\%$) durchgeführt [1]. Anschließend wird die kumulative Gesamtrisslänge der Oberflächenrisse ermittelt und als Funktion der Oberflächendehnung in einem so genannten MVT-Diagramm dargestellt. Auf diese Weise wird der untersuchte Schweißzusatzwerkstoff im Weiteren einem der drei empirisch ermittelten Bereiche („heißrissicher“, „zunehmende Heißrisneigung“ und „heißrissgefährdet“) zugeordnet.

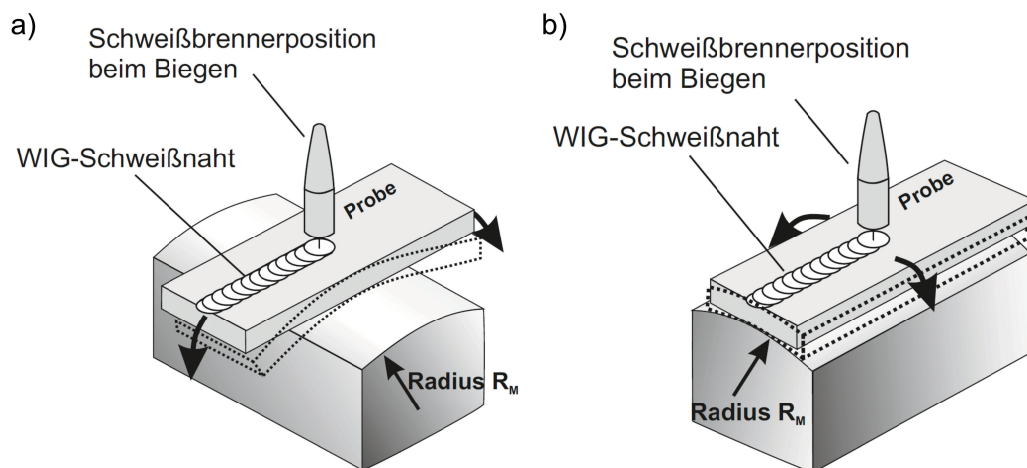


Abbildung 2.21: Schematische Darstellung des MVT-Heißrisstests im Vareststraint Modus (a) und im Transvareststraintmodus (b) [104]

In der Vergangenheit gab es bereits eine Vielzahl an Studien, um den Einfluss der unterschiedlichen Prozessparameter (Streckenenergie, Schweißgeschwindigkeit, Biegegeschwindigkeit und Biegedehnung) zu untersuchen. Während bei der

Biegedehnung grundsätzlich Einigkeit darüber herrscht, dass eine höhere Biegedehnung zu einem höheren Heißrissaufkommen führt [49], [96], können bei den anderen Schweißparametern teilweise widersprüchliche Angaben über deren Einfluss auf die Bildung von Heißrissen gefunden werden. Vor allem die Schweißgeschwindigkeit wird als komplexer Parameter beschrieben [105], [106], der die Heißrissneigung sowohl erhöhen [107] als auch verringern [72] kann. Bei der Biegegeschwindigkeit wird in einigen Studien kein bzw. nur ein geringer Einfluss auf die Heißrissbildung festgestellt [106], wohingegen in anderen Veröffentlichungen von einem signifikanten Einfluss berichtet wird [87].

2.4 Fazit zum Kenntnisstand und Zielsetzung der Arbeit

Grundsätzlich hat sich im dargelegten Kenntnisstand gezeigt, dass LTT-Schweißzusatzwerkstoffe geeignet sind, die schweißbedingten Zugeigenspannungen beim Schweißen von hochfesten Stählen zu reduzieren. Allerdings hat sich auch gezeigt, dass die Legierungszusammensetzung des Systems LTT eine hohe Heißrissempfindlichkeit aufweisen kann. Hierzu gibt es in der Literatur bislang jedoch noch keine systematischen Untersuchungen.

Es hat sich gezeigt, dass die Einflüsse, welche zur Bildung eines Heißrisses führen, vielfältig sind und zusätzlich untereinander in komplexer Wechselwirkung stehen. Folglich kann die hohe Heißrissensibilität der LTT-Legierungen nicht anhand eines einzelnen Faktors festgemacht werden. Vielmehr müssen alle Einflussfaktoren in ihrer Gesamtheit berücksichtigt werden.

Aus diesem Grund werden von theoretischen Modellen unterschiedliche Kriterien definiert, welche erfüllt sein müssen, damit sich ein Heißriss bildet. Dabei ist eine rechnerische Ermittlung dieser Kriterien in der Theorie teilweise möglich (ROF/ROS-Modell). Die zur Berechnung benötigten Parameter sind jedoch oft schwer zu bestimmen, so dass die Beschreibung der Heißrissanfälligkeit anhand des ROF/ROS-Modells in der Praxis bislang nicht möglich ist. Beim Heißrisskriterium von Prokhorov gab es dagegen bereits erste Ansätze, aus den ermittelten Risslängen auf die Ausdehnung der werkstoffspezifischen Kenngröße ETI zu schließen. Allerdings beschreibt das ETI die Heißrissanfälligkeit nach dem Heißrisskriterium von Prokhorov nicht vollständig. Ein weiterer wichtiger Parameter ist hierbei die minimale kritische Dehnung P_{min} und der Verlauf der kritischen

Dehnungsfunktion $P(T)$.

Um das Heißrissverhalten von Werkstoffen und den Einfluss von unterschiedlichen Schweißverfahren und Schweißparametern bewerten zu können, wurden in der Vergangenheit eine Vielzahl unterschiedlicher Heißrisstests entwickelt. Der weltweit am weitesten verbreitete Heißrisstest ist der Varestraint Test, welcher von der BAM zum MVT-Tests weiterentwickelt wurde. Als Heißrisskriterium dienen hierbei die kumulierten oder maximalen Heißrisslängen an der Schweißnahtoberfläche. Damit ist es möglich, qualitative Ranglisten aufzustellen, mit denen der relative Einfluss des verwendeten Schweißzusatzwerkstoffs auf die Heißrissanfälligkeit bewertet werden kann. Allerdings ist die Vergleichbarkeit der untersuchten Werkstoffe nur bei gleichen Prozessparametern und Randbedingungen gewährleistet, da die im MVT-Test ermittelte Heißrissneigung nicht allein vom Werkstoff sondern auch in hohem Maße von den gewählten Prozessparametern abhängt. Zusätzlich bilden sich die Heißrisse im Schweißnahtvolumen aus, so dass mittels der Standardauswertung auf Basis von Oberflächeninformationen nicht das vollständige Potential des Heißrisstests ausgeschöpft wird. Aus diesem Grund erscheint die Weiterentwicklung des MVT-Tests im Hinblick auf eine tomografische Mess- und Auswertestrategie, mit der das gesamte 3D Heißrissnetzwerk im Materialvolumen berücksichtigt werden kann, sinnvoll. Das übergeordnete Ziel dieser Arbeit ist es, mit Hilfe tomografischer Methoden anhand von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen den MVT-Test sinnvoll zu erweitern, um eine umfassendere Heißrissbewertung unter Berücksichtigung des gesamten Werkstoffvolumens durchführen zu können. Dabei lassen sich folgende Fragen bzw. Problemstellungen ableiten:

- Gibt es einen Mehrwert bei der Berücksichtigung des gesamten 3D Heißrissnetzwerkes?
- Können aus den 3D Heißrissnetzwerken sinnvolle Kennwerte abgeleitet werden, mit denen sich die Heißrissneigung eines Werkstoffes nach dem Heißrisskriterium von Prokhorov beschreiben lässt?
- Welchen Einfluss hat die Legierungszusammensetzung des Systems LTT auf die neu erarbeiteten Kenngrößen zur Beschreibung der Heißrissanfälligkeit?

Um diese Fragen zu beantworten, lassen sich die einzelnen Arbeitsschritte wie folgt gliedern:

- **Entwicklung einer Methodik zur Heißrissanalyse im Probenvolumen.**

Zunächst soll mittels Röntgen Mikro-Computertomographie (μ CT) und geeigneter Bildbearbeitungsroutinen eine Mess- und Auswertestrategie entwickelt werden, um die 3D Heißrissnetzwerke im Probenvolumen statistisch und quantitativ analysieren zu können.

- **Bewertung der erarbeiteten Auswertestrategie im Hinblick auf die Detektierbarkeit von Heißrissen im Probenvolumen**

Aufbauend auf der entwickelten Mess- und Auswertestrategie sollen die Unsicherheiten und Fehler bei der statistischen und quantitativen Auswertung ermittelt werden. Hierfür muss zunächst geklärt werden, wie die Segmentierungsparameter für eine aussagekräftige quantitative Analyse zu wählen sind. Dies soll mittels eines komplementären, zerstörenden tomographischen Ansatzes erfolgen. An ausgesuchten Probenzuständen werden metallographische Schnittbilder in definierten Tiefen angefertigt, mit denen die Heißrisse sehr exakt analysiert werden können. Anschließend werden die metallographischen Bilder mit den μ CT-Scans verglichen, um die optimalen Segmentierungsparameter bestimmen und die μ CT Auswertestrategie bewerten zu können.

Damit die MVT-Probe im μ CT analysierbar ist, müssen kleinere Proben herausgetrennt werden. Die Auswirkungen der damit einhergehenden Eigenspannungsrelaxationen auf die Heißrisse und deren Erkennbarkeit im μ CT sind zum aktuellen Zeitpunkt unklar. Zur Bewertung des Effekts des Trennens werden Eigenspannungsanalysen an ungetrennten und getrennten MVT-Proben durchgeführt. Zusätzlich sollen Belastungsversuche an einer Zug/Druck Prüfmaschine im μ CT durchgeführt werden, um den Einfluss definierter Lastspannungen auf die Stabilität des Heißrissnetzwerks zu untersuchen. Durch die Lastspannungen wird dabei gezielt der Einfluss von Eigenspannungen simuliert.

- **Grundlegendes Verständnis der 3D Heißrissentstehung im MVT-Test.**

Ein wesentliches Ziel dieser Arbeit ist es, ein grundlegendes Verständnis der Mechanismen, die zur Ausbildung der Heißrisse im Probenvolumen führen,

zu erlangen. Aufgrund der Verfügbarkeit und der starken Neigung zur Bildung von Heißrissen werden beim LTT-Schweißzusatzwerkstoff Cr8Ni6 die Prozessparameter des MVT-Tests gezielt variiert und die damit verbundenen Auswirkungen auf die Heißrissbildung mittels μ CT und metallographischer Schliffbilder (Lichtmikroskop/Rasterelektronenmikroskop (REM)) analysiert, um zu klären, wie diese Parameter gewählt werden müssen, dass eine aussagekräftige Analyse des Heißrissverhaltens sichergestellt ist.

- **Identifizierung relevanter Parameter zur Beschreibung der Heißrissanfälligkeit eines Werkstoffes und Ermittlung von geeigneten Heißrisskriterien**

Die bisher bewährten Kriterien der kumulierten und maximalen Risslängen an der Schweißnahtoberfläche sollen sinnvoll im Hinblick auf die Heißrissbildungstheorie nach Prokhorov erweitert werden. Grundvoraussetzung hierfür ist das grundlegende Verständnis der Mechanismen, die zur Ausbildung der 3D Heißrissnetzwerke führen (vorherige Teilaufgabe), welches anhand der Legierung Cr8Ni6 erarbeitet wird.

- **Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Heißrissneigung von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen**

Der Einfluss der Legierungszusammensetzung von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen auf die Heißrissbildung soll untersucht werden, um eine sichere Anwendung dieser neuartigen Schweißzusatzwerkstoffe zu gewährleisten. Hierfür werden unterschiedliche Cr/Ni und Cr/Mn LTT-Legierungen mit der an der Cr8Ni6 erarbeiteten Auswertestrategie analysiert. Zusätzlich wird das Schweißgut an einem ausgesuchten Probenzustand hinsichtlich seines Seigerungsverhaltens charakterisiert. Hierfür sollen die interkristallinen Bereiche im Hinblick auf ihre Legierungszusammensetzung mittels lokaler energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) Analysen untersucht werden.

Durch diese systematische Vorgehensweise gelingt es schließlich die Auswertung des MVT-Heißrisstests auf das gesamte Probenvolumen zu erweitern und die Heißrissbildung am Beispiel von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen in Analogie zum Heißrisskriterium von Prokhorov zu bewerten.

3 Versuchsmaterial, Probengeometrien und Probenherstellung

3.1 Versuchsmaterial

Die untersuchten Schweißzusatzwerkstoffe für die 3D Heißbrissanalyse der MVT-Proben wurden vom Projektpartner (BAM) hergestellt und anschließend hinsichtlich ihres Heißbrissverhaltens im MVT-Test geprüft. Die Auswertung erfolgte zunächst nach der MVT-Prüfvorschrift durch lichtmikroskopische Quantifizierung des Rissaufkommens an der Probenoberfläche. Nach Abschluss der Standardauswertung durch die BAM wurden die Proben dem KIT im Rahmen des gemeinsamen Projekts für weitere Untersuchungen zur Verfügung gestellt.

3.1.1 Chemische Zusammensetzung der untersuchten MVT-Proben

Die MVT-Proben wurden auf Grundlage der von Ohta et al. [16] vorgestellten Cr/Ni LTT-Schweißzusatzwerkstoffe und nach dem Cr/Mn LTT-Legierungskonzept von Diez [39] hergestellt. Dabei wurde das Verhältnis Cr_{eq}/Ni_{eq} variiert, welches mit folgenden Gleichungen berechnet wurde [108]:

$$Ni_{eq} = Ni + 30C + 0,5Mn \quad (3.1)$$

$$Cr_{eq} = Cr \quad (3.2)$$

mit Ni, C, Mn, Cr als Anteil des Legierungselements (Gew.-%) im Schweißzusatzwerkstoff.

Die nominelle Zusammensetzung der untersuchten Schweißzusatzwerkstoffe und des Grundmaterials kann Tabelle 3.1 entnommen werden. Zusätzlich ist die nach Steven und Haynes berechnete M_S -Temperatur angegeben [109]:

$$M_S(^{\circ}C) = 561 - 474 \cdot C - 33 \cdot Mn - 17 \cdot Ni - 17 \cdot Cr - 21 \cdot Mo. \quad (3.3)$$

Tabelle 3.1: Nominelle chemische Zusammensetzung in Gew.-% und nach Gleichung 3.3 berechnete M_S -Temperatur der verwendeten LTT-Schweißzusatzwerkstoffe und des Grundmaterials

LTT-Schweißzusatzwerkstoff							
Bezeichnung	Cr_{eq}/Ni_{eq}	C	Cr	Ni	Mn	Fe	M_S in $^{\circ}C$
Cr7Ni6	0,92	0,045	7	6	0,5	Rest	302
Cr7Ni8	0,73	0,045	7	8	0,5	Rest	268
Cr8Ni6	1,05	0,045	8	6	0,5	Rest.	285
Cr8Ni8	0,83	0,045	8	8	0,5	Rest	251
Cr8Ni10	0,69	0,045	8	10	0,5	Rest	217
Cr8Ni12	0,59	0,045	8	12	0,5	Rest	183
Cr10Ni6	1,32	0,045	10,0	6,0	0,5	Rest	251
Cr10Ni8	1,04	0,045	10,0	8,0	0,5	Rest	217
Cr12Mn5	3,00	0,05	12	0	5	Rest	168
Cr11Mn5	2,75	0,05	11	0	5	Rest	185
Grundmaterial							
Bezeichnung	Cr_{eq}/Ni_{eq}	C	Cr	Ni	Mn	Fe	M_S in $^{\circ}C$
S960Q	0,1	0,18	0,8	2,0	1,6	Rest	363

3.1.2 MVT- und Schweißparameter der untersuchten MVT-Proben

Als relevante Schweißparameter lassen sich beim MVT-Test Schweißstrom, Schweißspannung und Schweißgeschwindigkeit anpassen. Nach Gleichung 2.2 ergibt sich aus diesen Größen die Streckenenergie.

Die untersuchten Proben wurden sowohl im Varestraint als auch im Transvarestraint Modus getestet. Dabei lassen sich unterschiedliche Biegegeschwindigkeiten und Oberflächendehnungen über den gewählten Radius der Matritze (Gleichung 2.11) realisieren.

Die in dieser Arbeit untersuchten MVT- und Schweißparameter sind in Tabelle 3.2 angegeben.

Tabelle 3.2: Untersuchte MVT- und Schweißparameter

Schweißparameter	
Streckenenergie E_S (kJ/cm)	6/7,5/10/15
Schweißstrom I (A)	186,3 - 207,9
Schweißspannung U (V)	12,2 - 13,0
Schweißgeschwindigkeit v_S (mm/s)	1,8/2,4/3,0/3,6
MVT-Parameter	
Test Modus	Varestraint/Transvarestraint
Biegegeschwindigkeit v_B (mm/s)	0,2/2/6
Oberflächendehnung ε_S (%)	1/4

3.2 Probengeometrien und Herstellung

3.2.1 Geometrie und Herstellung der MVT-Proben

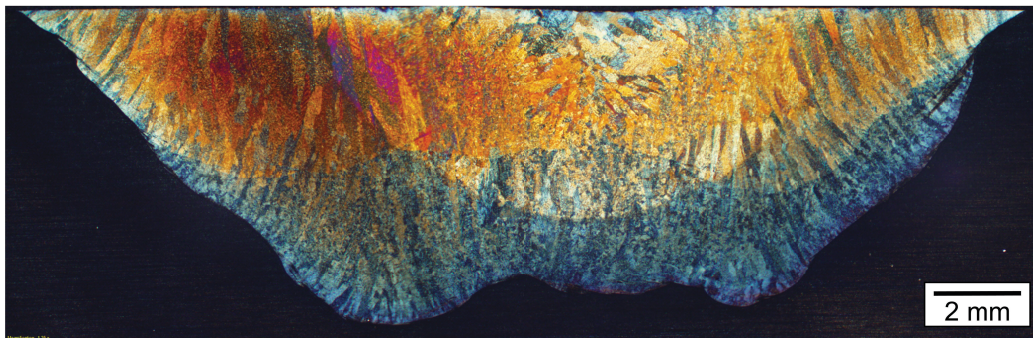


Abbildung 3.1: Querschliff einer LTT-Schweißnaht mit 7 Gew.-% Cr und 8 Gew.-% Ni, geätzt mit Lichtenegger und Bloech.

Vor dem MVT-Test betrug die Nuttiefe der quaderförmigen Probenrohlinge 5 mm. In diese U-Nut wurden die in Kapitel 3.1.1 beschriebenen LTT-Schweißzusatzwerkstoffe sukzessive, in mehreren Lagen (variiert je nach Schweißzusatz), mittels eines 1,6 mm Metallpulverfülldrahtes im MAG-Verfahren geschweißt. In Abbildung 3.1 ist beispielhaft für die LTT-Legierung mit 7 Gew.-% Cr und 8 Gew.-% Ni im metallografischen Querschliff die Anordnung und Struktur der unterschiedlichen Schweißlagen zu erkennen. Anschließend wurden die Proben auf das in der ISO TR 17641-3 festgelegte Endmaß von 100 x 40 x 10 mm³ gefertigt (Abbildung

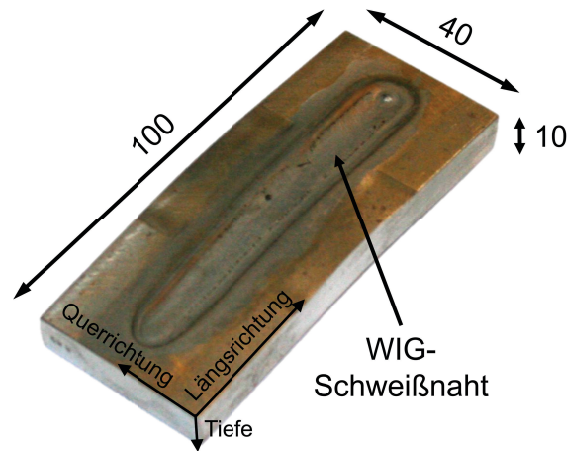


Abbildung 3.2: Geometrie der MVT-Proben mit Abmessungen in Millimeter.

3.2). Während des eigentlichen MVT-Tests wird der eingebrachte Schweißzusatzwerkstoff dann mittels WIG-Schweißen mit den in Kapitel 3.1.2 beschriebenen MVT- und Schweißparametern wiederaufgeschmolzen und getestet. Zusätzlich sind die in dieser Arbeit verwendeten Richtungskomponenten (Längsrichtung, Querrichtung und die Tiefenrichtung) in Abbildung 3.2 eingezeichnet.

3.2.2 Standard MVT-Auswertung (Daten von der BAM zur Verfügung gestellt)

Nachdem die Proben für den MVT-Test hergestellt und getestet wurden, erfolgte die lichtmikroskopische Ermittlung der Gesamtrisslängen an der Probenoberfläche nach der Standardauswertung. Die von der BAM zur Verfügung gestellten Ergebnisse werden im Folgenden vorgestellt.

3.2.2.1 Einfluss unterschiedlicher Prozessparameter

Die Untersuchungen zum Einfluss der unterschiedlichen Prozessparameter wurden am Schweißzusatzwerkstoff Cr8Ni6 durchgeführt, da bei dieser Legierungszusammensetzung bekannt ist, dass diese eine vergleichsweise hohe Heißrissanfälligkeit aufweist.

Die Ergebnisse der Standard MVT-Auswertung (kumulierte Gesamtrisslängen)

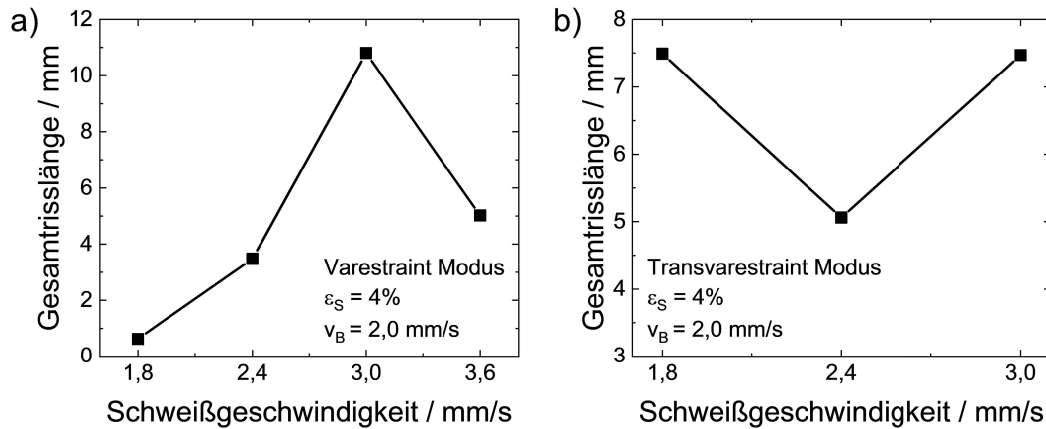


Abbildung 3.3: Die kumulierten Gesamtrisslängen für Cr8Ni6 bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten im Varestraint Modus (a) und Transvarestraint Modus (b). Ermittelt mit der Standard MVT-Auswertung an der Schweißnahtoberfläche [104].

an der Schweißnahtoberfläche bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten sind in Abbildung 3.3 für den Varestraint Modus (a) und den Transvarestraint Modus (b) dargestellt. Die Biegegeschwindigkeit v_B und Oberflächendehnung ε_S waren hierbei identisch ($v_B = 2 \text{ mm/s}$ und $\varepsilon_S = 4\%$). Dabei zeigt sich, dass die Schweißgeschwindigkeit ein Parameter ist, der im MVT-Test die Gesamtrisslänge sowohl erhöhen als auch verringern kann. Bei Schweißgeschwindigkeiten zwischen $1,8 \text{ mm/s}$ und $3,0 \text{ mm/s}$, steigt die ermittelte Gesamtrisslänge im Varestraint Modus bis auf maximal ca. 11 mm an und fällt anschließend bei $v_S = 3,6 \text{ mm/s}$ auf ca. 5 mm ab. Auch im Transvarestraint Modus ist kein klarer Trend zu erkennen. Hier ist die minimale Gesamtrisslänge (ca. 5 mm) bei einer Schweißgeschwindigkeit von $2,4 \text{ mm/s}$. Bei den Schweißgeschwindigkeiten $1,8$ und $3,0 \text{ mm/s}$ ist dagegen die ermittelte Gesamtrisslänge mit ca. $7,5 \text{ mm}$ nahezu identisch.

In Abbildung 3.4 a) sind die ermittelten kumulierten Gesamtrisslängen für unterschiedliche Biegegeschwindigkeiten bei konstanter Schweißgeschwindigkeit ($v_S = 3,0 \text{ mm/s}$) und konstanter Oberflächendehnung ($\varepsilon_S = 4\%$) im Varestraint Modus (a) und Transvarestraint Modus (b) dargestellt. Bei $v_B = 0,2 \text{ mm/s}$ werden für beide Beanspruchungsrichtungen keine Risse detektiert. Wird die Biegegeschwindigkeit auf $v_B = 2 \text{ mm/s}$ erhöht, können Risse mit einer Gesamtrisslänge von ca. $10,48 \text{ mm}$ (Varestraint) und ca. $3,2 \text{ mm}$ (Transvarestraint)

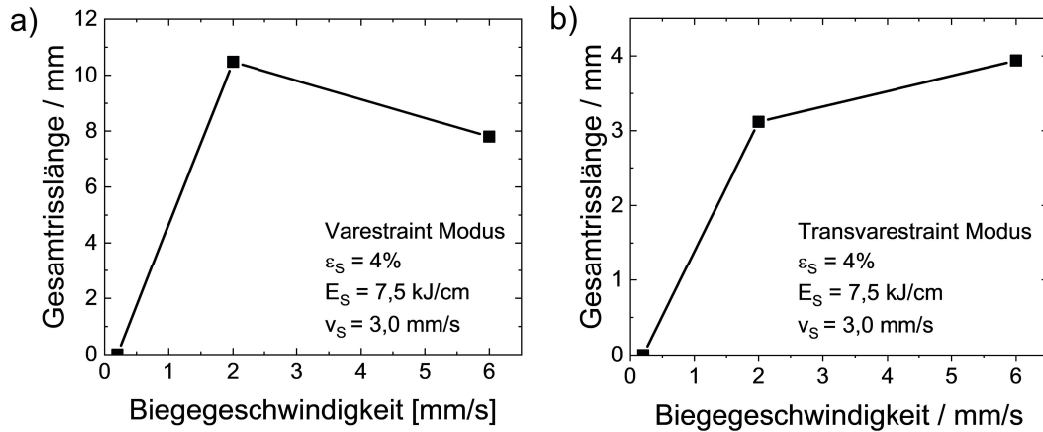


Abbildung 3.4: Die kumulierten Gesamtrisslängen für Cr8Ni6 bei unterschiedlichen Biegegeschwindigkeiten im Varestraint Modus (a) und Transvarestraint Modus (b) [104].

detektiert werden. Bei $v_B = 6$ mm/s zeigt sich, dass im Varestraint Modus die Gesamtrisslänge auf ca. 7,8 mm abfällt. Im Transvarestraint Modus wird dagegen ein weiterer Anstieg der Gesamtrisslänge auf ca. 4 mm beobachtet. Abbildung 3.5 zeigt die ermittelte kumulierte Gesamtrisslänge für die zwei verwendeten Oberflächendehnungen ($\varepsilon_S = 1\%$ und 4%) im Transvarestraint Modus bei ($v_S = 3,0$ mm/s und $v_B = 2$ mm/s). Hierbei steigt die Gesamtrisslänge mit steigender Dehnung von ca. 1,25 mm auf ca. 7,5 mm an.

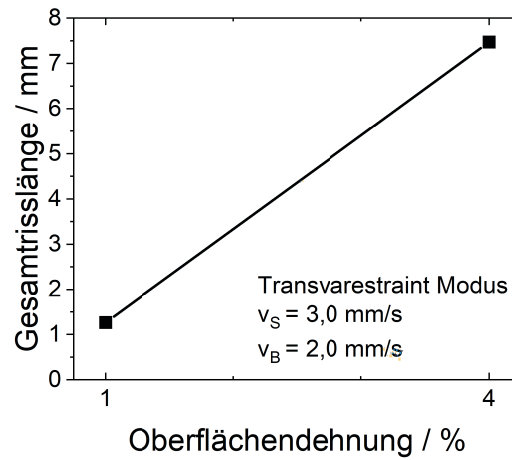


Abbildung 3.5: Die kumulierten Gesamtrisslängen für Cr8Ni6 bei der Oberflächendehnung $\varepsilon_S = 1\%$ und $\varepsilon_S = 4\%$, getestet im Transvarestraint Modus [104].

3.2.2.2 Einfluss der chemischen Zusammensetzung

Die mittels Spektralanalyse ermittelte Zusammensetzung der in dieser Versuchreihe untersuchten Schweißzusatzwerkstoffe kann Tabelle 3.3 entnommen werden. Die Proben wurden im Varestraint Modus mit 4% Oberflächendehnung, einer Biegegeschwindigkeit von 2 mm/s und einer Streckenenergie von 7,5 kJ/cm (Schweißgeschwindigkeit 3,0 mm/s) getestet.

Tabelle 3.3: Mittels Spektralanalyse ermittelte chemische Zusammensetzung in Gew.-% und nach Formel 3.3 berechnete M_S -Temperatur der verwendeten LTT-Schweißzusatzwerkstoffe und des Grundmaterials

LTT-Schweißzusatzwerkstoff							
Bezeichnung	Cr_{eq}/Ni_{eq}	C	Cr	Ni	Mn	Fe	M_S in °C
Cr7Ni8	0,56	0,11	6,50	7,90	0,59	Rest	245
Cr6Ni8	0,61	0,07	6,30	7,90	0,56	Rest	268
Cr7Ni8	0,63	0,10	6,80	7,70	0,60	Rest.	247
Cr7Ni8	0,64	0,09	7,10	8,20	0,60	Rest	238
Cr7Ni6	0,89	0,07	7,41	6,08	0,49	Rest	282
Cr7Ni6	0,98	0,05	7,48	6,05	0,47	Rest	292
Cr12Mn5	2,47	0,07	11,90	0,02	5,40	Rest	160
Cr11Mn5	3,28	0,03	11,40	0,02	5,00	Rest	188

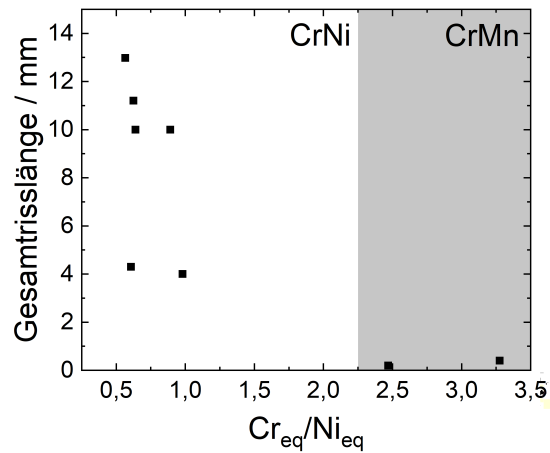


Abbildung 3.6: Die kumulierten Gesamtrisslängen für die unterschiedlichen Cr_{eq}/Ni_{eq} bei konstanter Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3$ mm/s ($E_S = 7,5$ kJ/cm), Biegedehnung $v_B = 2$ mm/s und 4% Oberflächendehnung im Varestreint Modus [104].

Die Ergebnisse der kumulierten Gesamtrisslänge aus der Standard MVT-Oberflächenauswertung in Abhängigkeit der Cr_{eq}/Ni_{eq} Äquivalente sind in Abbildung 3.6 zu sehen [104]. Grundsätzlich zeigt sich, dass bei den Cr/Ni LTT-Legierungen mit $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,5$ deutlich größere Gesamtrisslängen (ca. 4 - 13 mm) als bei den Cr/Mn LTT-Legierungen mit $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1,5$ (Risslängen 0 - 0,3 mm) ermittelt werden. Allerdings ist keine klare Tendenz der Gesamtrisslängen mit steigendem Cr_{eq}/Ni_{eq} zu erkennen.

4 Experimentelle Versuchsdurchführung und Methodik

4.1 Computertomografische Analysen

4.1.1 CT-Prüfsystem

Die μ CT-Scans wurden mit einem Computertomographie Prüfsystem vom Typ YXLON CT Precision durchgeführt (Abbildung 4.1). Es handelt sich hierbei um ein Kegelstrahl CT in Dualröhrenkonfiguration mit der Y.FXE 225.48 Reflektionsröhre und der Y.FXE 160.51 Transmissionsröhre. Die maximale Beschleunigungsspannung ist hierbei 225 kV mit einer maximalen Röhrenleistung von 200 W (Reflektionsröhre) bzw. 10 W (Transmissionsröhre). Die minimale nominelle Auflösung der Reflektionsröhre beträgt ca. 4 μ m und die der Transmissionsröhre ca. 1 μ m. Der Detektor ist vom Typ Y.XRD1620 der Firma PerkinElmer mit einer Kantenlänge von 409,6 mm und 2048 Pixeln.

4.1.2 μ CT-Scans der MVT-Proben

In dieser Arbeit wurde die Reflektionsröhre für die μ CT-Scans der MVT-Proben mit den in Tabelle 4.1 angegebenen Parametern verwendet.

Tabelle 4.1: Verwendete Röhren- und Scanparameter für die MVT-Proben.

Röhrenparameter (Reflektionsröhre)	
Target	Wolfram
Beschleunigungsspannung	190 kV
Röhrenstrom	0.47 mA
Scanparameter	
Anzahl Projektionen	2700
Integrationszeit	300 ms

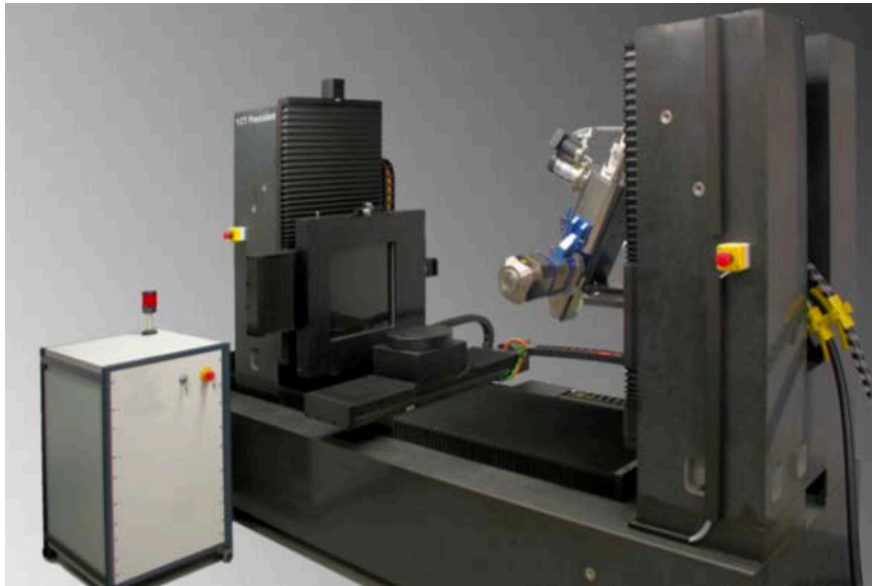


Abbildung 4.1: YXLON CT Precision Computertomographie Prüfsystem.

Tabelle 4.2: Vergleich unzerrennte und zertrennte MVT-Probe.

	MVT-Probe	
	Unzerrennt	Zertrennt
Fokus-Detektor Abstand	749,98 mm	900,00 mm
Fokus-Probe Abstand	102,35 mm	39,29 mm
Probe-Detektor Abstand	647,63 mm	860,71 mm
Voxel Größe	27,29 μm	8,51 mm

Zunächst wird die komplette MVT-Probe aufrecht auf dem Drehteller des μCT positioniert und ein Scan gestartet. Allerdings haben die für den Werkstoff Stahl vergleichsweise großen Probenabmessungen (maximale Durchstrahlungslänge etwa 40 mm) eine starke Absorption der Röntgenstrahlung zur Folge, so dass in den rekonstruierten Schnittbildern starke Grauwertschwankungen innerhalb des Probenvolumens und zusätzlich geringe Grauwertgradienten zwischen den Rissen und dem Werkstoff beobachtet werden. Dieser erste Scan dient deshalb zur Eingrenzung des Bereiches indem sich das Heißrissnetzwerk in der MVT-Probe befindet. Aus diesen Bereichen werden anschließend kleinere μCT -Proben herausgeschnitten (Abbildung 4.2), deren Abmessungen von der Größe des detektierten

3D Heißbrissnetzwerkes abhängen. In dieser Arbeit sind diese üblicherweise, wenn nicht anders angegeben $10 \times 10 \times 40 \text{ mm}^3$.

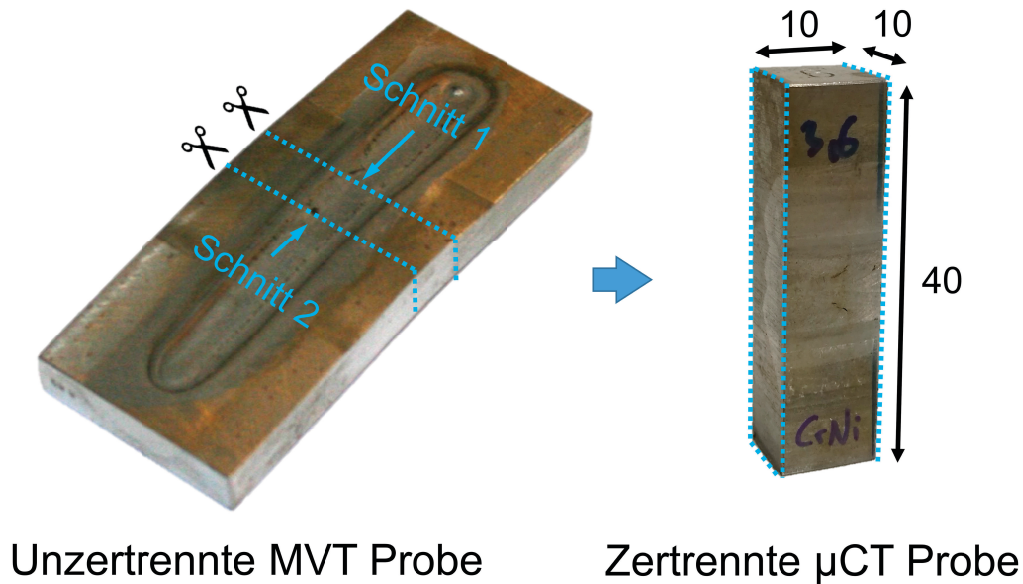


Abbildung 4.2: Heraustrennen der μ CT-Probe an den im ersten Scan ermittelten Position des 3D Heißbrissnetzwerkes.

Die nun deutlich geringere maximale Durchstrahlungslänge (etwa 14 mm) führt zu stark verbesserten Bildqualitäten. Zusätzlich kann durch die kleineren Probenabmessungen der Abstand Probe-Detektor vergrößert werden. Dies führt aufgrund des Kegelstrahls zu einer besseren Ortsauflösung der rekonstruierten Schnittbilder (vgl. Abbildung 4.3). In Tabelle 4.2 sind die Abstände (Fokus-Detektor, Fokus-Probe und Probe-Detektor) und die daraus resultierenden Voxel Größen für die unzertrennten und zertrennten MVT-Proben angegeben.

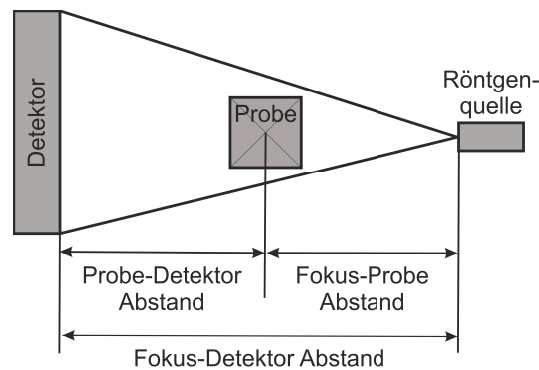


Abbildung 4.3: Schematische Darstellung eines CT-Scans im Kegelstrahl mit den Abständen Fokus-Detektor, Fokus-Probe und Probe-Detektor.

4.2 Metallografische Analysen

4.2.1 Heißbrissanalyse mittels metallografischer Schliffbilder

Komplementär zu den μ CT-Untersuchungen wurde an ausgesuchten Probenzuständen metallografische Schliffbilder in definierten Tiefen hergestellt und anschließend mittels Lichtmikroskop ausgewertet. Der große Vorteil hierbei ist, dass ein sehr steiler Grauwertgradient zwischen Rissen und Schweißnaht vorliegt, so dass eine sehr exakte Auswertung des tatsächlich vorliegendem Rissnetzwerk möglich ist. Die Probe wurde zunächst nach dem beschriebenen Verfahren im μ CT gescannt und analysiert. Anschließend wurde die Probe eingebettet und sukzessive halbautomatisch im Einzelandruck abgeschliffen und poliert. Die detaillierten Schleif- und Polierschritte können Tabelle 4.3 entnommen werden. Nach der metallographischen Präparation wurden lichtmikroskopische Aufnahmen der Risse bei 12,5-facher Vergrößerung gemacht. Dabei wurde dieses Vorgehen solange wiederholt bis in der untersuchten Probe keine Risse mehr zu sehen waren. Auf diese Weise wurden 18 Schliffbilder in definierten Tiefen d mit Tiefenschritten $\Delta d \approx 100 \mu\text{m}$ erzeugt.

Aufgrund des homogenen Grauwerts des Grundmaterials können die einzelnen Schliffbilder mit einem globalen Schwellenwert zum Beispiel nach dem Verfahren von Otsu [110] segmentiert werden. Zusätzlich wurde anhand des Grauwertgradienten am Übergang Riss zu Material die Unsicherheit ΔL bestimmt (Abbildung 4.4). Diese beträgt für die in diesem Beispiel dargestellte Risspitze $79,12 \mu\text{m}$.

Tabelle 4.3: Schleif- und Polierschritte für die metallografische Heißbrissanalyse.

Art	Schritt Nr.	Körnung	Druck	Geschwindigkeit	Dauer
Schleifen	1	P320	20 N	200 U/min	3 min
	2	P600	20 N	200 U/min	3 min
	3	P1000	20 N	200 U/min	3 min
Polieren	4	9 μm	30 N	150 U/min	3 min
	5	3 μm	30 N	150 U/min	3 min

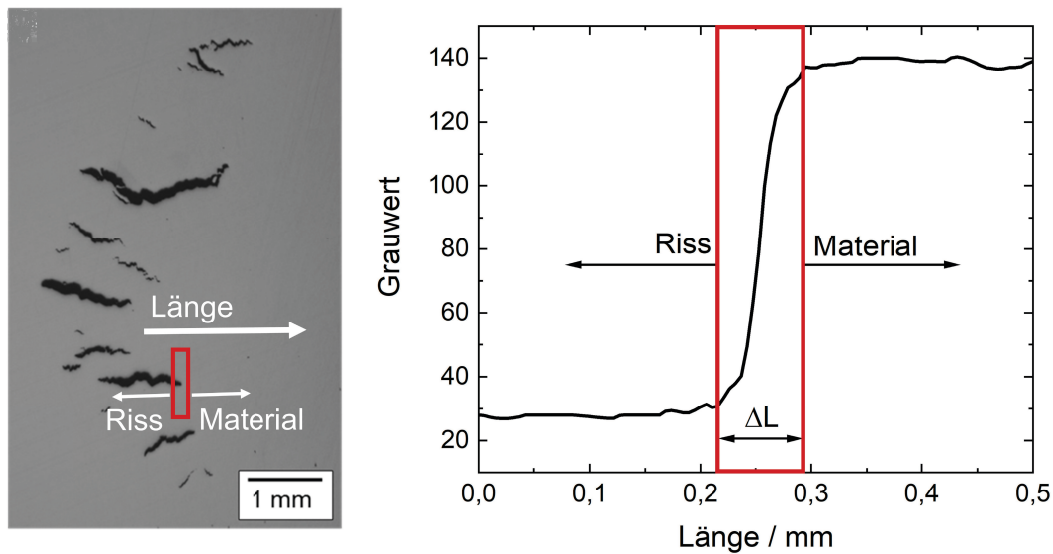


Abbildung 4.4: Grauwertplot in Richtung des eingezeichneten Pfeils. Der Übergang ΔL zwischen Riss und Grundmaterial ist die Unsicherheit bei der Segmentierung der Rissspitze.

Wird nun die kumulierte Risslänge des Schliffbildes ausgewertet, können für jeden Riss zwei ΔL (zwei Rissspitzen) bestimmt und anschließend aufsummiert werden. Die so ermittelte Unsicherheit wird dann als Fehlerbalken angegeben.

Um zu untersuchen, inwiefern die μCT -Analysen mit der Realität übereinstimmen, werden die segmentierten Schliffbilder mit den μCT -Schnittbildern verglichen. Dabei liefert der Pearson's Korrelationskoeffizient [111] ein Maß für den Grad des linearen Zusammenhangs zwischen zwei Bildern. Der Korrelationskoeffizient kann dabei per Definition Werte zwischen 0 und 1 annehmen. Besteht ein linearer Zusammenhang zwischen den Grauwerten zweier Bilder, nimmt der Korrelationskoeffizient den Wert 1 an (identische Bilder). Bei keinem linearen Zusammenhang

der Grauwerte ist der Korrelationskoeffizient 0. Folglich ist der Pearson's Korrelationskoeffizient umso größer, je ähnlicher zwei Bilder sind.

Im ersten Schritt wird jedes einzelne metallografische Schliffbild mit den 2048 Schnittbildern des μ CT-Scans verglichen. Das Schnittbild bei dem der Korrelationskoeffizient maximal ist, wird dann dem metallografischen Schliffbild zugeordnet. Anschließend können die Segmentierungsparameter gezielt variiert und somit der optimale Schwellenwert ermittelt werden.

4.2.2 Gefügeanalyse mittels metallografischer Schliffbilder

Um die Mikrostruktur an ausgesuchten Probenzuständen zu untersuchen, wurden Quer- und Flachschnitte aus den MVT-Proben herausgetrennt. Die Proben wurden anschließend eingebettet und halbautomatisch geschliffen und poliert. Die Schleif- und Polierschritte können Tabelle 4.4 entnommen werden. Im Anschluss an die metallografische Präparation erfolgte die Ätzung für die lichtmikroskopischen Untersuchungen zum einen mit dem Farbstoffmittel nach Lichtenegger und Bloech (LB1, 100 ml destilliertes Wasser, 20 g $(NH_4)HF_2$ und 0,5 g $K_2S_2O_5$) bei einer Temperatur von 35 °C und zusätzlich mit dem Ätzmittel CRIDA Grün HA (40 – 45% Kupfer(II)chlorid, < 1% Pikrinsäure und Rest 2,4,6-Trinitrophenol). Das Ätzmittel CRIDA eignet sich dabei insbesondere zur Sichtbarmachung ehemaliger Austenitkorngrenzen.

Tabelle 4.4: Schleif- und Polierschritte für die metallografische Gefügeanalyse.

Art	Schritt Nr.	Körnung	Druck	Geschwindigkeit	Dauer
Schleifen	1	P320	25 N	200 U/min	3 min
	2	P600	25 N	200 U/min	3 min
	3	P1000	25 N	200 U/min	3 min
Polieren	4	9 μ m	30 N	150 U/min	3 min
	5	3 μ m	30 N	150 U/min	2 min
	6	1 μ m	30 N	150 U/min	2 min
	7	OPS 0,05 μ m	30 N	150 U/min	2,5 min

Für die REM-Untersuchungen wurden die Proben ebenfalls nach Tabelle 4.4 präpariert. Im Anschluss wurde die Probe mit dem Vibrationspoliergerät Vibro-Met 2 der Firma Buehler für 8 Stunden mit pH-neutraler Oxidpoliersuspension

(OPS) mit kolloidalem Siliziumoxid poliert, um eine verformungsfreie Probenoberfläche zu erhalten. Das OPS wurde dabei alle zwei Stunden nachgefüllt.

Die REM-Untersuchungen wurden an dem evo50-REM der Firma Carl Zeiss AG, Deutschland mittels Orientierungskontrast ECCI (engl. Electron Channeling Contrast Imaging) durchgeführt. Hierfür wurde der Rückstreuelektronendetektor (BSE-Detektor, engl. Backscattered Electrons) verwendet. Die Beschleunigungsspannung betrug 10 kV und der Arbeitsabstand war 5,5 mm . Für die EDX-Analysen (engl. Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) kam ein Auriga 60 Cross-beam-REM der Carl Zeiss AG mit einem EDAX Octane Si(Li)drift-detektor zur Erstellung von EDX-Mappings zum Einsatz. Bei diesen Untersuchungen betrug die Beschleunigungsspannung 20 kV , der Arbeitsabstand 8 mm , die Schrittweite 2 μm und die Detektionszeit 200 μs pro Schritt.

4.3 Eigenspannungsanalysen

Die phasenspezifische Eigenspannungsanalyse erfolgte in dieser Arbeit röntgenographisch nach der $\sin^2\psi$ Methode [112] an den $\{211\}$ Gitterebenen der α/α' -Phase mit Vanadium gefilterter $CrK\alpha$ -Strahlung ($\lambda = 0,22896\text{ nm}$). Primärseitig kam eine Rundblende mit einem nominellen Durchmesser von 1 mm und sekundärseitig eine 4 mm Symmetrisierungsblende nach Wolfstieg [113] zum Einsatz. Die Interferenzlinien wurden unter 15 Kippwinkel von $-60^\circ \leq \psi \leq 60^\circ$ gemessen und nach [112] [114] mit dem E-Modul $E_{\{211\}} = 219911\text{ MPa}$ und der Querkontraktionszahl $\nu = 0,28$ unter Annahme eines isotropen Materialverhaltens ausgewertet.

Da der LTT-Schweißzusatzwerkstoff Cr11Mn5 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 3,28$) im zuvor durchgeführten μCT -Scan an der ungetrennten Probe kein detektierbares Heißrissnetzwerk zeigte, wurde dieser Werkstoff für die Eigenspannungsanalysen ausgewählt. Hierdurch soll sichergestellt werden, dass die Heißrissnetzwerke die Eigenspannungsrelaxationen während des Trennens nicht beeinflussen. Die longitudinale Eigenspannungskomponente wurde vor dem Heraustrennen der μCT -Proben und anschließend an den sukzessiv kleiner geschnittenen Proben ($l_1 = 35\text{ mm}$, $l_2 = 30\text{ mm}$, $l_3 = 25\text{ mm}$ und $l_4 = 10\text{ mm}$) entlang der Schweißnahtmitte gemessen (Abbildung 4.5). An der Probe $l_4 = 10\text{ mm}$ wurde erneut ein μCT -Scan

durchgeführt. Trotz der nun deutlich besseren Auflösung konnten für diese Probe keine Heißrisse detektiert werden.

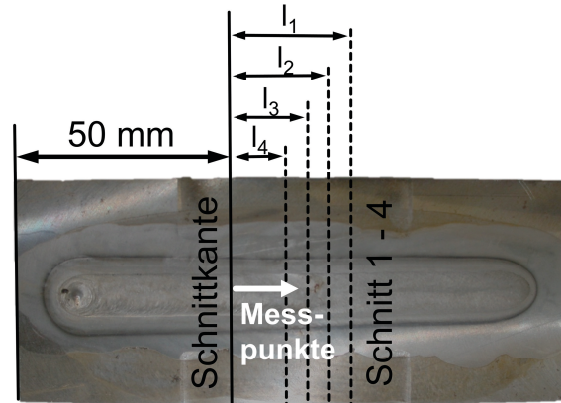


Abbildung 4.5: Schematische Darstellung der Position der vier Schnitte und des Pfads entlang der Schweißnahtmitte für die Eigenspannungsanalyse. (Legierung Cr11Mn5, getestet im Varestraint Modus mit $v_B = 2 \text{ mm/s}$, $v_S = 3 \text{ mm/s}$ ($E_S = 7,5 \text{ kJ/cm}$) und $\varepsilon_S = 4\%$).

4.4 Belastungsversuche

Um den Einfluss von definierten Spannungen auf die Heißrissnetzwerke zu untersuchen, wird eine Probe mit einem ausgeprägten Heißrissnetzwerk benötigt. Aus diesem Grund wurde der LTT-Schweißzusatzwerkstoff Cr7Ni8 ausgewählt, der eine vergleichsweise hohe Heißrissanfälligkeit zeigt. Mittels Drahterodierens wurde aus der entsprechenden MVT-Probe eine Belastungsprobe entnommen. Dies geschah wie in Abbildung 4.6 a) dargestellt aus dem Bereich der Heißrisse, welcher vorher durch einen μCT -Scan ermittelt wurde. Die Proben wurden in eine speziell für Untersuchungen im μCT entwickelte Zug/Druck Prüfmaschine mit einer maximalen Prüflast von 4 kN (Abbildung 4.6 b)) eingebaut. Dabei betrug die bei der verwendeten Probengeometrie maximal aufprägbare Spannung vorrichtungsbedingt etwa $\pm 300 \text{ MPa}$, so dass die Probe mit neun definierten Druckspannungen zwischen 0 und 325 MPa belastet wurde. Während jedem Belastungsschritt wurde bei konstanter Belastung ein μCT -Scan durchgeführt. Die Belastungsversuche wurden mit der Transmissionsröhre gescannt, da die maximalen Durchstrahlungslängen im Vergleich zu den MVT-Proben deutlich kleiner

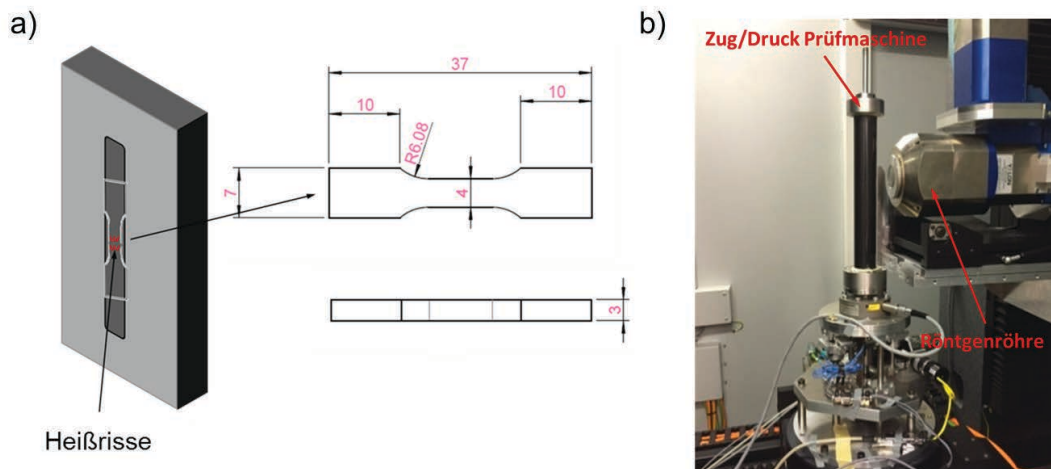


Abbildung 4.6: Geometrie und Entnahmeposition der Belastungsprobe (a) und der Versuchsaufbau im μ CT (b) [115].

sind. Die verwendeten Röhren- und Scanparameter sind in Tabelle 4.5 angegeben. Anschließend wurden die Bilddaten des Probenvolumens nach dem in Kapitel 5 beschriebenen Vorgehen ausgewertet und analysiert.

Tabelle 4.5: Verwendete Röhren- und Scanparameter für den Lastversuch.

Röhrenparameter (Transmissionsröhre)	
Target	Wolfram
Beschleunigungsspannung	160 kV
Röhrenstrom	0.05 mA
Scanparameter	
Anzahl Projektionen	2700
Integrationszeit	700 ms
Fokus-Detektor-Abstand	1000,00 mm
Fokus-Objekt-Abstand	47,42 mm
Voxel Größe	9,48 μ m

5 Bildanalyse

Im Anschluss an den μ CT-Scan und die Rekonstruktion der aufgenommenen Projektionen, liegen die Daten in Form von 2048 Schnittbildern in Tiefenrichtung vor. Ziel der weiteren Auswertung ist es, die 3D Heißrissnetzwerke statistisch und quantitativ zu analysieren. Hierfür ist es notwendig, geeignete Auswertewerkzeuge zur Bildverarbeitung dieser großen Bilddatenmengen zur Verfügung zu stellen. Dabei muss einerseits eine geeignete Segmentierungsstrategie entwickelt werden, die es ermöglicht, die Schnittbilder zuverlässig, reproduzierbar und innerhalb möglichst kurzer Zeit zu segmentieren. Andererseits werden im anschließenden Auswerteschritt, heißrisspezifische Kenngrößen bestimmt, welche nicht Teil der Standardauswertung von kommerziell erhältlichen Auswerteprogrammen sind. Aus diesem Grund wird eine individuelle, problemspezifische Herangehensweise benötigt, welche speziell an die hier vorliegenden Anforderungen angepasst ist. Diese Vorgehensweise wurde mittels MATLAB der Firma MathWorks implementiert und wird im Folgenden detailliert vorgestellt. Anschließend werden die ausgewerteten Rissnetzwerke den Ergebnissen aus den komplementär durchgeführten metallographischen Heißrissanalysen gegenübergestellt, um die gewählte μ CT-Auswertestrategie bewerten zu können.

Da die vorgestellte Auswertestrategie die Grundlage für die Ergebnisse der 3D Heißrissanalyse an den MVT-Proben ist, wird in diesem Kapitel von der in dieser Arbeit gewählten Struktur (strikte Trennung von Ergebnisteil und Diskussion) abgewichen und die Bildanalyse im Hinblick auf die Wahl geeigneter Segmentierungsparameter bereits vorab diskutiert.

5.1 Segmentierung der Bilder

Ziel der Segmentierung ist es, einen geeigneten Grauwert S (Schwellenwert) zu ermitteln, welcher die Grauwerte g der rekonstruierten μ CT-Schnittbilder in zwei Bereiche einteilt (z.B. „Riss“ ($g < S$) und „kein Riss“ ($g \geq S$)). Dabei werden die

3D Bilddaten binarisiert, indem jedem Voxel entweder der Wert 0 („kein Riss“) oder der Wert 1 („Riss“) zugewiesen wird.

Grundsätzlich gibt es eine Vielzahl unterschiedlicher Segmentierungsalgorithmen, die sowohl von kommerzieller Software als auch von Open-Source-Software zur Verfügung gestellt werden. Beispiele hierfür sind Segmentierungsverfahren mittels eines globalen Schwellenwertes, bei denen der Schwellenwert auf Grundlage des gesamten Bildes z.B. mit dem Verfahren nach Otsu [110], dem Verfahren nach Huang [116] oder durch das MaxEntropy Verfahren [117] ermittelt wird. Allerdings hat sich gezeigt, dass ein globaler Schwellenwert für die in dieser Arbeit betrachteten Proben ungeeignet ist, da sich bei den μ CT-Scans kein homogener Verlauf der Grauwerte im Materialvolumen, beispielsweise auf Grund von Strahlaufhärtung oder Streustrahlung, ergibt.

Das gängige Segmentierungsverfahren, um starke Grauwertschwankungen in den Griff zu bekommen, ist die Bestimmung eines adaptiven Schwellenwertes (z.B. [118]). Hierbei wird das Bild in Regionen definierter Größe eingeteilt. Anschließend wird für jede Region getrennt ein lokaler Schwellenwert bestimmt. Grundsätzlich funktioniert dieses Vorgehen für die in dieser Arbeit betrachteten Proben. Es hat sich jedoch gezeigt, dass auf diese Weise CT-Artefakte, welche offensichtlich keine Risse darstellen, zusätzlich segmentiert werden. Um das Segmentieren dieser Artefakte zu verhindern, muss ein sehr kleiner lokaler Schwellenwert gewählt werden, was allerdings zu einer Untersegmentierung der tatsächlichen Risse führt. Mit Wachstumsalgorithmen (z.B. [119]) ist es grundsätzlich möglich, die 3D Bilddaten zuverlässig ohne Artefakte zu segmentieren. Allerdings ist dieses Vorgehen sehr zeitintensiv und mit hohem Rechenaufwand verbunden, da die Wachstumskeime manuell ausgewählt werden und für jeden segmentierten Voxel die Nachbarvoxel betrachtet werden müssen.

Aus diesem Grund wird in der für diese Arbeit entwickelten Segmentierungsstrategie das adaptive Schwellenwertverfahren und der Wachstumsalgorithmus kombiniert, um eine schnelle und zuverlässige Segmentierung zu gewährleisten. Diese wird dreistufig durchgeführt und ist in MATLAB in Form einer graphischen Benutzerschnittstelle GUI (engl. Graphical User Interface) implementiert (Abbildung 5.1).

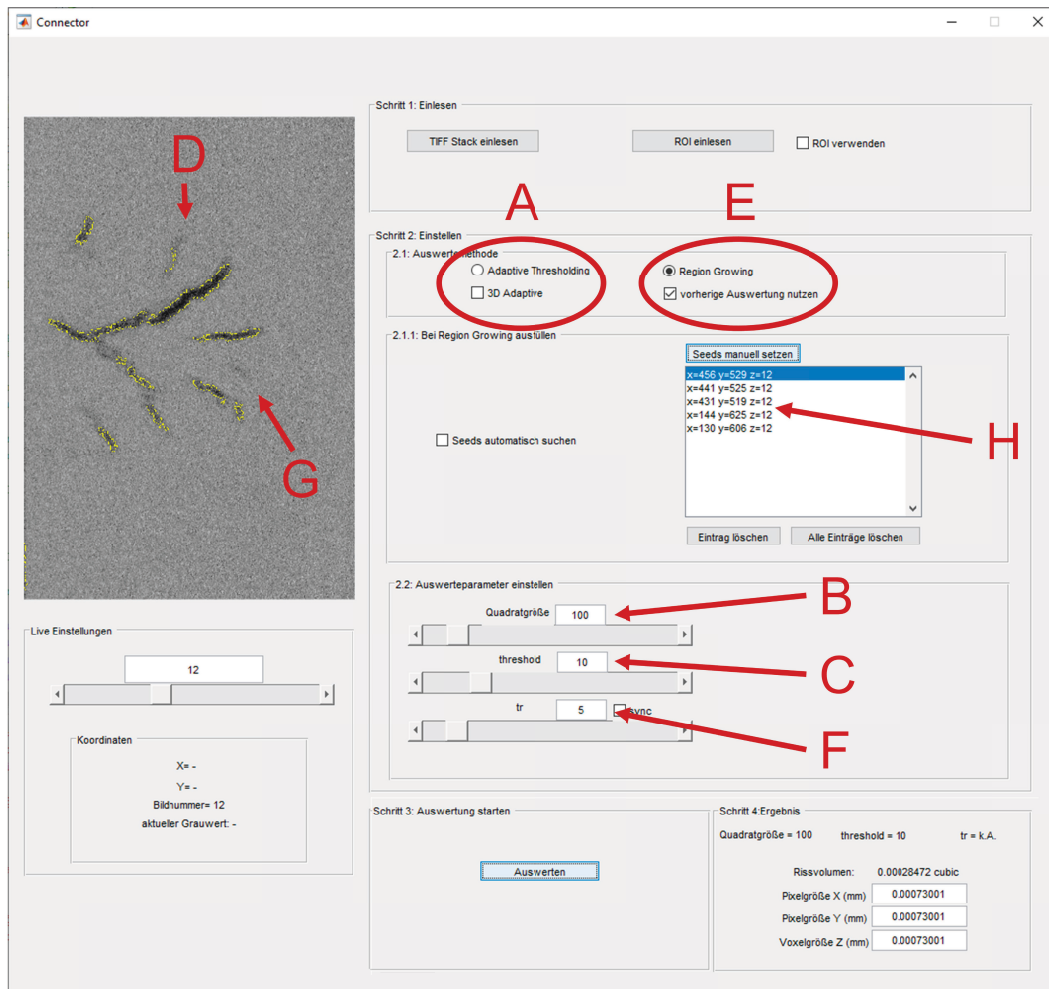


Abbildung 5.1: „Graphical User Interface“ (GUI) zur Segmentierung der μ CT-Scans.

Im ersten Schritt wird der Adaptive Schwellenwert Algorithmus (A) nach [118] angewendet. Dieser wurde in die dritte Dimension erweitert, so dass die 3D Bild-daten in Würfel mit festgelegten Kantenlängen eingeteilt werden. Innerhalb dieser Würfel wird jeweils der mittlere lokale Grauwert berechnet, so dass für jede Re-gion der Schwellenwert getrennt festgelegt wird. Als Input für die Segmentierung wird dann die Kantenlänge der Würfel (B in Abbildung 5.1) und der Schwellenwert $1 S_1$ (C in Abbildung 5.1) in Prozent vorgegeben. Weicht der Grauwert eines Voxels um einen definierten prozentualen Wert ΔS vom berechneten Mittelwert ab, wird dieser Voxel als Riss erkannt. Mit dieser Methode sinkt die Anfälligkeit der Segmentierung gegenüber Grauwertschwankungen innerhalb des 3D Volu-

mens. Es kommt allerdings zu einer Untersegmentierung der Risse. Dies ist in Abbildung 5.1 exemplarisch an Riss D zu sehen. Jedoch kann in diesem Fall S_1 nicht höher gewählt werden, da sonst Artefakte segmentiert werden würden, die offenkundig keine Risse darstellen. Aus diesem Grund werden im zweiten Schritt, die mit S_1 segmentierten Risse als Wachstumskeime für einen Wachstumsalgorithmus [119] verwendet. Nun kann ein zweiter höherer (z.B. 5%) Schwellenwert 2 S_2 (F in Abbildung 5.1) vorgegeben werden, mit dem die Risse auf ihre endgültige Größe wachsen. Allerdings kann es vorkommen, dass kleine Risse mit geringer Grauwertdifferenz zum Grundmaterial immer noch nicht segmentiert werden, wie in Abbildung 5.1 exemplarisch an Riss G dargestellt. Diese Risse müssen in einem nachfolgenden dritten Schritt manuell segmentiert werden. Hierfür können händisch Wachstumskeime gesetzt werden (H in Abbildung 5.1), so dass schließlich mit einem dritten Schwellenwert S_3 (z.B. 2%) das gesamte Heißrissnetzwerk detektiert wird.

5.2 Quantitative Analyse der Heißrissnetzwerke

Im Anschluss an die Segmentierung der rekonstruierten μ CT-Schnittbilder kann das Heißrissnetzwerk quantitativ analysiert werden. Auch hierfür wurde mittels MATLAB eine GUI implementiert (Abbildung 5.2). Für die quantitative Analyse muss zunächst die Voxelgröße (A in Abbildung 5.2) der rekonstruierten Schnittbilder eingetragen werden. Anschließend können bis zu vier unterschiedliche Analysen (z.B. Rissvolumen, Rissfläche, Risslänge, Rissorientierung, Verzweigungsgrad etc.) gleichzeitig durchgeführt werden (B in Abbildung 5.2).

Um beispielsweise das gesamte Rissvolumen des Heißrissnetzwerkes zu ermitteln, werden die Voxel der binären, segmentierten Schnittbilder, denen der Wert 1 (Riss) zugeordnet wurde, aufaddiert und mit der Voxel Größe multipliziert. Für die Analyse der Risslängen wird an jeden einzelnen Riss ein Polynom n -ten Grades angefitet (C in Abbildung 5.2). Anschließend wird die Länge L des angefiteten Polynoms $f(x)$ zwischen Rissanfang x_{Start} und Rissende x_{Ende} mit folgender Gleichung bestimmt:

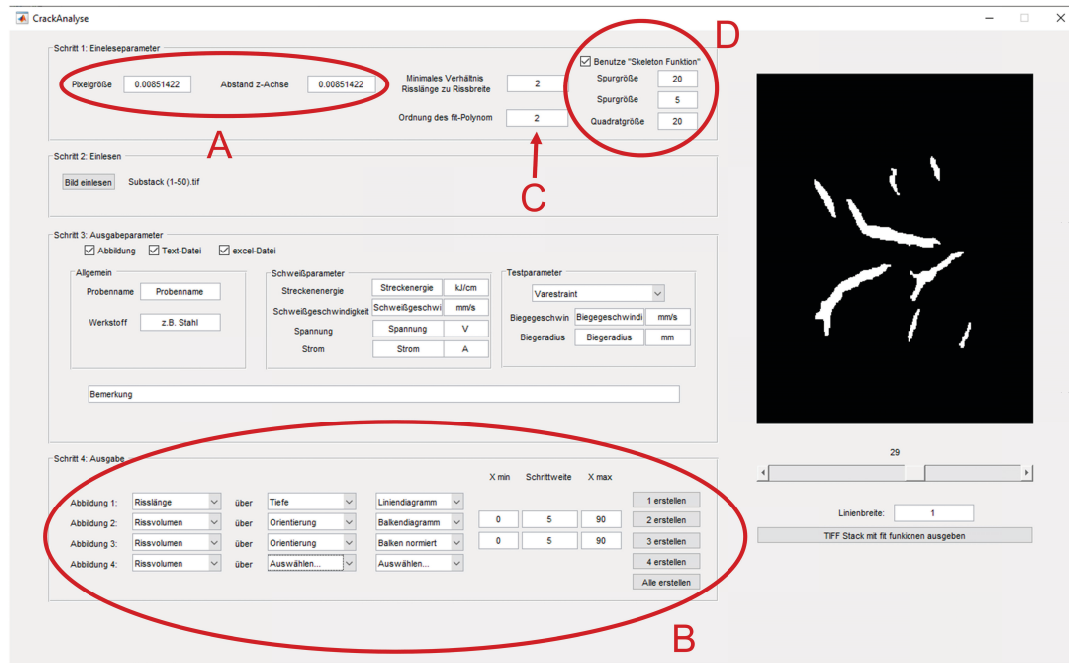


Abbildung 5.2: „Graphical User Interface“ (GUI) zur Auswertung der μ CT-Scans.

$$L = \int_{x_{Start}}^{x_{Ende}} \sqrt{1 + (f'(x))^2} dx \quad (5.1)$$

Allerdings können im 3D Heißrissnetzwerk zusätzlich verzweigte Risse vorkommen, wie in Abbildung 5.3 (links) exemplarisch dargestellt. Damit an diese ein Polynom angefitet werden kann, müssen die Risse zunächst skeletonisiert werden (D in Abbildung 5.2). Hierfür wird die in der MATLAB „Image Processing Toolbox“ enthaltene Funktion *bwskel* [120] verwendet, bei der die Risse auf ihre geometrischen Hauptachsen reduziert werden (Abbildung 5.3 (rechts)), indem nur Pixel erhalten bleiben, die mindestens zwei Randpixel mit gleichem Abstand haben. Folglich haben die skeletonisierten Risse lediglich die Dicke von einem Pixel, so dass Pixel mit mehr als zwei Nachbarn einen Kreuzungspunkt darstellen und eliminiert werden. Anschließend kann die Längenanalyse wie beschrieben durchgeführt werden. Zusätzlich kann aus der Anzahl der Kreuzungspunkte der Verzweigungsgrad des Risses ermittelt werden.

Für die Analyse der Rissorientierungen wird an jeden einzelnen Riss der 2D Schnittbilder mit der *regionprops* Funktion aus der „Image Processing Toolbox“

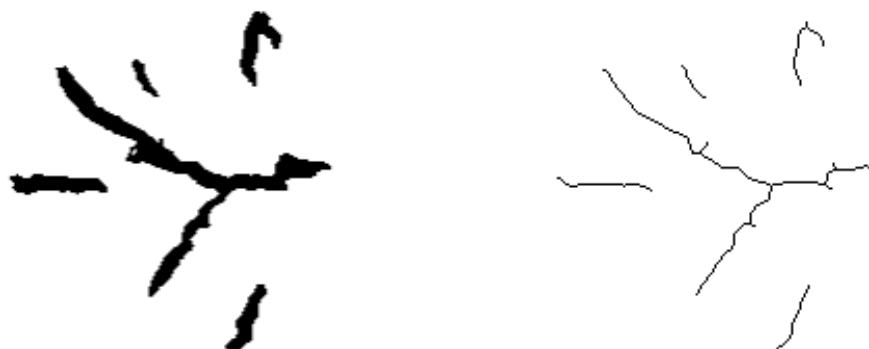


Abbildung 5.3: Segmentiertes Schnittbild (links). Skeletonisiertes Bild (rechts).

von MATLAB eine Ellipse angefitet und die Orientierung der Hauptachse zur Längsachse der Schweißnaht ermittelt.

5.3 Analyse des erstarrungsrissskritischen Temperaturintervalls

Nach dem Heißrisskriterium von Prokhorov bilden sich die Heißrisse zwischen den beiden Isothermen $T_{ETI,min}$ und $T_{ETI,max}$, so dass die Risslängen durch diese begrenzt werden. Dabei muss jedoch berücksichtigt werden, dass sich der Schweißbrenner und somit auch die Isothermen während des Biegevorganges um die Strecke $L_S = v_S \cdot t_B$ (mit der Biegezeit t_B) entlang der Längsachse in Schweißrichtung bewegen. Folglich muss die Strecke L_S , welche die Isotherme $T_{ETI,max}$ zwischen dem Beginn der Biegung ($T_{ETI,max,1}$) und dem Ende des Biegeprozesses ($T_{ETI,max,2}$) zurücklegt, berücksichtigt werden. Aus diesem Grund werden, wie in Abbildung 5.4 a) dargestellt, bei der Analyse des heißrisskritischen Temperaturintervalls bei jedem segmentierten Schnittbild die Rissspitzen für die Isotherme $T_{ETI,min,1}$ (blau) und $T_{ETI,max,2}$ (orange) ermittelt. Zusätzlich wird die Schweißbrennerposition zu Beginn der Biegung ($l_{c,1}$) und zum Ende ($l_{c,2}$) festgelegt. Anschließend wird die Ellipsengleichung

$$y = \frac{b}{a} \sqrt{a^2 - x^2}, \quad (5.2)$$

mit der Halbachsenlänge a in Längsrichtung (x-Achse) und der Halbachsenlänge b in Querrichtung (y-Achse) angefügt, so dass zwei elliptische Isothermen ($T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$) für jedes Schnittbild erhalten werden. Der Abstand dieser beiden Isothermen ist dann die Länge des erstarrungsrissskritischen Temperaturintervalls $L_{ETI,tot}$. Da dieses Vorgehen für jedes einzelne Schnittbild des μ CT-Scans durchgeführt wird, erhält man auf diese Weise die Tiefeninformation über den 3D Verlauf des erstarrungsrissskritischen Temperaturintervalls (Abbildung 5.4 b))

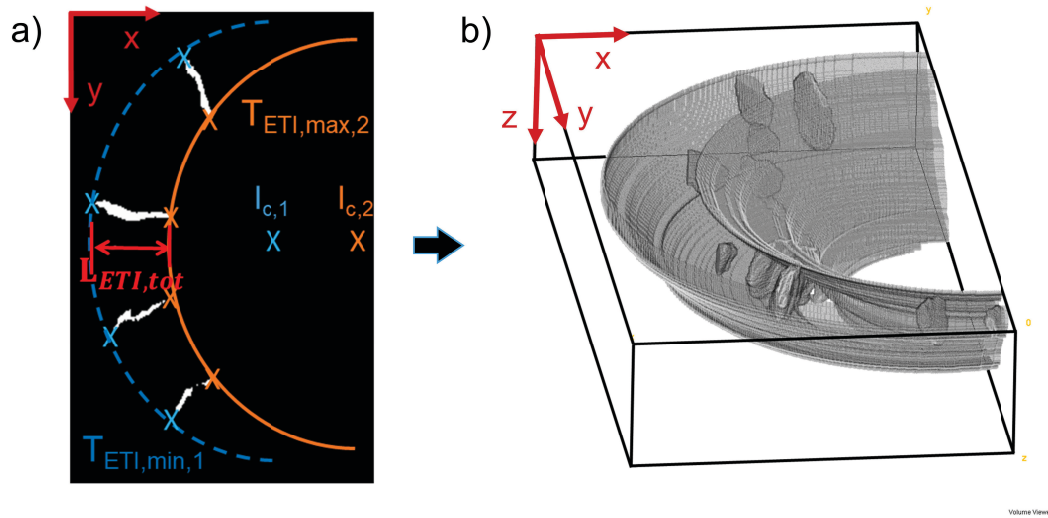


Abbildung 5.4: Ermittlung der Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ mittels Ellipsen Fit und vorgegebenen Mittelpunkt $l_{c,1}$ und $l_{c,2}$ am Beispiel eines μ CT- Schnittbildes (a). 3D Darstellung des durch Ellipsen fitting ermittelten heißrisskritischen Temperaturintervalls. Exemplarische Darstellung für den Cr8Ni6 Schweißzusatz, getestet im Vareststraint Modus mit $v_B = 2$ mm/s, $v_S = 1,8$ mm/s ($E_S = 15$ kJ/cm) und $\varepsilon_S = 4\%$.

5.4 Rekonstruktion des Schmelzbades und der Erstarrungsrichtung

In Kapitel 2.3.2.2 wurde gezeigt, dass die Erstarrungsrichtung orthogonal zur Erstarrungsfront verläuft (vgl. Abbildung 2.14). Aus diesem Grund ist anzunehmen, dass die Erstarrungsrichtung und das Schmelzbad, aus der Orientierung der interkristallin verlaufenden Heißrisse, rekonstruiert werden kann.

Für die Rekonstruktion der Schmelzbäder bzw. der Erstarrungsrichtungen wird zunächst an jeden Riss in jedem Schnittbild ein Polynom angefitet (Abbildung 5.5 a). Dabei hat sich ein Polynom zweiten Grades bewährt, da sich damit die Risse am besten approximieren lassen. Es muss zusätzlich darauf geachtet werden, dass die Daten über den Abstand zur Schweißnahtmitte, also der y-Achse aufgetragen sind, so dass anschließend die Ableitung $f'_1(y) = \frac{df_1}{dy}$ des Polynoms gebildet und die Steigungen über den Abstand zur Schweißnahtmitte aufgetragen werden kann (Abbildung 5.5 b)). Da die Erstarrungsrichtung orthogonal zur Erstarrungs-

front verläuft, müssen die Orientierungen für die Schmelzbadrekonstruktion um 90° gedreht werden ($f'_2(y) = -1/f'_1(y)$). Da von einer elliptischen Schmelzbadgeometrie ausgegangen wird, ist in diesem Fall die Steigung des Polynomfits gleich der Ableitung der Ellipsengleichung. Mit der Ableitung der Ellipsengleichung 5.2 und $x \geq 0$:

$$f'_2(y) = \frac{df_2(y)}{dy} = -\frac{ay}{b\sqrt{b^2 - y^2}} \quad (5.3)$$

und

$$f'_1(y) = \frac{df_1(y)}{dy} = \frac{ay}{b\sqrt{b^2 - y^2}} \quad (5.4)$$

können nun Gleichungen 5.3 und 5.4 an die aus den Rissen ermittelten Steigungen angefitet werden. Die Fitergebnisse werden schließlich integriert, so dass der Verlauf der Erstarrungsrichtung und des Schmelzbades erhalten wird.

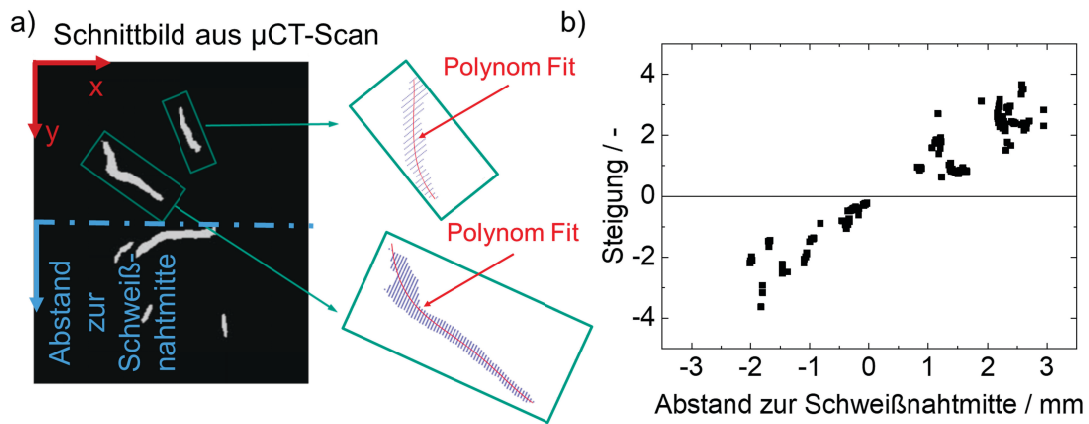


Abbildung 5.5: Rekonstruktion des Schmelzbades und der Erstarrungsrichtung aus der Rissorientierung am Beispiel des Cr8Ni6 Schweißzusatzes, geprüft im Varestraint Modus bei $v_S = 3,0$ mm/s und $v_B = 2,0$ mm/s. Zunächst wird an jeden einzelnen Riss ein Polynom zweiten Grades angefitet (a). Anschließend wird das Polynom abgeleitet und die ermittelten Steigungen über den Abstand zur Schweißnahtmitte geplottet (b).

5.5 Messunsicherheiten bei der Bildanalyse

5.5.1 Einfluss der Segmentierungsparameter

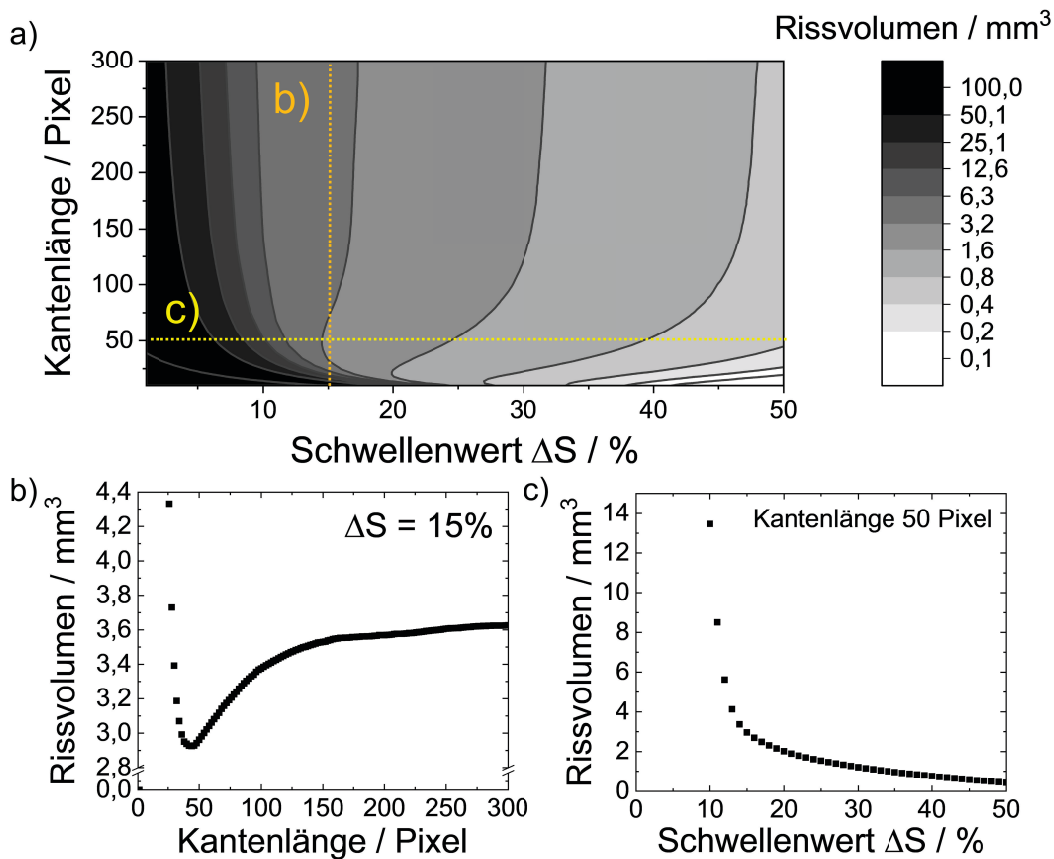


Abbildung 5.6: Einfluss der gewählten Kantenlänge des Würfels und des gewählten Schwellenwertes ΔS auf das segmentierte Rissvolumen (a) des Schweißzusatzes Cr8Ni6, geprüft im Transvarestraint Modus bei $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$, $v_B = 2,0 \text{ mm/s}$ und $\varepsilon_S = 4\%$. Einfluss der gewählten Kantenlänge des Würfels auf das segmentierte Rissvolumen (b). Einfluss des gewählten Schwellenwertes ΔS auf das segmentierte Rissvolumen (c).

Die rekonstruierten μCT -Schnittbilder werden im ersten Schritt der Auswertung segmentiert. Mit dem in dieser Arbeit verwendeten „Adaptiven Schwellwert Algorithmus“ werden die μCT -Schnittbilder in definierte Regionen (Würfel mit festgelegten Kantenlängen) eingeteilt. Abbildung 5.6 a) zeigt den Einfluss der Schwellenwerte ($1\% \leq \Delta S \leq 50\%$) und der Kantenlänge des Würfels (10 Pi-

xel \leq Kantenlänge ≤ 300 Pixel) in Form eines Konturplots am Beispiel des Schweißzusatzes Cr8Ni6, geprüft im Transvarestraint Modus bei $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$, $v_B = 2,0 \text{ mm/s}$ und $\varepsilon_S = 4\%$. Zusätzlich sind exemplarisch die Verläufe für den konstanten Schwellenwert $\Delta S = 15\%$ (b) und für die konstante Kantenlänge von 50 Pixeln (c) dargestellt. Wie in Abbildung 5.6 b) bei einer Kantenlänge von 1 Pixel dargestellt, beträgt das segmentierte Rissvolumen 0 mm^3 , da der mittlere lokale Grauwert gleich dem Grauwert des einzigen Voxels innerhalb des Würfels entspricht. Anschließend steigt das detektierte Volumen bei einer Kantenlänge von 2 Pixel sprunghaft auf über 100 mm^3 an (nicht in Abbildung zu sehen). Bei weiterer Vergrößerung der Kantenlänge fällt das Rissvolumen bis zum Minimalwert von ca. $2,93 \text{ mm}^3$ bei 44 Pixel ab um dann anschließend wieder auf ca. $3,63 \text{ mm}^3$ anzusteigen. Ab einer Kantenlänge von 300 Pixel bleibt schließlich das ermittelte Rissvolumen konstant, da ab hier die Würfel größer als das Probenvolumen sind. Abbildung 5.6 c) zeigt den Einfluss des gewählten Schwellenwertes ΔS bei konstanter Kantenlänge. Dabei ist zu sehen, dass das Rissvolumen mit steigendem ΔS abnimmt.

Um die optimalen Segmentierungsparameter zu ermitteln, wurde jedes einzelne

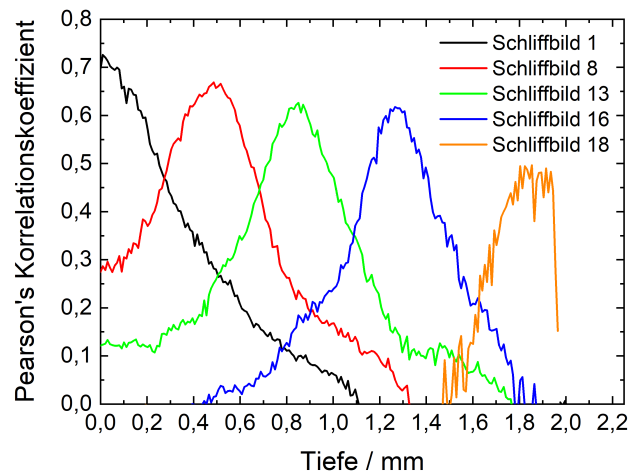


Abbildung 5.7: Beim Maximalwert des Pearson's Korrelationskoeffizienten ist die größte Übereinstimmung zwischen den μ CT-Schnittbildern und dem metallographischen Schliffbild, so dass das Schliffbild einer entsprechenden Probentiefe zugeordnet werden kann. Cr8Ni6 Schweißzusatzwerkstoff, geprüft im Transvarestraint Modus bei $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$, $v_B = 2,0 \text{ mm/s}$ und $\varepsilon_S = 4\%$.

metallographische Schliffbild mit den 2048 Schnittbildern des μ CT-Scans verglichen und dabei der Pearson's Korrelationskoeffizient berechnet. Dieser ist ein Maß für den Grad des linearen Zusammenhangs zwischen den beiden Bildern. Er kann betragsmäßig Werte zwischen 1 und 0 annehmen. Bei dem Wert 1 besteht ein vollständiger linearer Zusammenhang zwischen den betrachteten Bildern. Nimmt der Korrelationskoeffizient hingegen den Wert 0 an, hängen die Bilder nicht linear voneinander ab. Abbildung 5.7 zeigt beispielhaft den Verlauf des Korrelationskoeffizienten für fünf Schliffbilder. Der Maximalwert ist dann das μ CT-Schnittbild welches die größte Übereinstimmung mit dem Metallographiebild zeigt. Für die so zugeordneten Bilder wird der Schwellenwert ΔS variiert und der Pearson's Korrelationskoeffizient berechnet. Exemplarisch ist dies für die Tiefe von 0,9 mm in Abbildung 5.8 a) dargestellt.

Dabei zeigt sich, dass sich zwischen $14 \leq \Delta S \leq 26$ ein Plateau ausbildet, bei dem der Korrelationskoeffizient um weniger als 5%, bezogen auf den Maximalwert, schwankt. Für Schwellenwerte $\Delta S < 14$ kommt es aufgrund des verwendeten Wachstumsalgorithmus zum sogenannten „Leakage-Effekt“. Das heißt ab hier kommt es zu einem überproportional starken Anstieg des Rissvolumens, da großflächig auch das Grundmaterial segmentiert wird und folglich der Korrelationskoeffizient sinkt. Bei Schwellenwerten $\Delta S > 26$ werden die Risse nur noch unvollständig segmentiert, so dass auch hier der Korrelationskoeffizient abnimmt. Der maximale Korrelationskoeffizient liefert für dieses Schnittbild den optimalen Schwellenwert bei $\Delta S = 16\%$ zur Segmentierung. In Abbildung 5.8 b) sind die so ermittelten ΔS des maximalen Korrelationskoeffizienten (schwarze Punkte) dargestellt. Zusätzlich sind die minimalen und maximalen ΔS , bei denen der Korrelationskoeffizient maximal um 5% kleiner als der Maximalwert ist (rote Linien) angegeben. Dabei zeigt sich, dass für die hier betrachtete Probe der Schwellenwert ΔS zwischen 16% und 19% gewählt werden sollte, um eine möglichst hohe Übereinstimmung mit den metallographischen Schnittbildern zu erreichen.

In Abbildung 5.9 a) ist die aus dem μ CT-Scan ermittelte Gesamtrisslänge als Funktion der Tiefe für $\Delta S = 16\%$ und $\Delta S = 19\%$ dargestellt. Dabei ist die grau schraffierte Fläche zwischen diesen beiden Kurven die Unsicherheit, die aus der Wahl des Schwellenwertes während der Segmentierung resultiert. Zusätzlich ist die Gesamtrisslänge, die mittels der metallographischen Schliffbilder bestimmt wurde, dargestellt. Die daraus resultierenden maximalen, minimalen und durch-

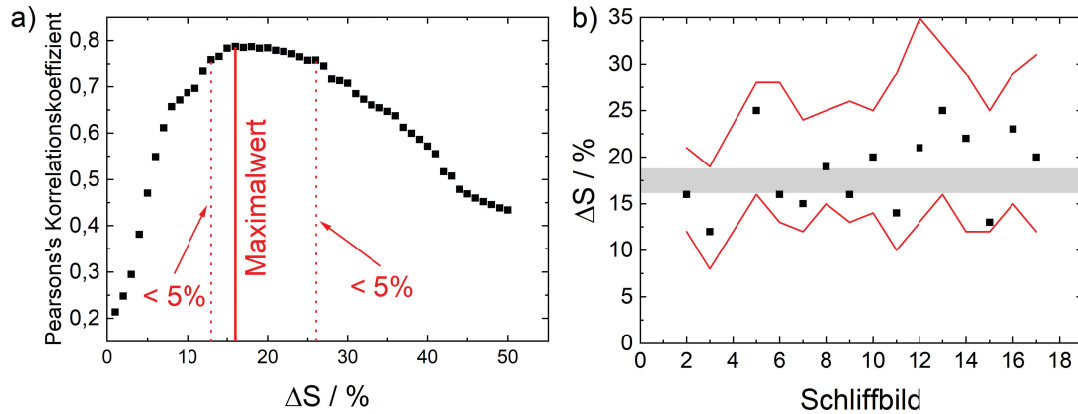


Abbildung 5.8: Maximum des Pearson's Korrelationskoeffizienten liefert optimalen Schwellenwert ΔS zur Segmentierung (a). Unterer und oberer Schwellenwert ΔS mit Korrelationskoeffizient $< 5\%$ zu Maximalwert für die unterschiedlichen metallographischen Schliffbilder (b) [121].

schnittlichen prozentualen Unsicherheiten der Gesamtrisslängen sind in Tabelle 5.1 für die μ CT- und metallographischen Analysen angegeben.

In Abbildung 5.9 b) ist das mittels μ CT ermittelte Gesamtrissvolumen für $\Delta S = 16\% - 19\%$ dem Gesamtrissvolumen aus den metallographischen Schnittbildern gegenübergestellt. Hierfür wurden die Risse zwischen den Schnittbildern linear interpoliert. Die daraus resultierenden Unsicherheiten sind in Tabelle 5.2 in Absolutwerten und prozentual (bezogen auf den jeweiligen Maximalwert) angegeben.

Tabelle 5.1: Mit dem μ CT und der Metallographie ermittelten prozentualen Abweichungen (bezogen auf den jeweiligen Maximalwert) der Gesamtrisslängen.

Methode	Maximal	Minimal	Durchschnitt
μ CT	59%	1%	13%
Metallographie	30%	6%	11%
μ CT zu Metallographie	69%	18%	37%

In Abbildung 5.10 ist die mit dem μ CT-Scan und den metallographischen Schliffbildern ermittelte Rissanzahl als Funktion der Tiefe für $\Delta S = 19\%$ dargestellt. Da die Heißrisse zunächst mittels adaptiven Schwellenwertverfahren segmentiert

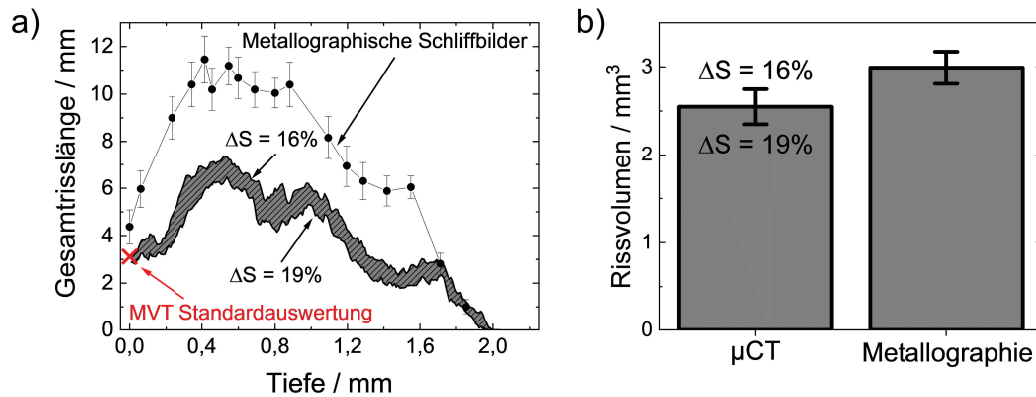


Abbildung 5.9: Gesamtrisslänge als Funktion der Tiefe, ermittelt aus dem μ CT-Scan mit dem minimalen Schwellenwert $\Delta S = 19\%$ und dem maximalen Schwellenwert $\Delta S = 16\%$. Im Vergleich dazu die aus den metallographischen Schliffbildern ermittelte Gesamtrisslänge (a). Vergleich des mit dem μ CT und der Metallographie ermittelten Rissvolumens (b). Schweißzusatzwerkstoff Cr8Ni6, geprüft im Transvarestraint Modus bei $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$, $v_B = 2,0 \text{ mm/s}$ und $\varepsilon_S = 4\%$.

Tabelle 5.2: Mittels μ CT und Metallographie ermittelte prozentuale Abweichungen (bezogen auf den jeweiligen Maximalwert) des Rissvolumens.

Methode	Absolut	Prozentual
μ CT	$0,4 \text{ mm}^3$	16%
Metallographie	$0,36 \text{ mm}^3$	12%
μ CT zu Metallographie	$0,44 \text{ mm}^3$	15%

werden und die Risse anschließend mittels Schwellenwerts S_2 auf ihre endgültige Größe wachsen, bleibt für $\Delta S = 16\% - 19\%$ die Rissanzahl konstant. In dieser Darstellung wird deutlich, dass die μ CT-Analyse die Rissanzahl im Vergleich zur Metallographie unterschätzt. In Tabelle 5.3 ist die maximale, minimale und die durchschnittliche prozentuale Abweichung angegeben.

Im Gegensatz zu der Risslänge und zum Rissvolumen ist die Rissorientierung unanfällig gegenüber der Wahl des Schwellenwertes (Fehler $< 1\%$) und unterscheidet sich bei beiden Analysemethoden (μ CT zu Metallographie) ebenfalls nur geringfügig ($< 1\%$).

Da davon ausgegangen wird, dass die metallographischen Schliffbilder aufgrund

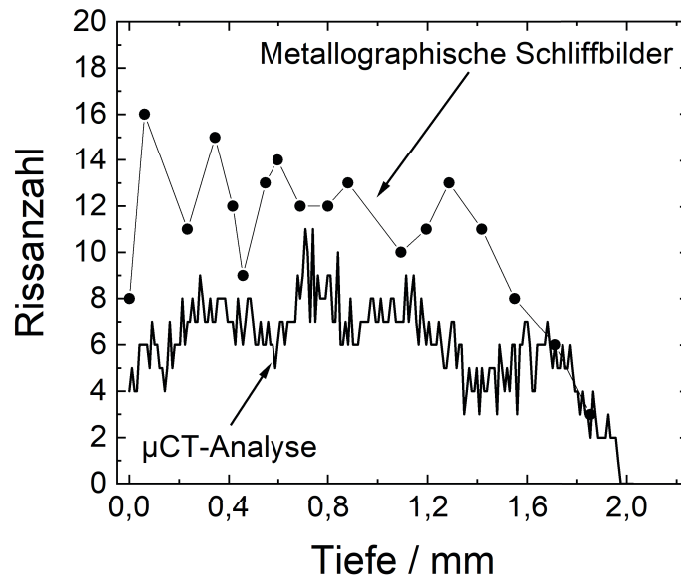


Abbildung 5.10: Rissanzahl als Funktion der Tiefe, ermittelt aus dem μ CT-Scan und mit den metallographischen Schliffbildern. Schweißzusatz Cr8Ni6, geprüft im Transvarestraint Modus bei $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$, $v_B = 2,0 \text{ mm/s}$ und $\varepsilon_S = 4\%$

Tabelle 5.3: Mit dem μ CT und der Metallographie ermittelten prozentualen Abweichungen der Rissanzahl.

Unsicherheit	Maximal	Minimal	Durchschnitt
μ CT zu Metallographie	62%	0%	41%

der nominell erreichbaren Auflösung die Realität besser als die μ CT-Scans abbilden, zeigen die Untersuchungen, dass die μ CT-Analyse die tatsächlichen quantitativen Parameter (Ausnahme: Rissorientierung) deutlich unterschätzt. Die Abweichung der Gesamtrisslänge ist dabei abhängig von der jeweiligen Position des Risses innerhalb des Probenvolumens und beträgt selbst mit dem größtmöglichen Schwellenwert bei der untersuchten Probe maximal ca. 69% und minimal ca. 18%. Die berechnete durchschnittliche Abweichung beträgt ca. 37%. Bei der Rissanzahl wird deutlich, dass nicht alle Risse im μ CT-Scan detektiert werden können. Hier beträgt der durchschnittliche Fehler ca. 41%. Das Heißrissvolumen unterscheidet sich um ca. 15%. Folglich muss bei allen in dieser Arbeit durchgeführten μ CT-Analysen von einem systematischen Fehler durch die angewandte Methode

ausgegangen werden. Dieser Fehler wird maßgeblich durch den Einfluss des jeweiligen Risses auf das Absorptionsverhalten der Röntgenstrahlung beeinflusst. Die Einflussgrößen sind hierbei u.a. die Abmessungen der Probe und des Risses, die Position des Risses innerhalb der Probe und die Orientierung des Risses zum Röntgenstrahl.

Die Abweichungen innerhalb der μ CT-Analyse resultieren aus der Unsicherheit bei der Wahl des Schwellenwertes. Das Heißrissvolumen unterscheidet sich zwischen $\Delta S = 16\% - 19\%$ um 16%. Die Gesamtrisslänge schwankt, abhängig von der Position des Heißrisses innerhalb der Schweißnaht zwischen ca. 59% und ca. 1%. Entscheidend ist hierbei maßgeblich der Grauwertübergang zwischen Riss und Grundmaterial, der ebenfalls aus dem Absorptionsverhalten des Risses resultiert. Die Unsicherheiten können deshalb für unterschiedliche Risse stark voneinander abweichen, so dass eine pauschale Aussage nicht möglich ist. Jedoch kann für die hier betrachtete Probe ein Durchschnittswert berechnet werden, der ca. 13% beträgt.

5.5.2 Wahl geeigneter Segmentierungsparameter

Im vorangegangenen Kapitel 5.5.1 wurde gezeigt, dass die Wahl der Segmentierungsparameter die Ergebnisse der quantitativen Heißrissanalyse stark beeinflusst. Da die metallographische Analyse des 3D Heißrissnetzwerkes sehr aufwendig ist, kann dieses Verfahren aus Zeitgründen nur an ausgewählten Probenzuständen durchgeführt werden. Aus diesem Grund stellt sich bei der Auswertung die grundsätzliche Frage, welche Segmentierungsparameter sinnvollerweise gewählt werden sollten.

In Abbildung 5.11 a) ist das Histogramm des 8-bit Grauwertbildes mit 256 Graustufen dargestellt. Dabei werden die starken Grauwertschwankungen innerhalb des rekonstruierten Probenvolumens deutlich. Für die Voxel der Heißrisse werden, abhängig von ihrer Position im Volumen, Grauwerte zwischen 0 - 192 und für den Schweißzusatzwerkstoff zwischen 40 - 255 ermittelt. Folglich kann der Grauwertbereich zwischen dem minimalen Grauwert des Grundmaterials $g_{Material,min} = 40$ und dem maximalen Grauwert der Risse $g_{Riss,max} = 192$ nicht eindeutig den Rissen oder dem Werkstoff zugeordnet werden. Exemplarisch ist in Abbildung 5.11 b) das Histogramm für einen 50 x 50 x 50 Voxel Würfel dargestellt. Hier liegt der

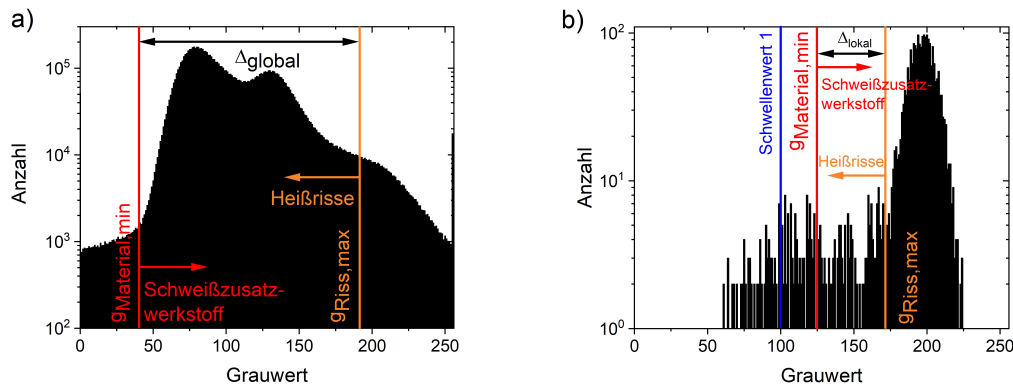


Abbildung 5.11: Histogramme der rekonstruierten μ CT-Schnittbilder beim Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatzwerkstoff, geprüft im Transversetrain Modus bei $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$. Gesamtes Histogramm (a). Histogramm eines $50 \times 50 \times 50$ Voxel Würfels für den „Adaptiven Schwellwert Algorithmus“ (b).

Grauwertbereich, für den keine eindeutige Zuordnung „Riss“ oder „Werkstoff“ stattfinden kann, zwischen ca. 125 und 171 und ist damit im Vergleich zur globalen Betrachtung deutlich kleiner ($\Delta_{global} = 152$, $\Delta_{lokal} = 46$). Für jeden Würfel im Probenvolumen kann nun jeweils ein Schwellenwert S_1 festgelegt werden. Am Beispiel von Abbildung 5.11 b) sollte der Grauwert kleiner 125 (z.B. 100) gewählt werden, damit alle segmentierten Voxel auch sicher als Risse erkannt werden. Der zweite höhere Schwellenwert S_2 für den Wachstumsalgorithmus sollte zwischen $g_{Riss,max}$ und $g_{Material,min}$ liegen. Je nach Wahl dieses Schwellenwertes werden die nicht eindeutig zuordenbaren Voxel eher zu den „Rissen“ oder dem „Werkstoff“ gezählt, so dass vor allem der Schwellenwert S_2 im Hinblick auf die Ergebnisse der quantitativen Analysen entscheidend ist. Um hierfür einen geeigneten Schwellenwert mit Hilfe des Histogramms festzulegen, kann beispielsweise das Verfahren nach Otsu [110], das Verfahren nach Huang [116] oder das MaxEntropy Verfahren [117] angewendet werden. Da sich bei den in Kapitel 5.5.1 vorgestellten metallographischen Untersuchungen gezeigt hat, dass die Heißrissanalyse mittels μ CT das tatsächlich vorliegende 3D Heißrissnetzwerk deutlich unterschätzt. Eine Erklärung hierfür liefert beispielsweise Abbildung 5.12, in der exemplarisch ein metallographisches Schliffbild und das dazugehörige μ CT-Schnittbild dargestellt ist. Dabei zeigt sich, dass kleine Risse (A), Feinstrukturen (B) und Risspit-

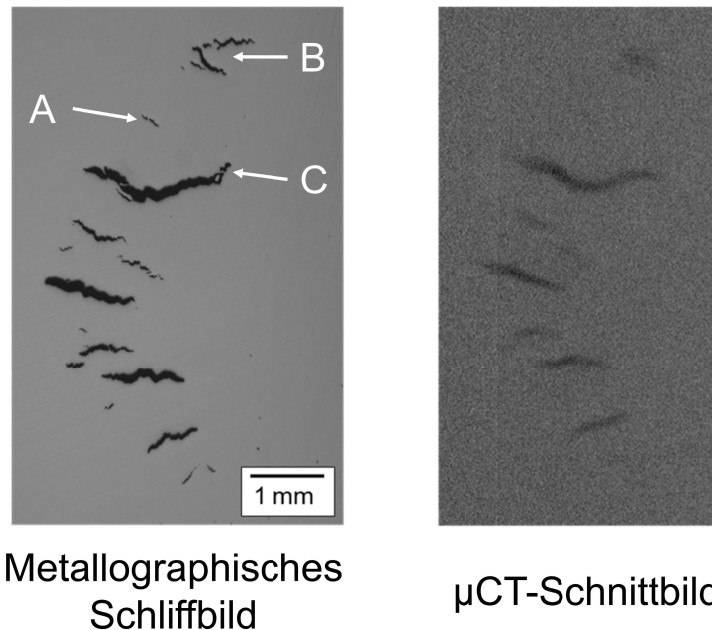


Abbildung 5.12: Vergleich eines Metallographiebildes (links) mit dem zugehörigen μ CT-Schnittbild (rechts).

zen (C) bei der μ CT-Analyse nur sehr schlecht auflösbar sind. Offensichtlich ist trotz des Zertrennens der MVT-Probe, die maximale akkumulierte Durchstrahlungslänge für das verwendete CT-Prüfsystem verhältnismäßig groß, so dass die erreichte Bildqualität für eine exakte quantitative Analyse nicht ausreichend ist (siehe Abbildung 5.9). Aus diesem Grund wurde in dieser Arbeit Schwellenwert S_2 , möglichst hoch bei $g_{Riss,max}$ festgelegt, um den Fehler der quantitativen μ CT-Analyse möglichst klein zu halten. Praktisch kann dies erfolgen, indem schrittweise der Schwellenwert erhöht wird, bis es zum so genannten „Leakage“ kommt. Dieser Schwellenwert kann beispielsweise aus den Kurvenverläufen in Abbildung 5.6 bestimmt werden, da es an dieser Stelle zu einem überproportional starken Anstieg des Rissvolumens kommt. Der Grauwert $g_{Riss,max}$ ist dann der Schwellenwert kurz vor dem „Leakage“. Bei der in Kapitel 5.5.1 untersuchten Probe wird das Rissvolumen bei diesem Schwellenwert um ca. 15%, die Gesamtrisslänge durchschnittlich um ca. 37% und die Rissanzahl um durchschnittlich ca. 41% unterschätzt, jedoch ist der Mehrwert zur Standard Auswertung aufgrund der Volumeninformation immer noch gegeben. Zusätzlich werden bei der einfachen Oberflächenauswertung lediglich Risse analysiert, die bei einer Vergrößerung von

25 x detektiert werden können. Kleinere Risse werden hier bewusst nicht in der Auswertung berücksichtigt. Aus diesem Grund liefert der Vergleich der Gesamtrisslänge bei der herkömmlichen Auswertung mit ca. 3,12 mm und bei der Oberfläche des μ CT-Scans mit ca. 3,16 mm Werte in ähnlicher Größenordnung.

5.6 Einfluss der Eigenspannungsrelaxationen auf die Detektierbarkeit der Risse

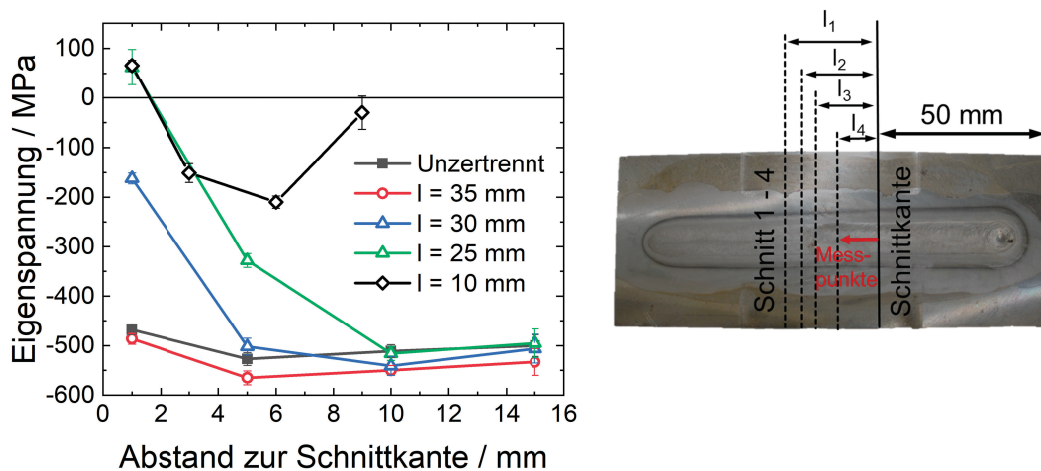


Abbildung 5.13: Röntgenographisch mit dem $\sin^2\Psi$ Verfahren ermittelte longitudinale Eigenspannungskomponente ($\text{Cr11Mn5}, Cr_{eq}/Ni_{eq} = 3,28$) entlang der Schweißnahtmitte mit zunehmenden Abstand zur Schnittkante. Gemessen an der unzertrennten Probe und anschließend an den sukzessiv kleiner geschnittenen Proben ($l = 35 - 10$ mm)

In Abbildung 5.13 werden für den Cr11Mn5 Schweißzusatzwerkstoff die röntgenographischen Eigenspannungsmessungen entlang der Schweißnahtmitte mit zunehmenden Abstand zur Schnittkante, für die unterschiedlichen Probenlängen ($l=35 - 10$ mm) miteinander verglichen. An der ungetrennten Probe werden entlang der Längsachse nahezu konstante Druckeigenspannungen von ca. -500 MPa ermittelt. Diese steigen zunächst betragsmäßig bei einer Probenlänge von $l_1 = 35$ mm auf ca. 550 MPa an. Ursache für dieses, zunächst unerwartete Verhalten, könnte der nicht homogene Eigenspannungszustand entlang der Längsachse sein, welcher beim Setzen des ersten Schnittes zu einem überlagerten Biegemom-

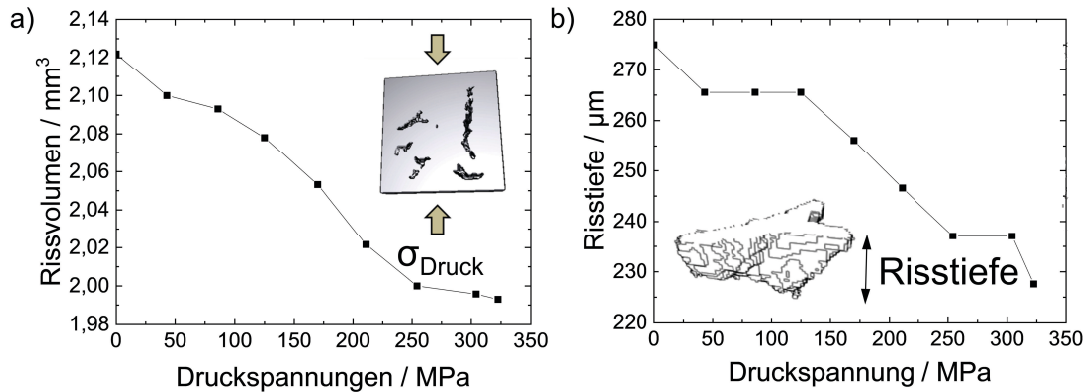


Abbildung 5.14: Ermitteltes Heißrissvolumen (a) als Funktion der aufgetragenen Druckspannung und ermittelte Risstiefe (b) als Funktion der aufgetragenen Druckspannung während des einachsigen in-situ Belastungsversuchs im μCT [115].

ment führt, so dass an der Oberfläche zunächst betragsmäßig leicht höhere Druckeigenspannungen bestimmt werden. Nahe der Schnittkante (Abstand = 1 mm) bei der Probenlänge $l_2 = 30$ mm relaxieren die Druckeigenspannungen mit abnehmender Probenlänge von ca. -460 MPa ($l_1 = 35$ mm) auf ca. -160 MPa ($l_2 = 30$ mm) und sind bei der Länge $l_3 = 25$ mm vollständig relaxiert, so dass schließlich leichte Zugeigenspannungen ermittelt werden. Je kleiner die Probe zertrennt wird, desto weitreichender ist der Abstand zur Schnittkante, bei dem die Eigenspannungen relaxieren. Bei der Probenlänge $l_4 = 10$ mm relaxieren schließlich die Eigenspannungen über die komplette Längsachse, so dass maximale Druckeigenspannungen von lediglich ca. -200 MPa bestimmt werden.

Um den Einfluss der Eigenspannungen, besonders beim Relaxieren der Druckeigenspannungen während des Schneidens der MVT-Probe auf das Heißrissnetzwerk abschätzen zu können, wurden Belastungsversuche mit der Zug/Druck Prüfmaschine im μCT durchgeführt [115]. Das ermittelte Heißrissvolumen als Funktion der aufgetragenen Druckspannung ist in Abbildung 5.15 a) dargestellt. Dabei wird mit zunehmenden Druckspannungen eine Abnahme des detektierten Rissvolumens beobachtet, so dass bei einer einachsigen Druckbeanspruchung von 325 MPa im Vergleich zum unbeanspruchten Zustand ein um ca. $0,14 \text{ mm}^3$ geringeres Rissvolumen detektiert wird. Werden nur einzelne Risse des Heißriss-

netzwerkes betrachtet, fällt auf, dass vor allem Risse, welche näherungsweise 90° zur Belastungsrichtung (Modus I Rissbeanspruchung) orientiert sind, für den Rückgang des detektierten Rissvolumens verantwortlich sind. Dies ist exemplarisch anhand der ermittelten Risstiefe für einen Riss in Abbildung 5.15 b) dargestellt. Bei einer einachsigen Druckbeanspruchung von 325 MPa wird eine um ca. $45 \mu\text{m}$ geringere Risstiefe detektiert. Risse die näherungsweise 0° zur Belastungsrichtung orientiert sind (Modus III Rissbeanspruchung), zeigen nahezu konstante Werte (Risstiefe, Rissvolumen) für eine steigende Druckbelastung der Probe [115].

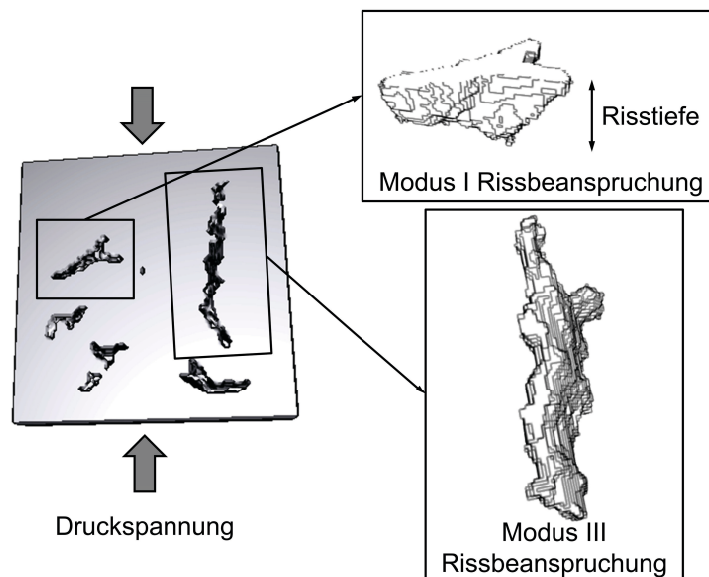


Abbildung 5.15: Die Detektierbarkeit der Risstiefe hängt von der Orientierung der Risse zur Belastungsrichtung ab. Bei Modus I Rissbeanspruchung ($\approx 90^\circ$ zur Belastungsrichtung) wird mit zunehmender Belastung ein Rückgang der detektierten Risstiefe beobachtet, während bei Modus III Rissbeanspruchung ($\approx 0^\circ$ zur Belastungsrichtung) die Risstiefe nahezu konstant bleibt [115].

5.6.1 Konsequenzen für das Heraustrennen der μCT -Proben

Da auf die Belastungsprobe nur Druck- und keine Zugspannungen aufgebracht werden, wird davon ausgegangen, dass im Beanspruchungsversuch kein Risswachstum stattfindet und die tatsächliche Risstiefe in Abbildung 5.15 konstant bleibt. Folglich beeinflusst die Druckspannung im Belastungsversuch nur die De-

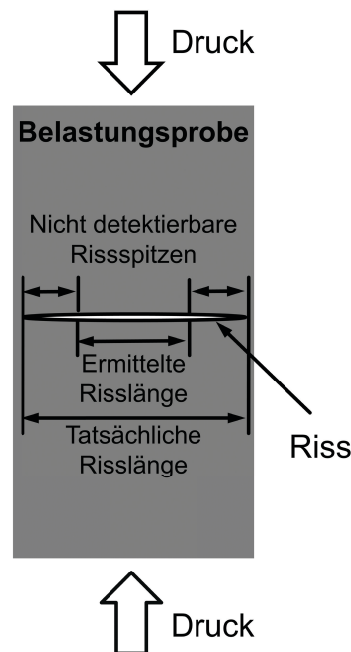


Abbildung 5.16: Schematische Darstellung der tatsächlichen Risslänge und der mittels μ CT ermittelten Risslänge. Da die Rissspitzen wahrscheinlich zu geringen Einfluss auf die Absorption der Röntgenstrahlung haben, werden diese nur unzureichend detektiert. Dieser Effekt verstärkt sich mit Druckspannungen. Folglich sollte das Relaxieren von Druckeigenstressungen beim Schneiden der MVT-Probe eine bessere Detektierbarkeit der Heißrisse zur Folge haben.

Detektierbarkeit der Risse im μ CT-Scan, wenn die gegenüberliegenden Rissflächen mit steigender Druckkraft stärker aufeinander gepresst werden. Vor allem die Rissspitze hat zunehmend geringeren Einfluss auf die Absorption der Röntgenstrahlung und wird dadurch zunehmend schlechter detektiert. Dies ist in Abbildung 5.16 schematisch dargestellt und würde zusätzlich erklären, warum die detektierte Risstiefe mit steigender Druckspannung und bei Proben mit Orientierungen von näherungsweise 90° zur Belastungsrichtung abnimmt, während sie bei Rissen mit Orientierungen von ca. 0° nahezu konstant bleibt.

Die Eigenspannungsanalysen zeigen, dass abhängig von der Entfernung zur Schnittkante die Eigenspannungen von ursprünglich ca. -550 MPa (unzertrennte Probe) bei der Probenlänge $l_3 = 25$ mm und in 1 mm Abstand zur Schnittkante vollständig relaxiert sind. Druckeigenstressungen liegen bei unzertrennten Pro-

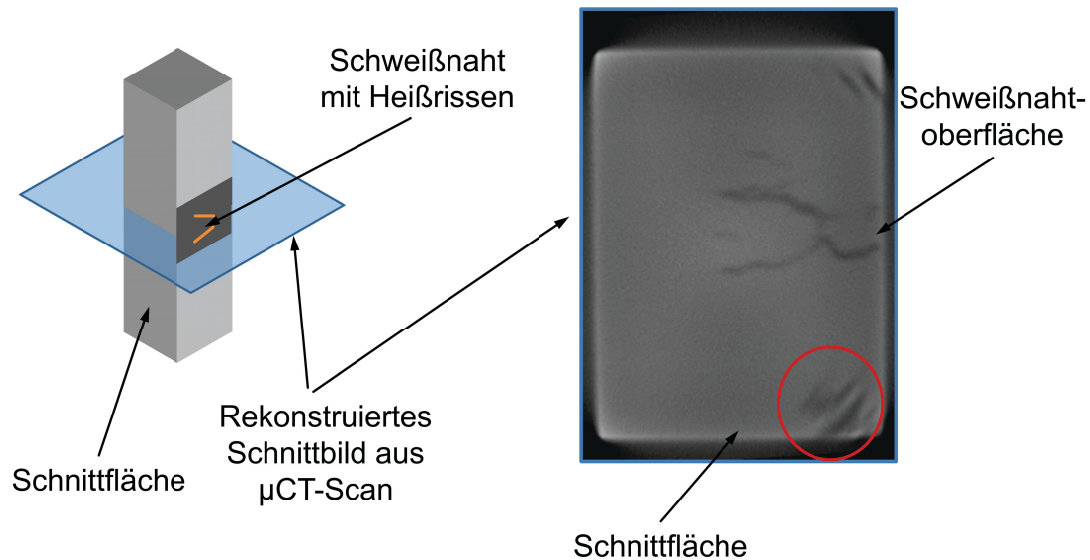


Abbildung 5.17: Schnittbild einer getrennten Probe. Rot umkreist sind Risse, welche vermutlich durch Spannungsrelaxationen während des Trennvorganges bis an die Schnittfläche reichen und stark aufklaffen.

ben, welche mit LTT-Schweißzusatzwerkstoffen geschweißt wurden, üblicherweise im gesamten Bereich der Schweißnaht (Position der Heißrisse) vor, wie beispielsweise die Eigenspannungsanalysen in Abbildung 5.13 oder in [115] zeigen. Folglich kommt es im Bereich der Heißrissnetzwerke aufgrund des Trennens der Probe stets zur Relaxation von Druckeigenspannungen. Wie beim Belastungstest gezeigt wurde, wirkt sich dies positiv auf die Detektierbarkeit der tatsächlichen Risslängen/Risstiefen aus.

Allerdings ist dabei zu beachten, dass die Eigenspannungsrelaxationen innerhalb des Probenvolumens extrem inhomogen sind und der Effekt auf einen Riss abhängig von seiner Orientierung und Lage im Probenvolumen ist. Risse in Schnittnähe erfahren im Vergleich zu weiter entfernten Rissen stärkere Eigenspannungsrelaxationen und können unverhältnismäßig stark aufklaffen, wie beispielsweise in Abbildung 5.17 zu sehen ist. Beim μ CT-Scan der ganzen Probe wurden offensichtlich die rotumkreisten Risse aufgrund ihrer schlechten Detektierbarkeit unterschätzt, so dass der Schnitt zu nah am Heißrissnetzwerks erfolgte. Nach dem Heraustrennen reichen diese Risse bis an die Schnittfläche und klaffen so stark auf, dass keine zuverlässige quantitative Auswertung mehr erfolgen kann.

Es muss also darauf geachtet werden, dass dieser minimale Schnittabstand zu den Heißrissnetzwerken nicht unterschritten wird. Der Abstand des Heißrissnetzwerks zur Schnittkante von 1 mm hat sich als ein guter Kompromiss für eine möglichst kleine Probe bewährt, ohne dass es zu den in Abbildung 5.17 gezeigten Effekten kommt.

6 Ergebnisse

Die in Kapitel 5 erarbeitete 3D-Auswertestrategie wird in diesem Kapitel auf die MVT-Proben angewendet. Zunächst wird die tomographische Analyse anhand drei unterschiedlicher Schweißzusatzwerkstoffe (Cr6Ni8, Cr7Ni6 und Cr7Ni8) mit der Oberflächenauswertung des MVT-Tests verglichen, um den Mehrwert bei der Berücksichtigung des gesamten 3D Heißrissnetzwerks zu verdeutlichen. Anschließend werden die 3D Heißrissnetzwerke aus der Volumenanalyse des Varestraint- und Transvarestraint Tests, anhand der LTT-Legierung Cr8Ni6 charakterisiert und gegenübergestellt. Die daraus gewonnenen Ergebnisse sind die Grundlage für das prinzipielle Verständnis der Ausbildung von 3D Heißrissnetzwerken während des MVT-Tests. Durch die gezielte Variation der Prozessparameter des MVT-Tests, kann deren Einfluss auf die Heißrissnetzwerke bewertet werden. Hierdurch sollen geeignete Randbedingungen, d.h. Schweißparameter und MVT-Parameter identifiziert werden um relevante Kenngrößen zur Beschreibung der Heißrissanfälligkeit in Analogie zum Heißrisskriterium nach Prokhorov ableiten zu können. Im letzten Teilkapitel werden die neu erarbeiteten Heißrisskriterien für unterschiedliche LTT-Schweißzusatzwerkstoffe ermittelt und gegenübergestellt. Dafür wurden LTT-Legierungen nach dem Cr/Ni und dem Cr/Mn Legierungskonzept mit unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung verwendet.

6.1 Vergleich der Oberflächenauswertung mit der Volumenanalyse

In Abbildung 6.1 sind die kumulierten Gesamtrisslängen aus der Standardoberflächenauswertung und aus der μ CT-Analyse als Funktion der Tiefe für drei unterschiedliche LTT-Schweißzusatzwerkstoffe (Varestraint Modus, $E_S = 7,5$ kJ/cm, $v_S = 3,0$ mm/s, $v_B = 2,0$ mm/s und $\varepsilon_S = 4\%$) dargestellt. In Abbildung 6.1 a) wird die Legierung Cr6Ni8 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$) mit Cr7Ni8 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,63$) verglichen. An der Schweißnahtoberfläche wird für beide Werkstoffe eine ähnliche

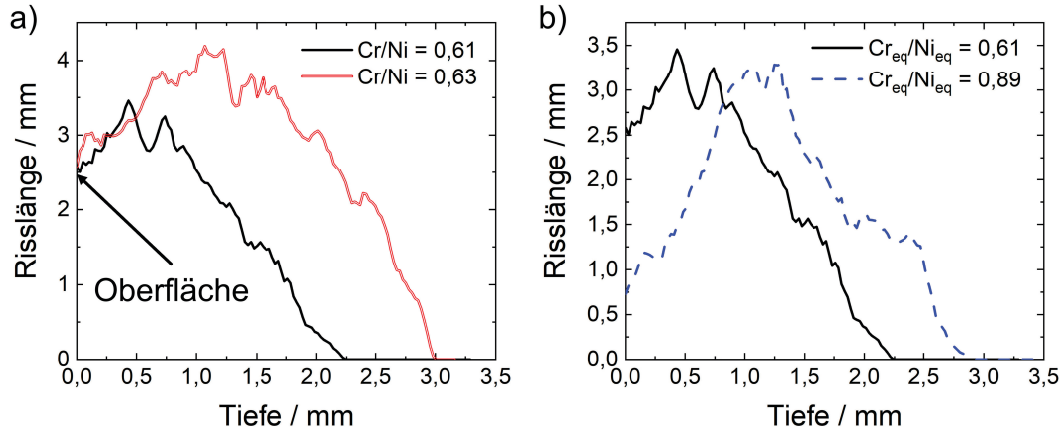


Abbildung 6.1: Gesamtrisslänge als Funktion der Tiefe für die LTT-Schweißzusatzwerkstoffe Cr6Ni8 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$) und Cr7Ni8 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,63$) (a) und Cr6Ni8 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$) und Cr7Ni6 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,89$) (b) [104]. Ermittelt im Varesstraint Modus, $E_S = 7,5$ kJ/cm, $v_S = 3,0$ mm/s, $v_B = 2,0$ mm/s und $\varepsilon_S = 4\%$.

Gesamtrisslänge von ca. 2,5 mm ermittelt. Allerdings ist das Rissnetzwerks des Cr7Ni8 Schweißzusatzes deutlich tiefreichender mit einer maximalen Tiefe D_{max} von ca. 3,0 mm im Vergleich zu der Cr6Ni8 Legierung ($D_{max} \approx 2,25$ mm). Abbildung 6.1 b) zeigt den Vergleich des Cr6Ni8 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$) Schweißzusatzwerkstoffes mit der Legierung Cr7Ni6 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,89$). Hierbei zeigt sich, dass bei Cr7Ni6 die kumulierte Risslänge an der Oberfläche deutlich geringer (ca. 0,75 mm) als bei Cr6Ni8 (ca. 2,5 mm) ist. Aus der Volumeninformation wird jedoch deutlich, dass mit ca. 2,8 mm das Cr7Ni6 Heißrissnetzwerk im Vergleich zu Cr6Ni8 tiefreichender ist.

Es ist also ersichtlich, dass die Weiterentwicklung der Standardoberflächenauswertung des MVT-Tests auf die Volumenanalyse zwingend erforderlich ist, da aus der Oberflächeninformation eines Heißrissnetzwerkes nicht zwangsläufig auf dessen Tiefenverlauf geschlossen werden kann.

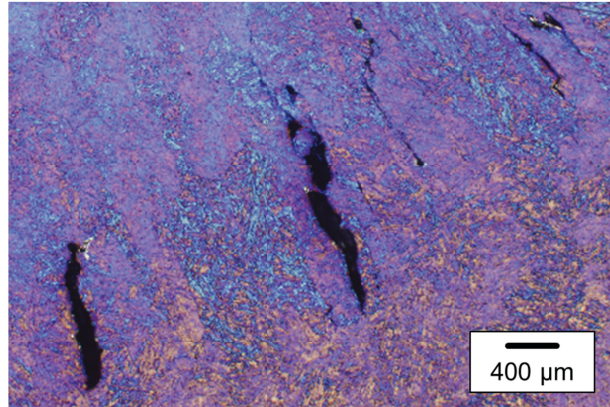


Abbildung 6.2: Metallographisches Schlichtbild einer MVT-Probe mit dem Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatz (Varestraint Modus, $v_S = 3,0$ mm/s, $E_S = 7,5$ kJ/cm und $v_B = 2,0$ mm/s), geätzt mit Lichtenegger und Bloech [122]. Die Heißrisse sind entlang der Erstarrungsrichtung orientiert.

6.2 Probenzustand nach dem MVT-Test

Am Beispiel des Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatzes, geschweißt mit der Streckenenergie $E_S = 7,5$ kJ/cm (Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3,0$ mm/s) und getestet mit den MVT-Parametern Oberflächendehnung $\varepsilon_S = 4\%$ und Biegegeschwindigkeit $v_B = 2,0$ mm/s, wird gezeigt, wie sich die 3D-Heißrisnetzwerke im Varestraint und Transvarestraint Modus ausbilden.

Das Schlichtbild in Abbildung 6.2 des LTT-Schweißzusatzwerkstoffs Cr8Ni6, im Varestraint Modus getestet und unter Anwendung des Ätzmittels nach Lichtenegger und Bloech geätzt, zeigt deutlich, dass die Heißrisse entlang unterschiedlich stark angeätzter Bereiche verlaufen. Bei makroskopischer Betrachtung ergeben diese Bereiche ein in Richtung der Wärmeabfuhr orientiertes, stängelartiges Gefüge, wie in Abbildung 6.3a) am Flachslicht (Ätzmittel CRIDA Grün HA) zu sehen ist.

REM-Untersuchungen zeigen im Kristallorientierungskontrast (ECCI) unterschiedliche Helligkeiten für diese, im metallographischen Schlicht, zu sehenden Bereiche (Abbildung 6.3b)). Da der Kristallorientierungskontrast Kristallite entsprechend ihrer Orientierung kontrastiert, ist der unterschiedlich starke Ätzmittelangriff auf abweichende Kristallorientierungen zurückzuführen. Aufgrund des bevorzugten

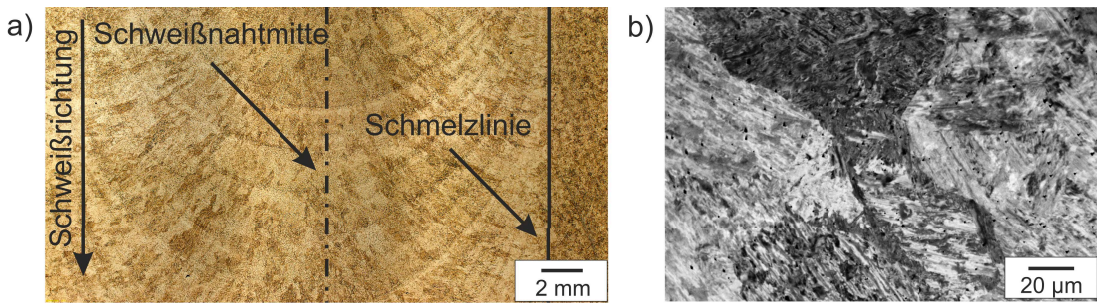


Abbildung 6.3: Metallographisches Schliffbild, geätzt mit CRIDA Grün HA. Durch unterschiedlich stark angeätzte Bereiche wird die Erstarrungsrichtung sichtbar (a) [123]. Mit Kristallorientierungskontrast aufgenommenes REM-Bild zeigt, dass die unterschiedlich stark angeätzten Bereiche wahrscheinlich auf unterschiedliche Kristallorientierungen zurückgeführt werden können (b).

Wachstums von günstig orientierten Körnern (engl. easy growth directions) in Richtung der Wärmeabfuhr wird so im metallographischen Schliffbild die Kristallisationsrichtung sichtbar, entlang derer sich die Heißrisse während des MVT-Tests ausbilden.

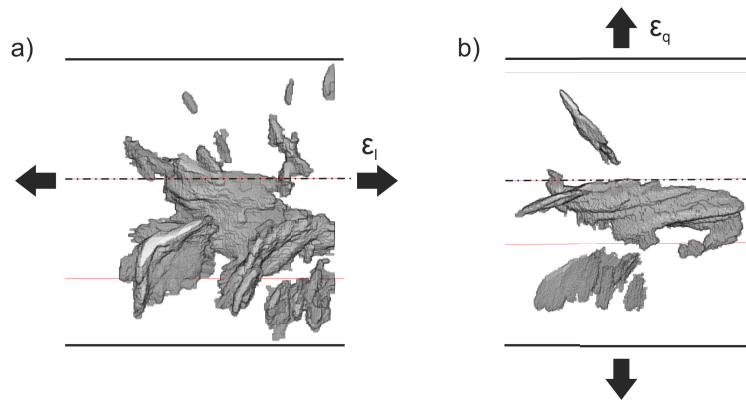


Abbildung 6.4: 3D Heißrisnetzwerke für den Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatzwerkstoff, geschweißt mit $v_S = 3,0$ mm/s für den Varestraint Modus (a) und den Transvarestraint Modus (b). Die Pfeile charakterisieren die Beanspruchungsrichtung.

Abbildung 6.4 zeigt die ermittelten 3D Heißrisnetzwerke im Varestraint Modus (a) und im Transvarestraint Modus (b). Zusätzlich sind in Abbildung 6.5 die dazugehörigen Schnittbilder der Oberfläche (Flachschliff in Tiefe = 0) für den Varestraint Modus (a) und den Transvarestraint Modus (b) dargestellt. Grundsätzlich

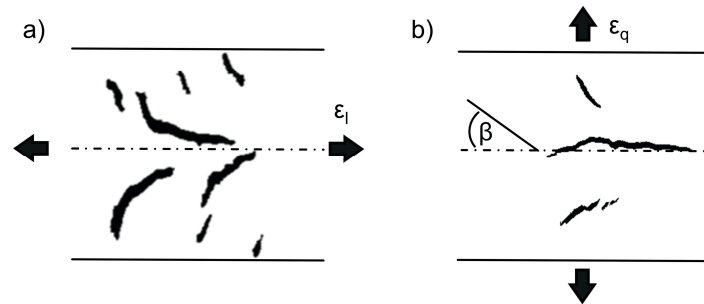


Abbildung 6.5: μ CT-Schnittbilder der Oberfläche (Tiefe = 0) für die Varestraint Modus (a) und den Transvarestraint Modus (b) für den Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatz, geschweißt mit $v_S = 3,0$ mm/s.

zeigt der Vergleich, dass sich im Varestraint Modus vor allem Risse im Bereich der Schmelzlinie gebildet haben, welche teilweise bis zur Schweißnahtmitte reichen. Im Transvarestraint Modus ist dagegen ein ausgeprägter Mittenriss entlang der Nahtmittenkorngrenze mit vereinzelt kleineren Rissen nahe der Schweißnahtmitte zu sehen. Die Auswertung der Rissorientierungen (gesamtes 3D Volumen) in Längsebene über den Abstand zur Schweißnahtmitte (Abbildung 6.6) zeigt für den Varestraint Modus (a), dass die Heißrisse im Bereich der Schmelzlinie (Abstand zur Schweißnahtmitte ≈ 3 mm) nahezu senkrecht zur Längsachse in einem Winkel von $\beta \approx 90^\circ$ orientiert sind. Von der Schmelzlinie ausgehend zur Schweißnahtmitte wird die Rissorientierung β entsprechend der Kristallisationsrichtung stetig kleiner. Im Bereich der Schweißnahtmitte treffen schließlich die gegenüberliegenden Erstarrungsfronten aufeinander und bilden eine Nahtmittenkorngrenze entlang der die Heißrisse dann mit einer Orientierung von $\beta \approx 0^\circ$ verlaufen. Im Transvarestraint Modus (b) ist grundsätzlich der gleiche Orientierungsverlauf zu sehen. Allerdings bilden sich hierbei nur Risse bis zu einem maximalen Abstand zur Schweißnahtmitte von etwa 2 mm und einer maximalen Orientierung von $\beta \approx 60^\circ$ aus.

Auch im Querschliff sind die Risse entlang der Erstarrungsrichtung orientiert, wie in Abbildung 6.7 für den Varestraint Modus (a) und den Transvarestraint Modus (b) dargestellt. Die Risse verlaufen im Bereich der Schweißnahtmitte entlang der Nahtmittenkorngrenze, so dass diese nahezu senkrecht zur Querachse ($\alpha \approx 90^\circ$) orientiert sind. Für die übrigen Risse werden Winkel $\alpha < 90^\circ$ entsprechend der Kristallisationsrichtung zwischen Schmelzlinie und Schweißnahtmitte beobachtet.

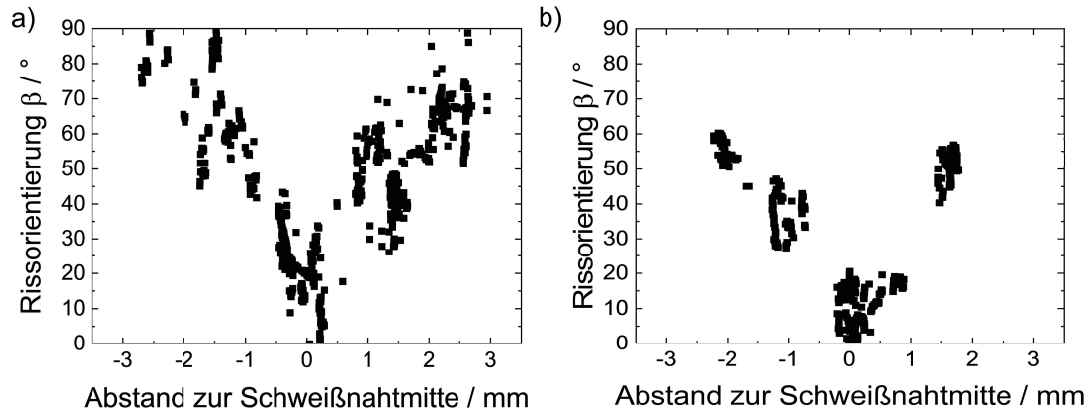


Abbildung 6.6: Heißrissorientierung β als Funktion des Abstandes zur Schweißnahtmitte für den Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatz, geschweißt mit der Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3,0$ mm/s im Varestraint Modus (a) [121] und im Transvarestraint Modus (b).

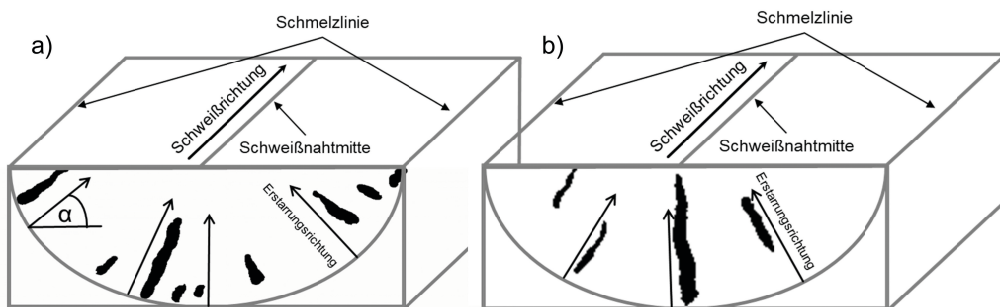


Abbildung 6.7: μ CT-Schnittbild der Querebene für den Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatz, geschweißt mit der Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3,0$ mm/s im Varestraint Modus (a) und im Transvarestraint Modus (b). Die Risse verlaufen entlang der Erstarrungsrichtung.

6.3 Einfluss ausgewählter Prozessparameter auf die Heißrissempfindlichkeit

Die maßgeblichen Prozessparameter im MVT-Test sind die Streckenenergie des Schweißprozesses, welche von der gewählten Schweißspannung, dem Schweißstrom und der Schweißgeschwindigkeit abhängt, die Verformungsgeschwindigkeit und die Gesamtdehnung der MVT-Probe. Im Folgenden wird der Einfluss dieser Parameter auf die Ausbildung der 3D Heißrisse im Varestraint und Transvarestraint Modus am Beispiel des LTT-Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 gezeigt.

6.3.1 Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Heißrissempfindlichkeit

Da anlagenbedingt die Schweißspannung und der Schweißstrom nur im geringen Umfang verändert werden können, erfolgt die Variation der Streckenergie hauptsächlich über unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten. Aus diesem Grund kann bei den hier vorgestellten Ergebnissen die Schweißgeschwindigkeit als maßgeblicher Einflussfaktor auf das Heißrisverhalten angesehen werden. Die Biegeschwindigkeit und die Oberflächendehnung waren dabei konstant bei $v_B = 2 \text{ mm/s}$ beziehungsweise bei $\varepsilon_S = 4\%$.

6.3.1.1 Einfluss auf die Schmelzbadgeometrie

Grundsätzlich kann aus den Rissorientierungen der dem Brenner nachfolgende Bereich des Schmelzbades rekonstruiert werden. Allerdings ist hierbei zu beachten, dass dies nur zuverlässig erfolgen kann, solange genügend Risse über die gesamte Querachse vorhanden sind. Dies ist nur im Varestraint Modus der Fall, da im Transvarestraint Modus im Bereich der Schmelzlinie keine Risse detektiert werden (vgl. Abbildung 6.6). Aus diesem Grund wurde die Schmelzbadrekonstruktion nur für die Varestraint Probe durchgeführt.

Die Schmelzbadgeometrien und Abmessungen (Einbrand) des während des MVT-Tests wiederaufgeschmolzenen Bereichs von Cr8Ni6 wurden für die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten im Querschliff ermittelt. Exemplarisch ist in Ab-

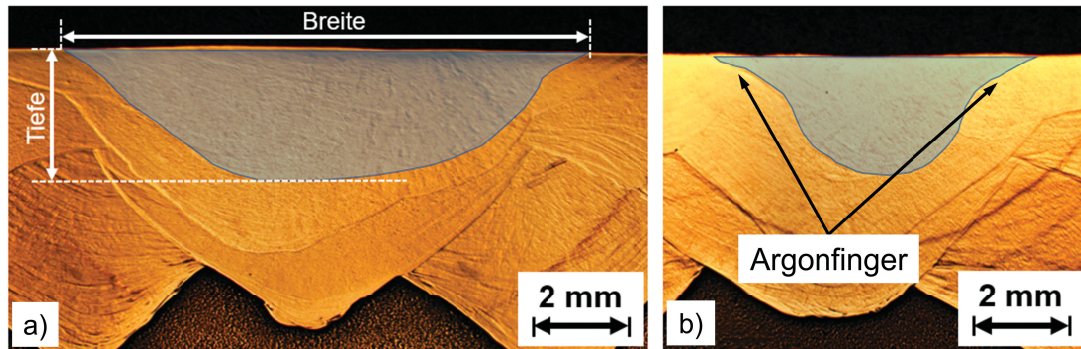


Abbildung 6.8: Metallographischer Querschliff zur Bestimmung der Schmelzbadausdehnungen (blau markiert) am Beispiel von Cr8Ni6 für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$ (a) und $v_S = 3,6 \text{ mm/s}$ (b). Geätzt mit Lichtenegger und Bloech [122].

Abbildung 6.8 der Einbrand für $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$ (a) und $v_S = 3,6 \text{ mm/s}$ (b) dargestellt. Dabei fällt vor allem bei $v_S = 3,6 \text{ mm/s}$ der so genannte Argonfinger auf. Der Literatur zufolge (z.B. [124]), entsteht dieser aufgrund des verwendeten Schutzgases M21 (82% Argon und 18% CO_2) und ist mit abnehmender Schweißgeschwindigkeit deutlich geringer ausgeprägt (vgl. Abbildung 6.8 (a)).

Untersuchungen der einzelnen Endkrater mittels Makroskop zeigen, dass die Schmelzbäder in der Projektion parallel zur Oberfläche unsymmetrisch in Schweißrichtung sind und sich im Wesentlichen aus zwei Halb-Ellipsoiden zusammensetzen. Das vordere Ellipsoid ist dabei gestaucht, während der hintere Bereich in Längsrichtung gestreckt ist. Folglich ist der verwendete Ansatz eines Ellipsenfits für die hier betrachteten Schweißgeschwindigkeiten gerechtfertigt. In Abbildung 6.9 sind die Schmelzbadgeometrien (a) und die daraus resultierenden Erstarrungsrichtungen (b) an der Schweißnahtoberfläche graphisch dargestellt. Dabei zeigt sich, dass die Schmelzbadlänge mit steigender Schweißgeschwindigkeit von etwa 5,7 mm auf ca. 3,0 mm abnimmt. Aufgrund der Ellipsenform der Schmelzbäder ist der Winkel der Erstarrungsrichtung an der Schweißnahtmitte 0° und an der Schmelzlinie 90° zur Längsachse, so dass bei den kleineren Schmelzbädern ein stärkerer Anstieg der Erstarrungsrichtung entlang der Längsachse zu beobachten ist.

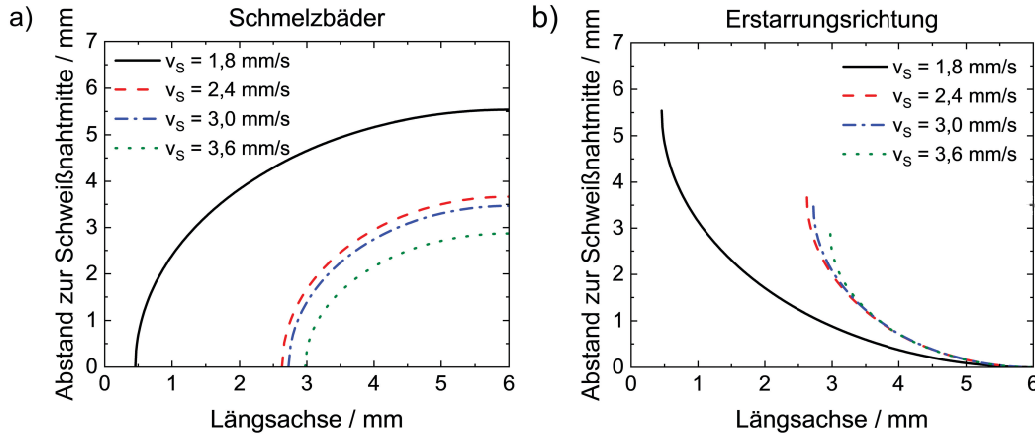


Abbildung 6.9: Aus den Rissorientierungen des μ CT-Scans rekonstruierte Schmelzbäder (a) und Erstarrungsrichtungen (b) an der Schweißnahtoberfläche für die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten des Cr8Ni6 Schweißzusatzwerkstoffes.

Die Tiefenverläufe der Schmelzbadlängen sind in Abbildung 6.10 schematisch (a) und für die vier untersuchten Schweißgeschwindigkeiten (b) dargestellt. Dabei zeigen die Schmelzbadlängen zunächst mit zunehmender Tiefe einen nahezu konstanten Bereich auf. Dieses Plateau erstreckt sich mit abnehmender Schweißgeschwindigkeit tendenziell bis in größere Tiefen ($v_s = 3,6$ mm/s: bis zu einer Tiefe von ca. 0,25 mm, $v_s = 1,8$ mm/s: bis zu einer Tiefe von ca. 0,5 mm) und fällt anschließend kontinuierlich ab. Ab einer gewissen Tiefe ist nur noch ein Mittenriss vorhanden, so dass keine Schmelzbadlänge mehr aus den Rissorientierungen ermittelt werden kann. Die maximale Tiefe bis zu der die Bestimmung der Schmelzbadlänge möglich ist, wird dabei mit steigender Schweißgeschwindigkeit kleiner. Aus diesem Grund kann für $v_s = 1,8$ mm/s die Schmelzbadlänge bis in eine Tiefe von ca. 0,85 mm ermittelt werden, während dies für $v_s = 3,6$ mm/s nur bis ca. 0,52 mm Tiefe möglich ist. Vor allem bei der Schweißgeschwindigkeit $v_s = 1,8$ mm/s fällt auf, dass die Schmelzbadlänge bis zu einer Tiefe von etwa 0,5 mm stark schwankt. Da sich in Kapitel 5.5.1 gezeigt hat, dass sich die Rissorientierungen mit der μ CT-Analyse zuverlässig bestimmen lassen (Fehler $< 1\%$) ist dies augenscheinlich auf reale Effekte zurückzuführen. Eine Erklärung ist das konkurrierende Wachstum der Körner (siehe Abbildung 2.15 in Kapitel 2.3.2.2), bei dem sich einzelne Heißrisse entlang eines Kornes ausbilden können,

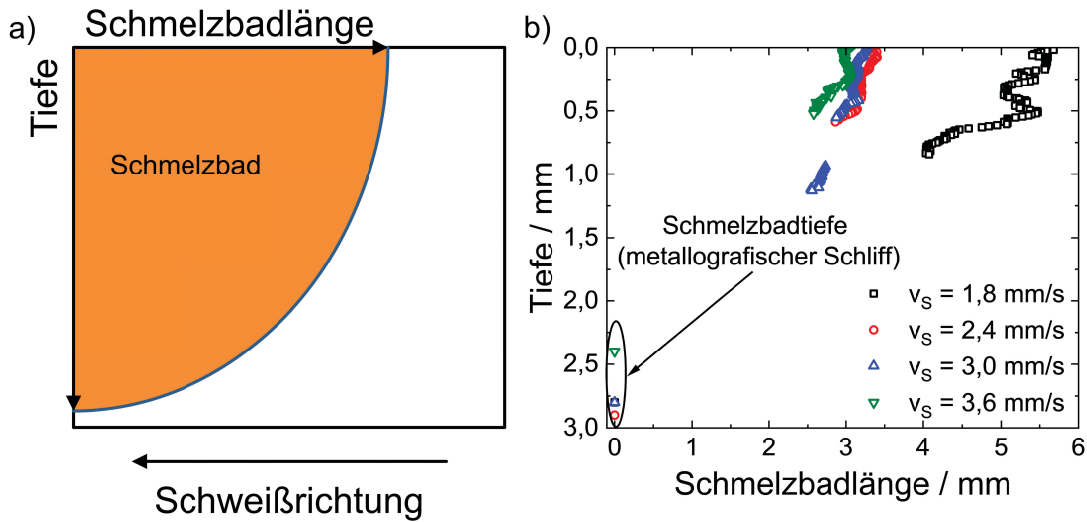


Abbildung 6.10: Schematische Darstellung der Schmelzbadlänge als Funktion der Tiefe (a) und von Cr8Ni6 für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten (b). Ermittelt mittels der Schmelzbadrekonstruktion aus den μ CT-Analysen

welches nicht durchgängig bis zur Schweißnahtmitte gewachsen ist und somit einen Misfit zur Kristallisationsrichtung aufweist. Da diese Risse bei der Auswertung mitberücksichtigt werden, wird die tatsächliche Schmelzbadlänge verfälscht. Aus diesem Grund werden die Schwankungen in Abbildung 6.10 b) beobachtet, sobald diese Heißrisse im ausgewerteten Schnittbild auftauchen. Da mit steigender Schweißgeschwindigkeit das konkurrierende Kornwachstum seltener auftritt [49], nehmen die Schwankungen der Schmelzbadlänge mit höheren Schweißgeschwindigkeiten ab.

Um den daraus resultierenden Fehler bei der Auswertung abschätzen zu können, werden die Kurven in Abbildung 6.10 b) mit einem gleitenden Durchschnitt geglättet. Als sinnvoll hat sich hierbei Ordnung 5 erwiesen. Die Abweichung zum realen Datenpunkt wird dann als Unsicherheit bei der Bestimmung der Schmelzbadlänge angegeben.

In Abbildung 6.11 sind die aus den Querschliffen ermittelten Schmelzbadabmessungen (Breite und Tiefe) (a) und die mittels Schmelzbadrekonstruktion ermittelten Schmelzbadlängen (b) (mit berechneter Unsicherheit als Fehlerbalken) für die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten zu sehen. Aufgrund des geringeren Wärmeeintrags mit steigender Schweißgeschwindigkeit, fällt vor allem die

Schmelzbadbreite (von ca. 11 mm auf ca. 6,9 mm) und Schmelzbadlänge (von ca. 5,5 mm auf ca. 3,0 mm) ab. Dieser Trend ist in geringerem Ausmaß auch bei der Einbrandtiefe zu beobachten. Diese verringert sich von ca. 2,9 mm auf ca. 2,5 mm.

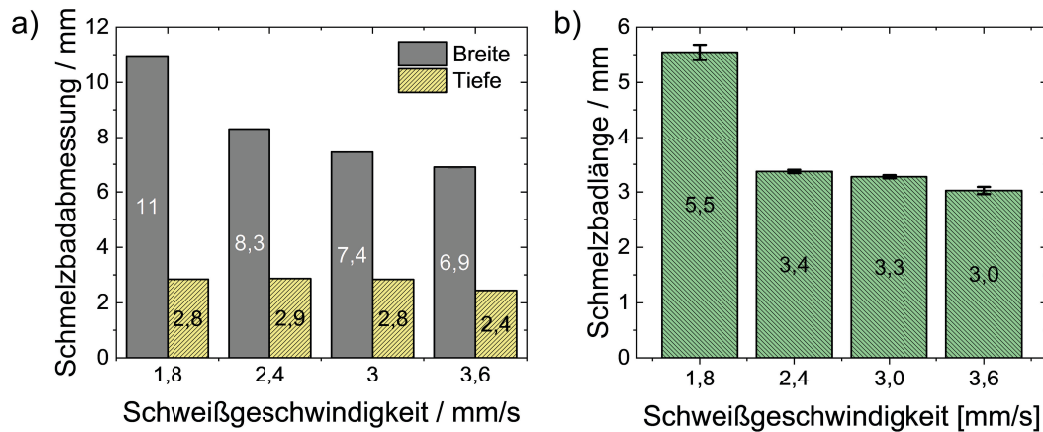


Abbildung 6.11: Mittels metallografischer Querschliffe ermittelte Schmelzbadbreite (Probenoberfläche) und Tiefe am Beispiel von Cr8Ni6 für die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten (a). Mittels Schmelzbadrekonstruktion aus μ CT-Analysen ermittelte Schmelzbadlänge (Probenoberfläche) für die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten (b) [125].

6.3.1.2 Einfluss auf die Rissorientierung

Abbildung 6.12 zeigt die mittels μ CT ermittelten Orientierungsvolumenanteile der Heißrisse (V_{Riss}) bezogen auf das Gesamtrissvolumen (V_{ges}) für die untersuchten Schweißgeschwindigkeiten im Varestraint Modus. In Abbildung 6.6 wird gezeigt, dass der Rissorientierungswinkel β mit zunehmendem Abstand zur Schweißnahtmitte ansteigt. Risse mit großen Orientierungswinkeln und somit großem Abstand zur Schweißnahtmitte, haben bei niedrigen Schweißgeschwindigkeiten einen hohen Anteil am Gesamtrissvolumen. Mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit verschiebt sich der maximale Volumenanteil bis $v_S = 3,0$ mm/s zu niedrigeren Orientierungswinkeln und steigt bei $v_S = 3,6$ mm/s wieder leicht an. Bei einer Schweißgeschwindigkeit $v_S = 1,8$ mm/s ist der maximale Rissvolumenanteil von ca. 23% bei $\beta \approx 75^\circ$ zu finden, während bei $v_S = 3,0$ mm/s der maximale Rissvo-

lumenanteil durch die breitere Verteilung lediglich ca. 15% bei $\beta \approx 25^\circ$ beträgt. In Abbildung 6.13 sind die Orientierungsverteilungen für die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten im Transvarestraint Modus dargestellt. Im Gegensatz zum Varestraint Modus zeigt sich hierbei augenscheinlich kein signifikanter Einfluss der unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten auf die Rissorientierung. Bei allen untersuchten Proben sind über 80% des Rissvolumens zwischen $0^\circ \leq \beta \leq 20^\circ$ und einer maximalen Orientierung von $\beta \approx 70^\circ$ orientiert.

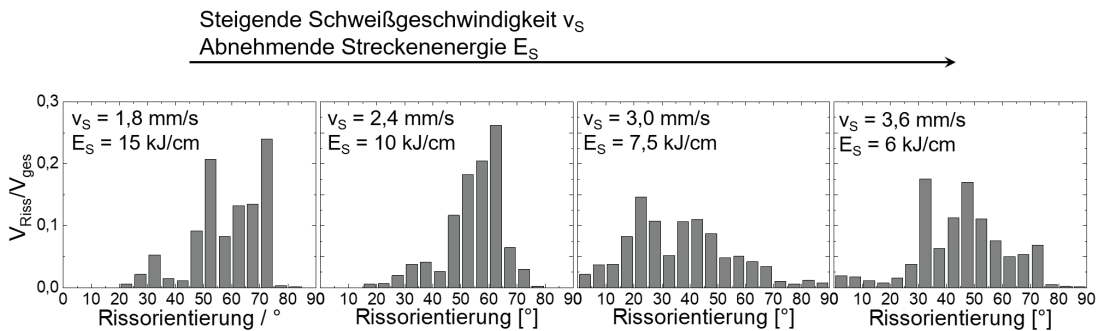


Abbildung 6.12: Mit μ CT ermittelte Orientierungsverteilungen für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten im Varestraint Modus für den Schweißzusatzwerkstoff Cr8Ni6.

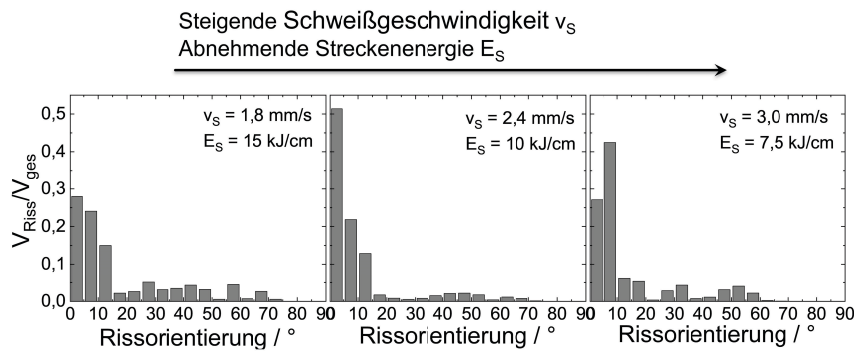


Abbildung 6.13: Mit μ CT ermittelte Orientierungsverteilungen für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten im Transvarestraint Modus für den Schweißzusatzwerkstoff Cr8Ni6.

6.3.1.3 Einfluss auf das Rissvolumen

Bei den MVT-Proben, getestet im Varestraint Modus, zeigt sich, dass das Gesamtrissvolumen mit steigender Schweißgeschwindigkeit zunächst kontinuierlich

anwächst (Abbildung 6.14 a)). Dieser Bereich 1 kann, bei den hier abgebildeten Zuständen, bis zu einer Schweißgeschwindigkeit von $v_S = 3,0$ mm/s beobachtet werden. Das ermittelte Heißrissvolumen liegt bei maximal $2,9$ mm³, so dass bei weiterer Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit das Rissvolumen abnimmt (Bereich 2). Die Standard MVT-Oberflächenauswertung an den identischen Proben liefert einen qualitativ identischen Verlauf der kumulierten Gesamtrisslänge (Abbildung 3.3 a)). Auch hier steigt die Risslänge bis $v_S = 3,0$ mm/s auf 10,8 mm an, um dann anschließend bei weiterer Erhöhung von v_S abzunehmen. Im Transvarestraint Modus wird mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit bei den untersuchten MVT-Proben $v_S = 1,84$ mm/s auf 3,0 mm/s ein Anstieg des Heißrissvolumens von $0,4$ mm³ auf $2,72$ mm³ ermittelt (Abbildung 6.14 b)). Dieser qualitative Verlauf verhält sich gegensätzlich zum Verlauf bei einer reinen Oberflächenauswertung (Abbildung 3.3b)), bei der die kumulierte Gesamtrisslänge zwischen $v_S = 1,8$ mm/s und $v_S = 2,4$ mm/s zunächst abfällt und anschließend zwischen $v_S = 2,4$ mm/s und $v_S = 3,0$ mm/s wieder ansteigt.

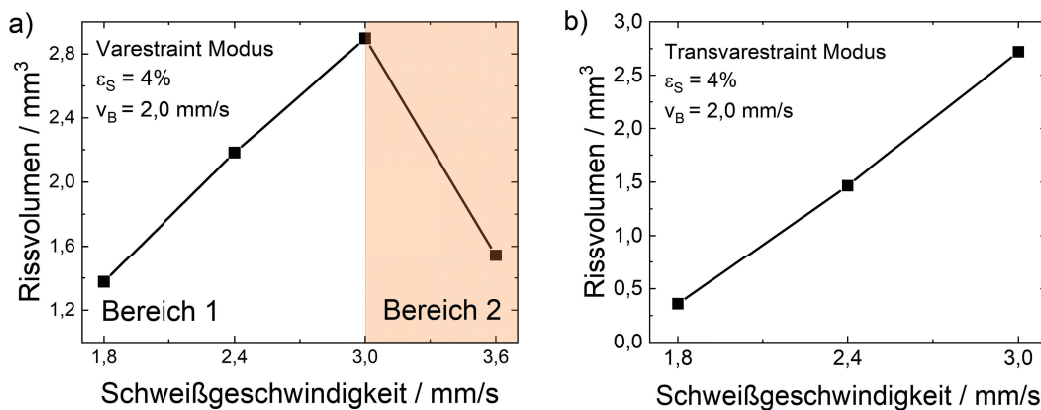


Abbildung 6.14: Mit μ CT ermitteltes Rissvolumen des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten im Varestreint Modus (a) [125] und Transvarestreint Modus (b).

6.3.1.4 Einfluss auf die Rissanzahl

In Abbildung 6.15 a) ist die Anzahl der Risse im untersuchten Probenvolumen für den Varestreint Modus dargestellt. Dabei zeigt sich, dass die Anzahl der Risse zunächst mit steigender Schweißgeschwindigkeit von 11 Rissen bei $v_S = 1,8$ mm/s

auf 7 Risse bei $v_S = 2,4$ mm/s abnimmt und anschließend auf 26 Risse bei $v_S = 3,0$ mm/s und 52 Risse bei $v_S = 3,6$ mm/s deutlich ansteigt. Beim Transvarestraint Modus fällt die Rissanzahl mit steigender Schweißgeschwindigkeit hingegen von 14 bei $v_S = 1,8$ mm/s auf 8 bei $v_S = 2,4$ mm/s und schließlich auf 7 Risse bei $v_S = 3,0$ mm/s.

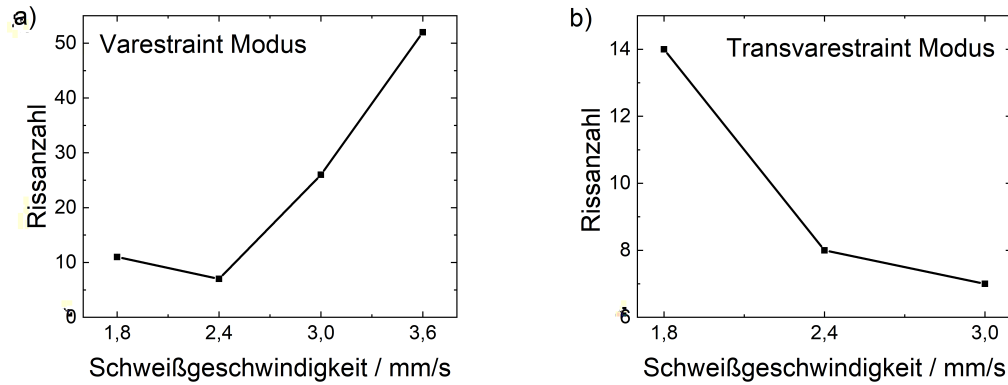


Abbildung 6.15: Anzahl der Heißrisse im Werkstoffvolumen des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für den Varestraint Modus (a) und den Transvarestraint Modus (b).

6.3.1.5 Erstarrungsrissskritisches Temperaturintervall

Abbildung 6.16 a) zeigt für die MVT- Proben im Varestraint Modus den Abstand $L_{ETI,tot}$ zwischen den mittels Ellipsen Fit nach Kapitel 5.3 bestimmten Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ als Funktion der Tiefe.

Dabei zeigt sich, dass bei allen untersuchten Schweißgeschwindigkeiten $L_{ETI,tot}$ zunächst ansteigt, so dass der Maximalwert unterhalb der Oberfläche liegt. Von $v_S = 1,8$ mm/s bis $v_S = 3,0$ mm/s steigt der Maximalwert von $L_{ETI,tot}$ mit steigender Schweißgeschwindigkeit an. Für $v_S = 3,6$ mm/s ist der Maximalwert jedoch mit ca. 4 mm kleiner als der Maximalwert von ca. 6 mm bei $v_S = 3,0$ mm/s. Nach Erreichen des Maximums nimmt $L_{ETI,tot}$ mit zunehmender Tiefe ab, bis schließlich keine Risse mehr im μ CT-Scan detektiert werden können. Dabei ist die maximale Tiefe D_{max} des Heißrisnetzwerkes für $v_S = 1,8$ mm/s bis $v_S = 3,0$ mm/s nahezu konstant ($D_{max} \approx 3$ mm) und nimmt für $v_S = 3,6$ mm/s

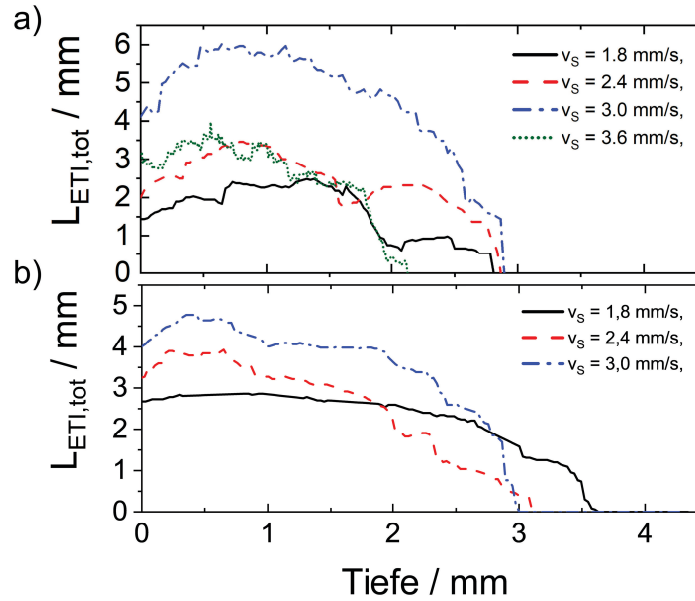


Abbildung 6.16: Abstand $L_{ETI,tot}$ der mittels Ellipsenfit ermittelten Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 im Varestraint Modus (a) [125] und Transvarestraint Modus (b) bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten.

deutlich ab ($D_{max} \approx 2,1 \text{ mm}$). Auch bei den im Transvarestraint Modus getesteten Proben liegt der Maximalwert unterhalb der Oberfläche und steigt mit steigender Schweißgeschwindigkeit an. Im Vergleich zum Varestraint Modus ist das Heißrissnetzwerk von $v_s = 1,8 \text{ mm/s}$ mit $D_{max} \approx 3,6 \text{ mm}$ deutlich tieferreichender während $D_{max} \approx 3 \text{ mm}$ für $v_s = 2,4 \text{ mm/s}$ bis $v_s = 3,0 \text{ mm/s}$ in vergleichbaren Tiefen liegt.

6.3.2 Einfluss der Biegegeschwindigkeit auf die Heißrissempfindlichkeit

6.3.2.1 Einfluss auf das Rissvolumen

Abbildung 6.17 zeigt die Heißrissvolumina bei einer Oberflächendehnung von 4%, Schweißgeschwindigkeit $v_s = 3,0 \text{ mm/s}$ und Streckenenergie von $7,5 \text{ kJ/cm}$ für den Varestraint Modus (a) und den Transvarestraint Modus (b), jeweils für drei unterschiedliche Biegegeschwindigkeiten. Bei der niedrigsten Biegegeschwindigkeit $v_B = 0,2 \text{ mm/s}$ können für beide Belastungsrichtungen mittels

μ CT keine Heißrisse detektiert werden. Bei einer Erhöhung der Biegegeschwindigkeit auf $v_B = 2 \text{ mm/s}$ steigt das Rissvolumen auf ca. $V = 2,9 \text{ mm}^3$ im Vareststraint Modus beziehungsweise ca. $V = 2,72 \text{ mm}^3$ im Transvareststraint Modus an. Im Vareststraint Modus fällt bei weiterer Erhöhung der Biegegeschwindigkeit auf $v_B = 6 \text{ mm/s}$ das Rissvolumen auf ca. $V = 1,4 \text{ mm}^3$ ab, währenddessen bleibt es im Transvareststraint Modus mit ca. $V = 2,73 \text{ mm}^3$ nahezu konstant. Der qualitative Verlauf des Rissvolumens deckt sich sowohl im Vareststraint als auch im Transvareststraint Modus mit dem Verlauf der Gesamtrisslängen aus der Standard MVT- Oberflächenauswertung (Abbildung 3.4).

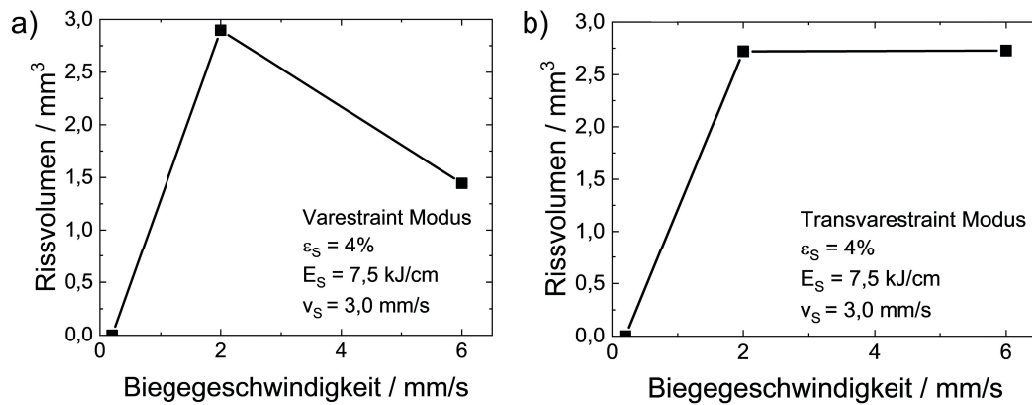


Abbildung 6.17: Mit μ CT ermitteltes Rissvolumen des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 für unterschiedliche Biegegeschwindigkeiten im Vareststraint Modus (a) und Transvareststraint Modus (b).

6.3.2.2 Einfluss auf die Rissanzahl

Die Ergebnisse der Rissanzahl als Funktion der Biegegeschwindigkeit sind in Abbildung 6.18 für den Vareststraint Modus (a) und den Transvareststraint Modus (b) dargestellt. Für $v_B = 0, 2 \text{ mm/s}$ wurden für beide Testmodi keine Risse detektiert. Bei einer Erhöhung der Biegegeschwindigkeit steigt die Rissanzahl auf 26 im Vareststraint bzw. 7 im Transvareststraint an. Im Vareststraint Modus fällt die ermittelte Rissanzahl bei $v_B = 6 \text{ mm/s}$ auf 6 Risse ab, während für den Transvareststraint Modus die Rissanzahl auf 10 Risse ansteigt.

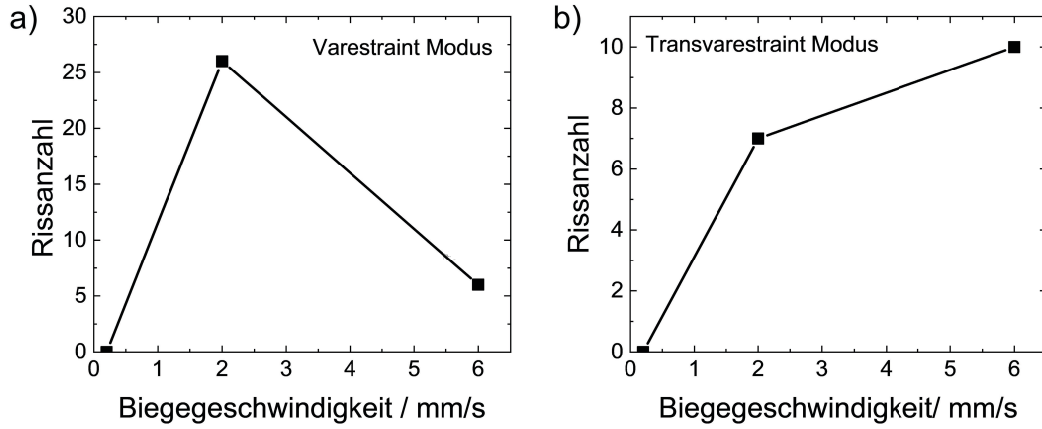


Abbildung 6.18: Anzahl der Heißrisse im Werkstoffvolumen des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für den Varestraint Modus (a) und den Transvarestraint Modus (b).

6.3.2.3 Erstarrungsrissskritisches Temperaturintervall

In Abbildung 6.19 sind die mit Hilfe des Ellipsenfit ermittelten Tiefenverläufe des Abstandes $L_{ETI,tot}$ für den Varestraint Modus (a) und den Transvarestraint Modus (b) dargestellt. Dabei fällt auf, dass für beide Belastungsrichtungen die geringere Biegegeschwindigkeit $v_B = 2$ mm/s größere Risslängen im Vergleich zu $v_B = 6$ mm/s mit dem maximalen Wert $L_{ETI,tot} \approx 6,0$ mm im Varestraint Modus und $L_{ETI,tot} \approx 4,8$ mm im Transvarestraint Modus zur Folge hat. Im Gegensatz hierzu sind die Heißrisnetzwerke bei $v_B = 6$ mm/s mit der maximalen Tiefe $D_{max} \approx 3,2$ mm im Varestraint Modus und $D_{max} \approx 4$ mm im Transvarestraint Modus tiefreichender als bei der geringeren Biegegeschwindigkeit $v_B = 2$ mm/s mit Tiefen von $D_{max} \approx 2,9$ mm respektive $D_{max} \approx 3,1$ mm.

6.3.3 Einfluss der Biegedehnung auf die Heißrissempfindlichkeit

In Abbildung 6.20 a) sind die mit der μ CT-Analyse ermittelten Heißrissvolumina für die Oberflächendehnung von $\varepsilon_S = 1\%$ und $\varepsilon_S = 4\%$ im Transvarestraint Modus dargestellt. Mit steigender Biegedehnung steigt hierbei das Heißrissvolumen von $0,27$ mm³ auf $2,72$ mm³ an. Auch die maximale Länge sowie die Tiefe steigen von $L_{ETI,tot} \approx 2,66$ mm auf $L_{ETI,tot} \approx 4,77$ mm und $D_{max} \approx 1,5$ mm auf $D_{max} \approx 3,0$ mm an, wie aus den Tiefenverläufen von $L_{ETI,tot}$ in Abbildung 6.20

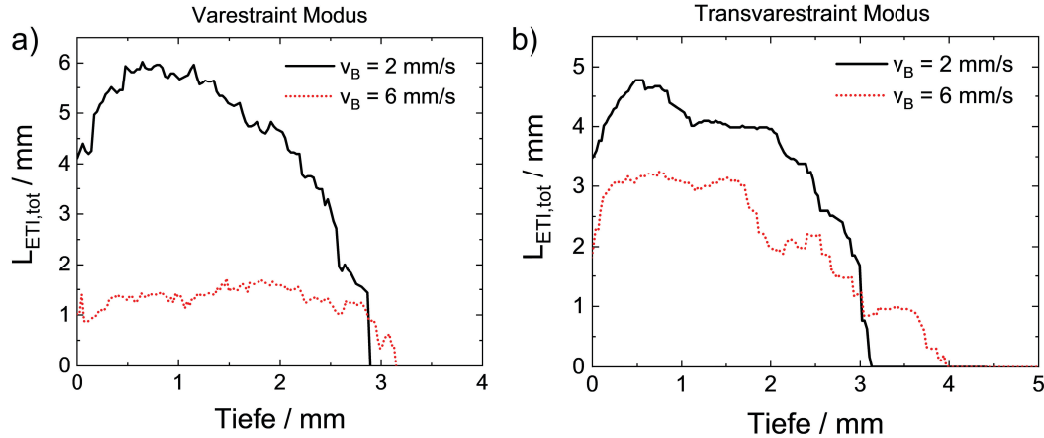


Abbildung 6.19: Abstand $L_{ETI,tot}$ der mittels Ellipsen Fit ermittelten Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 im Varestraint Modus (a) und Transvarestraint Modus (b) bei unterschiedlichen Biegegeschwindigkeiten.

b) ersichtlich ist. Der qualitative Anstieg der Heißrissneigung mit zunehmender Biegedehnung, verhält sich analog zu dem in Abbildung 3.5 zu sehenden qualitativen Verlauf der Gesamtrisslänge aus der Standard MVT-Oberflächenanalyse.

6.3.4 Zwischenfazit

Anhand des LTT-Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 wurden die Schweißparameter, Streckenenergie E_S bzw. Schweißgeschwindigkeit v_S sowie die MVT-Parameter, Biegegeschwindigkeit v_B und Biegedehnung ε_S gezielt variiert. Anschließend wurden die Auswirkungen auf das Rissvolumen, die Rissanzahl, den Abstand $L_{ETI,tot}$ der Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ und die maximale Tiefe des Heißrissnetzwerkes D_{max} analysiert. Die Ergebnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- **Schweißgeschwindigkeit**

Im Varestraint Modus steigt das ermittelte Heißrissvolumen mit steigender Schweißgeschwindigkeit bis zu einem Maximalwert an. Bei einer weiteren Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit nimmt das Rissvolumen wieder ab. Im Transvarestraint Modus ist bei den betrachteten Schweißgeschwindigkeiten eine stetige Zunahme des Heißrissvolumens zu beobachten. Die Rissanzahl steigt im Varestraint Modus mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit an. Im Transvarestraint Modus wird dagegen der gegenteili-

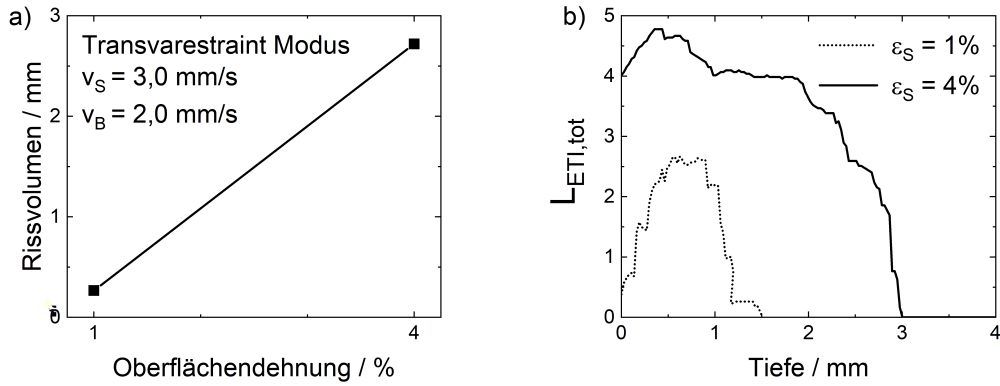


Abbildung 6.20: Einfluss der Biegedehnung auf das Heißrissvolumen (a) und auf den Abstand $L_{ETI,tot}$ der Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ (b) des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 im Transvarestraint Modus.

ge Effekt beobachtet. Hier sinkt die Rissanzahl mit steigender Schweißgeschwindigkeit.

Der qualitative Verlauf von $L_{ETI,tot}$ ist sowohl im Varestraint als auch im Transvarestraint Modus analog zum Heißrissvolumen für die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten. Die maximale Tiefe D_{max} des Heißrissnetzwerks ist im Varestraint Modus für $v_S = 1,8 - 3,0 \text{ mm/s}$ nahezu konstant. Im Vergleich dazu ist das Heißrissnetzwerk bei der Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3,6 \text{ mm/s}$ deutlich weniger tiefreichend. Im Transvarestraint Modus nimmt D_{max} mit steigender Schweißgeschwindigkeit ab.

• Biegegeschwindigkeit

Bei der Biegegeschwindigkeit $v_B = 0,2 \text{ mm/s}$ werden sowohl im Varestraint als auch im Transvarestraint Modus keine Heißrisse detektiert. Eine Erhöhung der Biegegeschwindigkeit führt im Varestraint Modus anfänglich zu einem Anstieg und anschließend zu einem Abfall des Heißrissvolumens. Im Transvarestraint Modus steigt das Heißrissvolumen zunächst an und bleibt anschließend nahezu konstant.

Die Rissanzahl im Varestraint Modus verläuft qualitativ analog zum Rissvolumen und steigt im Transvarestraint Modus kontinuierlich mit steigender Biegegeschwindigkeit an.

Der Einfluss der Biegegeschwindigkeit auf $L_{ETI,tot}$ und D_{max} ist in beiden

Testmodi identisch. $L_{ETI,tot}$ und D_{max} steigen zwischen $v_B = 0,2$ mm/s und $v_B = 2$ mm/s an. Zwischen $v_B = 2$ mm/s und $v_B = 6$ mm/s verringert sich $L_{ETI,tot}$ und D_{max} wird größer.

- **Biegedehnung**

Eine höhere Biegedehnung führt zu einer Zunahme aller ermittelten Parameter.

6.4 Heißrissempfindlichkeit von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen

6.4.1 Einfluss von Nickel und Chrom auf die Heißrissempfindlichkeit

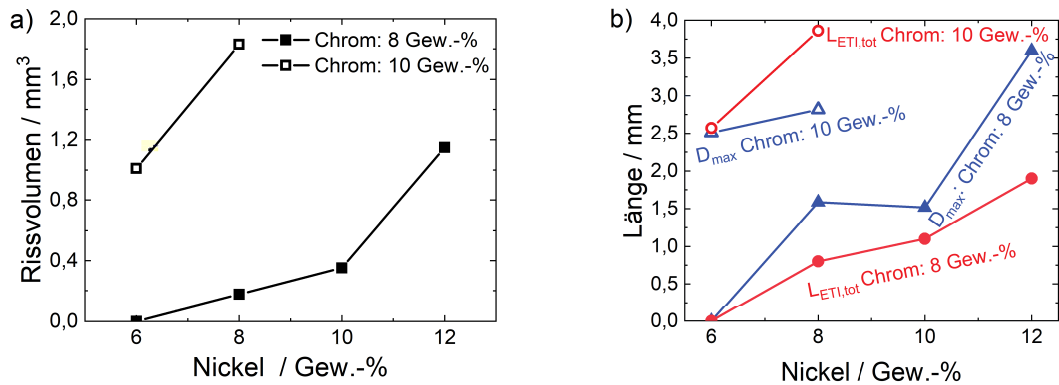


Abbildung 6.21: Einfluss des Gewichtsanteil an Nickel im Cr/Ni LTT-Schweißzusatzwerkstoff auf das ermittelte Heißrissevolumen (a) und auf die Parameter D_{max} und $L_{ETI,tot}$ (b). MVT-Test im Transvarestraint Modus, mit Oberflächendehnung 4%, Biegegeschwindigkeit 0,2 mm/s und Schweißgeschwindigkeit 1,8 mm/s.

Das ermittelte Heißrissevolumen von vier LTT-Schweißzusätzen mit 8 Gew.-% Chrom und variablem Nickel Gehalt ist in Abbildung 6.21 a) dargestellt. Dabei ist zu erkennen, dass für 6% Nickel bei den hier verwendeten MVT-Parametern, Transvarestraint Modus, Oberflächendehnung $\varepsilon_S = 4\%$, Biegegeschwindigkeit $v_B = 0,2$ mm/s und Schweißgeschwindigkeit $v_S 1,8$ mm/s, wie bereits in Kapitel 6.3.2 gezeigt, keine Heißrisse detektiert werden konnten. Mit steigendem Nickel Gehalt steigt dann das Heißrissevolumen bis auf $V = 1,15 \text{ mm}^3$ für 12 Gew.-%

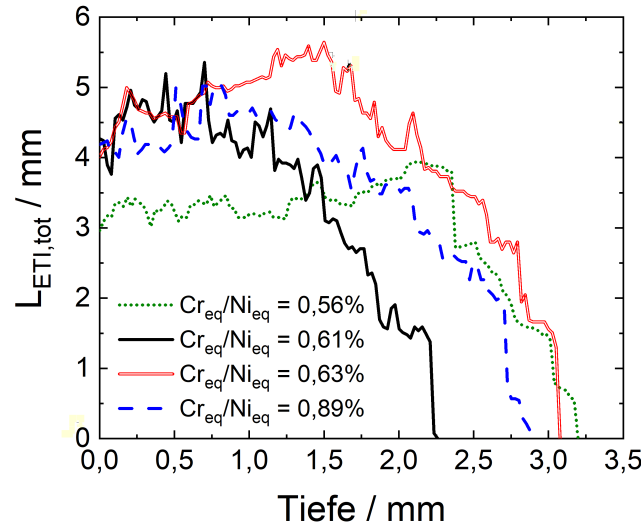


Abbildung 6.22: Einfluss der Legierungszusammensetzung auf den Tiefenverlauf von $L_{ETI,tot}$ (Varestraint Modus, Oberflächendehnung 4%, Biegegeschwindigkeit 2 mm/s und Schweißgeschwindigkeit 3,0 mm/s).

Nickel an. Auch die Auswertung im Hinblick auf die maximale Risstiefe D_{max} und dem Abstand $L_{ETI,tot}$ (Abbildung 6.21 b)) zeigt einen Anstieg beider Parameter mit steigendem Nickelanteil. Zusätzlich sind in Abbildung 6.21 die ermittelten Heißrissvolumina V (a), D_{max} und $L_{ETI,tot}$ (b) für zwei LTT-Schweißzusätze mit 10 Gew.-% Chrom und variablem Nickel Gehalt angegeben. Diese Parameter zeigen eine offensichtlich deutlich erhöhte Heißrissempfindlichkeit aufgrund des höheren Anteils an Chrom in der Legierung. Eine Erhöhung des Nickelanteils in der Legierung führt auch hier zu einem Anstieg der drei Heißrissparameter. Allerdings steigt im Falle der Legierungen mit 10 Gew.-% Chrom das Rissvolumen bei Erhöhung von 6 Gew.-% auf 8 Gew.-% Nickel von ca. $1,01 \text{ mm}^3$ auf ca. $1,83 \text{ mm}^3$ deutlich stärker als bei 8 Gew.-% Chrom an. Dieser starke Anstieg ist vor allem auf $L_{ETI,tot}$ zurückzuführen, welches bei 10 Gew.-% Chrom einen stärkeren Anstieg als D_{max} zeigt. Bei 8 Gew.-% Chrom ist dies umgekehrt. Hier ist die Zunahme von D_{max} mit steigendem Nickel Gehalt deutlich ausgeprägter als bei $L_{ETI,tot}$.

Abbildung 6.22 zeigt die Tiefenverläufe von $L_{ETI,tot}$ an vier Proben aus der Versuchsreihe mit der Biegegeschwindigkeit $v_B = 2 \text{ mm/s}$ und einer Schweiß-

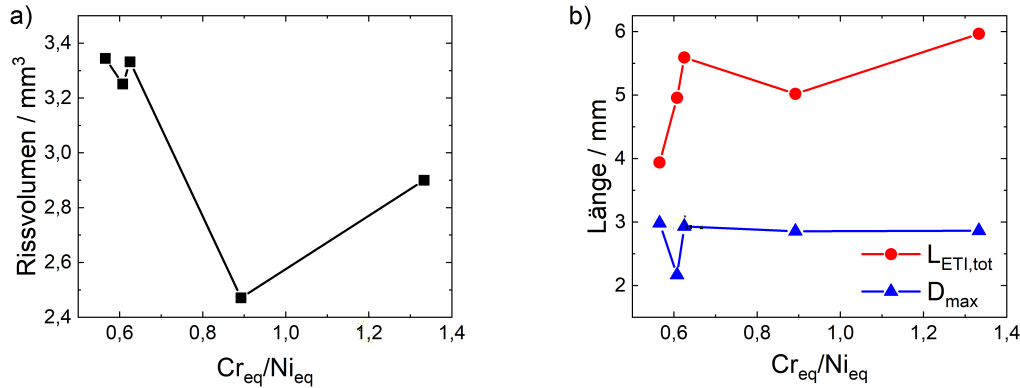


Abbildung 6.23: Einfluss des Cr_{eq}/Ni_{eq} von CrNi LTT-Schweißzusatzwerkstoffen auf das ermittelte Heißrissvolumen [104] (a) und auf die Parameter D_{max} und $L_{ETI,tot}$ (b). MVT-Test im Transvarestraint Modus, mit Oberflächendehnung $\varepsilon_S = 4\%$, Biegegeschwindigkeit $v_B = 2 \text{ mm/s}$ und Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3,0 \text{ mm/s}$.

geschwindigkeit von $v_S = 3,0 \text{ mm/s}$ als Funktion des, mittels Spektralanalyse (vgl. Tabelle 3.3) ermittelten Chrom- zu Nickel-Äquivalents (Cr_{eq}/Ni_{eq}). Dabei stechen vor allem zwei Kurvenverläufe heraus:

- Der Schweißzusatz mit dem $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,56$ zeigt im Vergleich zu den anderen Schweißzusatzwerkstoffen eine deutlich geringere maximale Länge $L_{ETI,tot} \approx 3,9 \text{ mm}$.
- Der Schweißzusatz mit $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$ zeigt im Vergleich zu den anderen Schweißzusätzen eine deutlich geringere maximale Tiefe $D_{max} \approx 2,25 \text{ mm}$.

Die ermittelten Heißrissvolumina [104], die maximale Länge $L_{ETI,tot}$ und die maximale Tiefe D_{max} sind in Abbildung 6.23 als Funktion von Cr_{eq}/Ni_{eq} dargestellt. Dabei zeigt sich beim Heißrissvolumen keine klare Tendenz mit steigendem Cr_{eq}/Ni_{eq} (Abbildung 6.23 a)). Kleine Cr_{eq}/Ni_{eq} zwischen 0,56 - 0,63 zeigen ein relativ konstantes Heißrissvolumen von ca. $3,3 \text{ mm}^3$, welches bei $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,89$ auf etwa $2,47 \text{ mm}^3$ abfällt, um dann bei $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,33$ wieder leicht auf ca. $2,9 \text{ mm}^3$ anzusteigen. Im Gegensatz zum Rissvolumen zeigen die Parameter $L_{ETI,tot}$ und D_{max} einen deutlicheren Trend mit steigendem Cr_{eq}/Ni_{eq} (Abbildung 6.23 b)). $L_{ETI,tot}$ steigt bis auf einen geringen Rückgang bei $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,89$ mit zunehmenden Cr_{eq}/Ni_{eq} kontinuierlich an, während

D_{max} bis auf den Schweißzusatz mit $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$ relativ konstante Werte von ca. 3 mm aufweist.

Abbildung 6.24 zeigt die REM-Aufnahme einer Risspitze des LLT Schweißzusatz mit dem $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$ (Cr6Ni8) LTT-Schweißzusatz und die zugehörigen EDX Mappings der Verteilung der Elemente Nickel, Schwefel und Chrom. Dabei ist deutlich ein schmaler, etwa $3\text{ }\mu\text{m}$ breiter Saum, mit erhöhtem Chrom und Nickel Gehalt zu sehen, der sich als Verlängerung des Risses gebildet hat. Der Anteil der Legierungselemente in diesem Bereich beträgt 43,2 Gew.-% Chrom, 30,8 Gew.-% Nickel und 25,9 Gew.-% Eisen. Da die Zusammensetzung des Grundmaterial lediglich 6,3 Gew.-% Chrom und 7,9 Gew.-% Nickel enthält, kommt es an dem Saum zu einer Anreicherung dieser beiden Legierungselemente und zu einer deutlichen Verarmung an Eisen. Zusätzlich ist im Fortlauf der Risspitze eine Schwefelanreicherung zu sehen. An der gleichen Stelle ist auch eine Zunahme des Chrom Gehalts erkennbar, so dass hier wahrscheinlich Chromsulfid zu sehen ist.

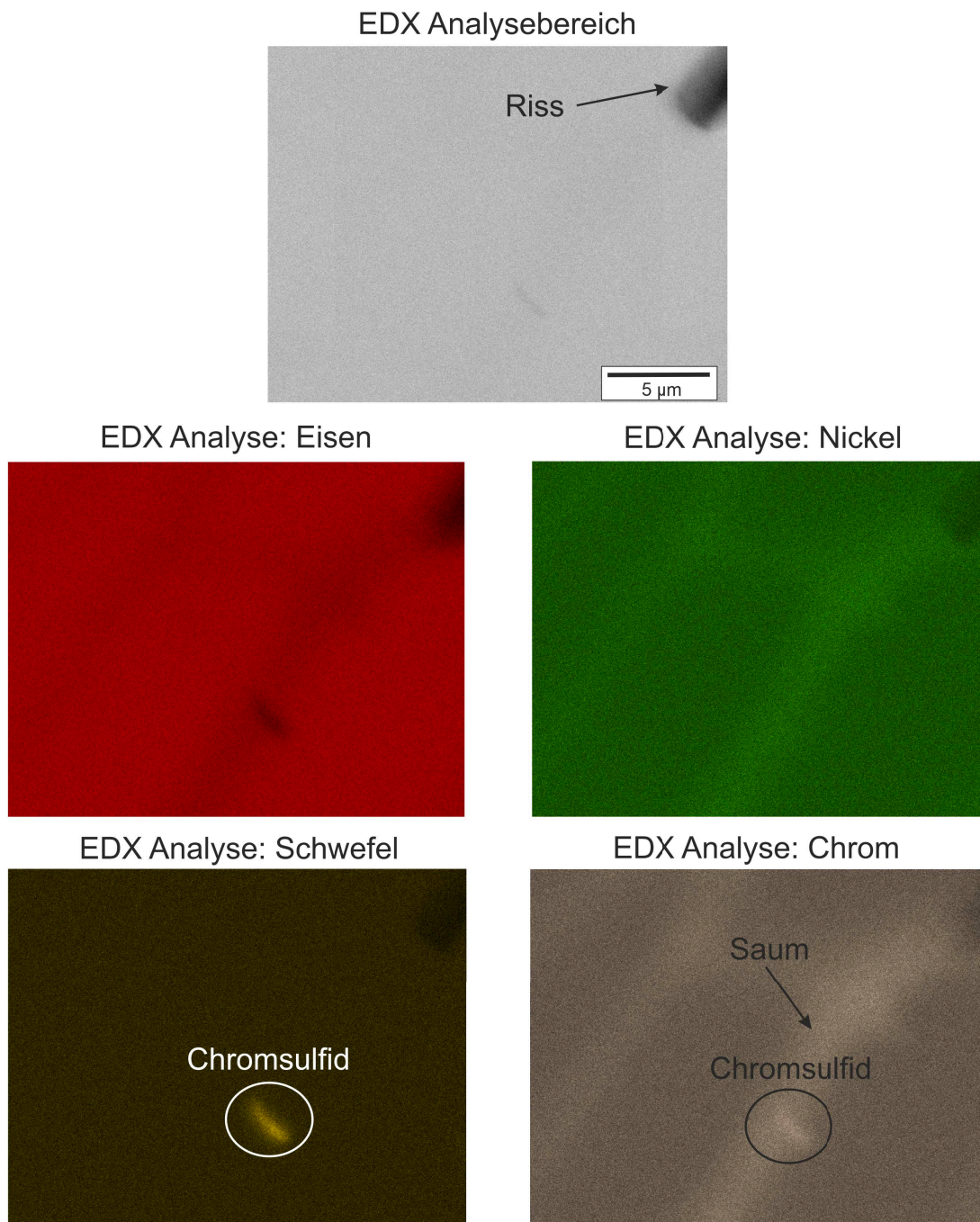


Abbildung 6.24: REM Aufnahme einer Risspitze (Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatzwerkstoff mit $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$) mit zugehörigen EDX Mappings der Verteilung der Legierungselemente Chrom und Nickel.

6.4.2 Einfluss von Mangan auf die Heißrissempfindlichkeit

In Abbildung 6.25 werden die Rissvolumina, [104], $L_{ETI,tot}$ und D_{max} der LTT-Schweißzusatzwerkstoffe Cr12Mn5 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 2,47$) und Cr11Mn5 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 3,28$) mit den CrNi Legierungen verglichen. Hierbei zeigt sich, dass die CrMn Legierungen im Vergleich zu den CrNi Legierungen eine deutlich geringere Heißrissempfindlichkeit haben. Bei Cr12Mn5 wird mittels μ CT ein Heißrissvolumen von ca. $1,85 \text{ mm}^3$ und bei Cr11Mn5 werden keine Risse detektiert. Analog zum Heißrissvolumen werden bei den CrMn Legierungen deutlich geringere Längen $L_{ETI,tot}$ ($\approx 0 - 0,5 \text{ mm}$) im Vergleich zu CrNi ($\approx 4 - 6 \text{ mm}$) und D_{max} (CrNi: $D_{max} \approx 3 \text{ mm}$, CrMn: $D_{max} \approx 0 - 1,5 \text{ mm}$) beobachtet.

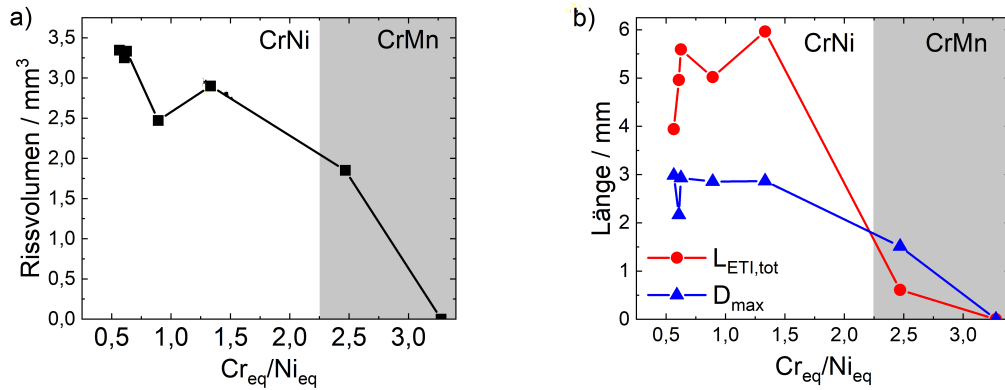


Abbildung 6.25: Einfluss des Cr_{eq}/Ni_{eq} von CrNi und CrMn LTT-Schweißzusatzwerkstoffen auf das ermittelte Heißrissvolumen [104] (a) und auf die Parameter D_{max} und $L_{ETI,tot}$ (b). MVT-Test im Transvarestraint Modus, mit Oberflächendehnung $\varepsilon_S = 4\%$, Biegegeschwindigkeit $v_B = 2 \text{ mm/s}$ und Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3,0 \text{ mm/s}$.

7 Diskussion

Im Folgenden werden die Ergebnisse aus Kapitel 6 diskutiert und bewertet. Dabei werden zunächst die grundlegenden Mechanismen diskutiert, welche abhängig vom gewählten Prüfmodus (Varestraint oder Transvarestraint) und den gewählten Prozessparametern, zur Ausbildung der Heißrissnetzwerke führen. Davon ausgehend werden erweiterte Heißrisskriterien in Analogie zur Heißrisstheorie nach Prokhorov und geeignete Prozessparameter im Hinblick auf eine aussagekräftige Heißrissbewertung abgeleitet. Abschließend wird anhand dieser neu erarbeiteten Heißrisskriterien, die Heißrissbildung der LTT-Schweißzusatzwerkstoffe mit Fokus auf eine heißrissfreie Verwertung diskutiert und bewertet.

7.1 Ausbildung der Heißrisse im MVT-Test

Die EDX-Analysen (Abbildung 6.24) an dem Cr6Ni8 LTT-Schweißzusatzwerkstoff zeigen einen erhöhten Chrom und Nickel Gehalt im Bereich der Heißrisspitze. Bei primär austenitisch erstarrenden Cr/Ni-legierten Werkstoffen reichern sich die Legierungselemente Chrom und Nickel in der unterkühlten Schmelze an, so dass die zuletzt erstarrenden interzellularen Bereiche einen erhöhten Anteil dieser Legierungselemente aufweisen. Dies konnte für LTT-Schweißzusätze beispielsweise von Kromm [3] durch Elektronenstrahlmikroanalysen gezeigt werden. Nach Hammar und Svensson [195] liegt eine primär austenitische Erstarrung des Werkstoffes bei Chrom-Nickel-Äquivalenten kleiner 1,5 vor. Dies trifft auf alle in dieser Arbeit untersuchten Cr/Ni LTT-Schweißzusatzwerkstoffe zu. Da die Kristalle eine stängelartige Struktur in Richtung des Wärmefflusses aufweisen und die mechanische Stabilität der interkristallinen Bereiche durch die niedrigschmelzenden Phasen herabgesetzt ist, bilden sich die Heißrisse während des MVT-Test bevorzugt entlang der Erstarrungsrichtung aus, so dass die 3D μ CT-Orientierungsanalysen eine eindeutige Orientierungsabhängigkeit der Heißrisse im Hinblick auf ihre Position innerhalb der Schweißnaht zeigen.

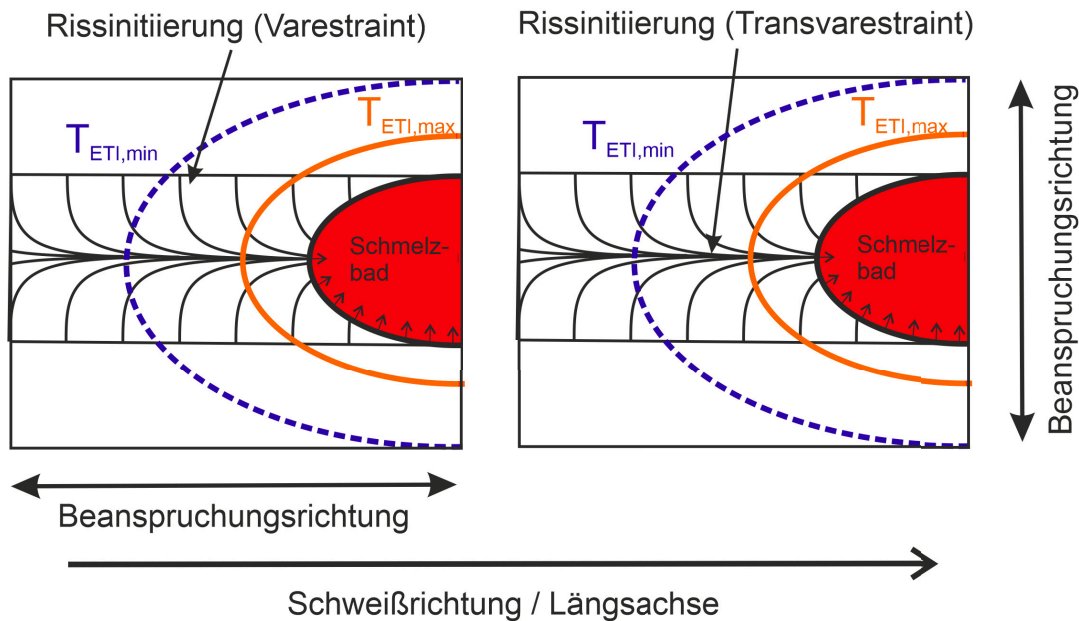


Abbildung 7.1: Rissinitiierung im Varestraint (links) und Transvarestraint (rechts) Modus. Im Varestraint Modus sollte die longitudinale Belastungsrichtung die Rissinitiierung nahe der Schmelzlinie (orthogonale Erstarrungsrichtung) begünstigen, während die Rissbildung im Transvarestraint Modus eher im Bereich der Nahtmittenkorngrenze erfolgen sollte (Belastungsrichtung quer zur Schweißnaht).

Dieser Zusammenhang von Rissorientierung und Kristallisationsrichtung ist vor allem im Hinblick auf die unterschiedliche Ausbildung der Heißrissnetzwerke im Varestraint beziehungsweise Transvarestraint Modus von Bedeutung. Da sich die Heißrisse wahrscheinlich bevorzugt an Korngrenzen bilden, die orthogonal zur Belastungsrichtung orientiert sind. Dies ist in Abbildung 7.1 für den Varestraint Modus (links) und den Transvarestraint Modus (rechts) schematisch dargestellt. Es wird davon ausgegangen, dass die Heißrissbildung im MVT-Test nur während des Biegevorganges im Erstarrungsrissskritischen Temperatur Intervall (ETI) stattfindet (vgl. Kapitel 2.3.4.1). Das ETI wird dabei durch die Isothermen der Grenztemperaturen $T_{ETI,max}$ und $T_{ETI,min}$ begrenzt, so dass nach der Rissinitiierung das Risswachstum entgegen der Schweißrichtung bis zur Isotherme $T_{ETI,min}$ und in Richtung der Erstarrungsfront bis zur Isotherme $T_{ETI,max}$ erfolgt [87]. Im Varestraint Modus findet die Rissinitiierung mutmaßlich im Bereich der Schmelzlinie statt, da hier die Korngrenzen orthogonal zur longitudinalen Belastungs-

richtung orientiert sind. Anschließend erfolgt das Risswachstum entlang der Erstarrungsrichtung zur Schweißnahtmitte hin, bis die maximale heißrisskritische Temperaturisotherme $T_{ETI,max}$ des ETI erreicht ist. Folglich bildet sich ein Heißrissnetzwerk, wie in Abbildung 6.4 a) dargestellt, aus. Allerdings zeigt sich hierbei auch, dass entlang der Längsachse mehrere Risse im Bereich der Schmelzlinie vorhanden sind, die wahrscheinlich aufgrund des „competitive growing“ nicht bis zur Schweißnahtmitte wachsen können.

Im Gegensatz dazu ist im Transvarestraint Modus aufgrund der quer zur Schweißnaht wirkenden Belastung, die Nahtmittenkorngrenze günstig in Hinblick auf Risssinitiiierung orientiert und es bildet sich bevorzugt ein Mittenriss zwischen den Isothermen $T_{ETI,max}$ und $T_{ETI,min}$ aus (Abbildung 6.5 b)). Zusätzlich bilden sich Risse nahe der Schweißnahtmitte mit kleinen Winkeln β . Diese erreichen aufgrund der Belastungsrichtung jedoch nicht die Schmelzlinie, so dass in diesem Fall keine Risse mit Orientierungen $\beta > 60^\circ$ gebildet werden (Abbildung 6.6 b)).

7.2 Einfluss und geeignete Wahl der Prozessparameter

7.2.1 Schweißgeschwindigkeit

Die Analysen des Einflusses der Schweißgeschwindigkeit auf die Heißrissnetzwerke im Varestraint Modus (Abbildung 6.14) zeigen, dass offensichtlich eine Schweißgeschwindigkeit existiert, bei der das Rissvolumen maximal ist. Folglich wird zunächst ein Anstieg und anschließend ein Abfall des Rissvolumens mit steigender Schweißgeschwindigkeit beobachtet. Auch experimentelle Untersuchungen aus der Literatur zeigen, dass die Schweißgeschwindigkeit das Rissaufkommen sowohl erhöhen [107] als auch verringern [72] kann. Grundsätzlich führt eine Steigerung der Schweißgeschwindigkeit und damit eine Verringerung der Streckenenergie, zu kleineren Schmelzbädern und schnelleren Abkühlzeiten. Folglich kann das Material weniger seigern und die Bildung von niedrigschmelzenden Phasen wird behindert. Dies ist die Begründung für die niedrigere Rissneigung mit steigender Schweißgeschwindigkeit. Den Anstieg des Rissaufkommens mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit führen Homberg et al. [107] auf das langgestrecktere Schmelzbad mit tropfenförmiger Ausbildung zurück (siehe Abbildung 2.14). Da

die Kristallite nahezu ohne Richtungsänderung in Richtung der Schweißnahtmitte wachsen, treffen die Erstarrungsfronten hier mit einem großen Winkel β aufeinander und die Heißrissbildung wird an dieser Stelle begünstigt. Es wird also deutlich, dass der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Heißrissbildung im MVT-Test nicht ohne weiteres vorausgesagt werden kann, da die werkstoffspezifischen Mechanismen (z.B. Seigerungsverhalten, Form des Schmelzbades) gegensätzliche Auswirkungen auf die Heißrissempfindlichkeit haben können. Aus diesem Grund wird im Folgenden ein neuer Erklärungsansatz vorgestellt, der auf der Heißrisstheorie nach Prokhorov beruht und die individuellen Besonderheiten des MVT-Tests berücksichtigt.

Abbildung 7.2 zeigt exemplarisch das mittels μ CT ermittelte 3D Heißrissnetz-

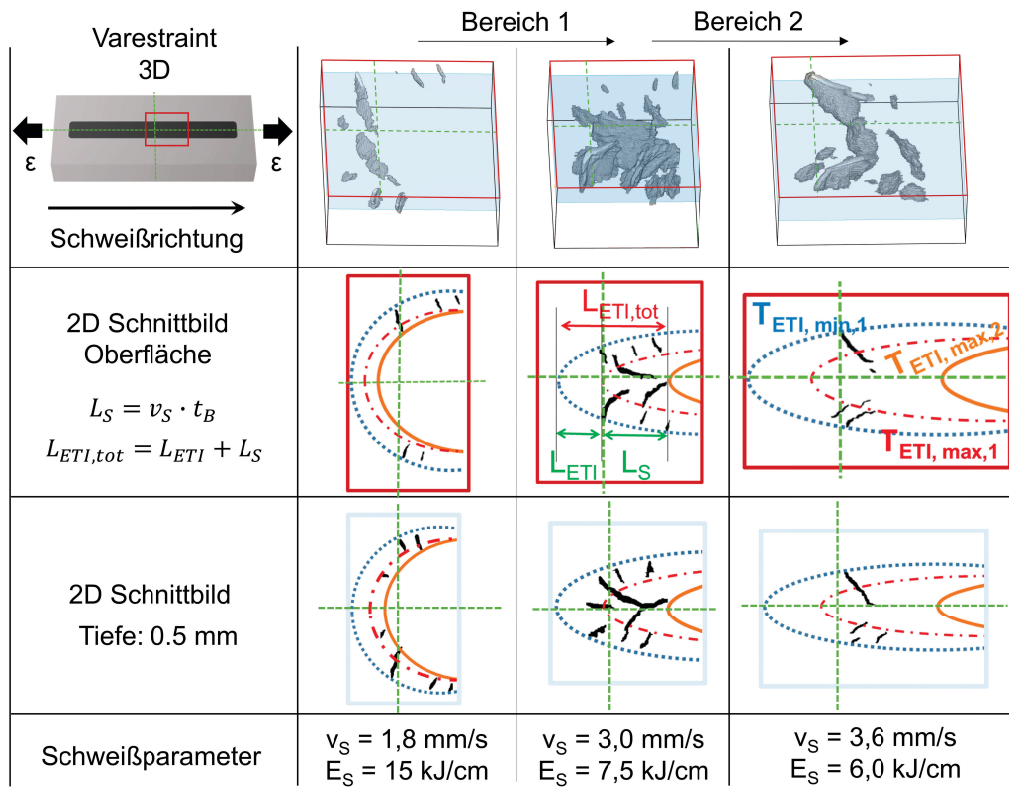


Abbildung 7.2: Schematische Darstellung der Isothermen $T_{ETI,min,1}$, $T_{ETI,max,1}$ (Beginn der Biegung) und $T_{ETI,max,2}$ (Ende der Biegung), exemplarisch für die Schnittbilder der Schweißnahtoberfläche und in einer Tiefe von 0,5 mm der μ CT-Scans von drei MVT-Proben, geschweißt mit dem Schweißzusatz Cr8Ni6 im Varestraint Modus, mit unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten [125].

werk des Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatzwerkstoffes für die Schweißgeschwindigkeiten $v_S = 1,8$ mm/s (Bereich 1), $v_S = 3,0$ mm/s (Maximales Rissvolumen) und $v_S = 3,6$ mm/s (Bereich 2). Zusätzlich sind jeweils die Schnittbilder für die Schweißnahtoberfläche und in einer Tiefe von 0,5 mm dargestellt. Da diese Proben im Varestraint Modus getestet wurden, findet aufgrund der Belastungsrichtung die Rissinitiierung mutmaßlich bei großen Winkeln β , nahe der Schmelzlinie statt. Diese Risse können nach dem Heißrisskriterium von Prokhorov in Richtung Schweißrichtung maximal bis zur Isothermen $T_{ETI,max}$ wachsen. Da der Schweißbrenner und die Isotherme $T_{ETI,max}$ während des Biegevorganges die Strecke L_S zwischen $T_{ETI,max,1}$ (Beginn der Biegung) und $T_{ETI,max,2}$ (Ende der Biegung) in Längsrichtung zurücklegen, besteht die maximal erreichbare Risslänge aus zwei Längenkomponenten: L_{ETI} (Abstand zwischen den Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,1}$) und L_S . Die Summe dieser beiden Längen ergibt dann den Abstand $L_{ETI,tot}$ zwischen den Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$. Da mit steigender Schweißgeschwindigkeit der Abstand L_S zunimmt, können die Risse länger entlang der Erstarrungsrichtung wachsen, so dass die Breite der Rissorientierungsverteilung (Abbildung 6.12) und die maximal mögliche Länge der einzelnen Risse ansteigt (Abbildung 6.16 a)). Aus diesem Grund ist zwischen $v_S = 1,8$ mm/s und $v_S = 3,0$ mm/s eine Zunahme der Risslänge zu beobachten, wie in Abbildung 7.2, anhand der Schnittbilder, deutlich wird.

Bei einer Schweißgeschwindigkeit von $v_S = 3,6$ mm/s scheint die Isotherme $T_{ETI,max,2}$ nicht mehr der limitierende Faktor für die Risslänge zu sein. Vielmehr stoppt das Risswachstum im Bereich der Schweißnahtmitte, da ein Risswachstum entlang der Nahtmittenkorgrenze aufgrund der Belastungsrichtung im Varestraint Modus nicht oder nur schlecht stattfindet. Anhand der Schnittbilder ist zusätzlich zu sehen, dass die Risse nicht die Schweißnahtmitte erreichen. Eine mögliche Erklärung hierfür ist, dass es bei hohen Schweißgeschwindigkeiten dazu kommen kann, dass keine wirkliche Nahtmittenkorgrenze gebildet wird. Stattdessen erfolgt dann die Erstarrung in diesem Bereich globular, so dass sich die niedrigschmelzenden Phasen über eine größere Fläche verteilen [77]. Folglich nimmt die maximal erreichbare Risslänge bei $v_S = 3,6$ mm/s im Vergleich zu $v_S = 3,0$ mm/s ab und es wird eine kleinere Risslänge ermittelt. In Abbildung 7.3 a) ist die beschriebene Entwicklung der maximalen Risslänge in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit schematisch dargestellt. Anhand dieser

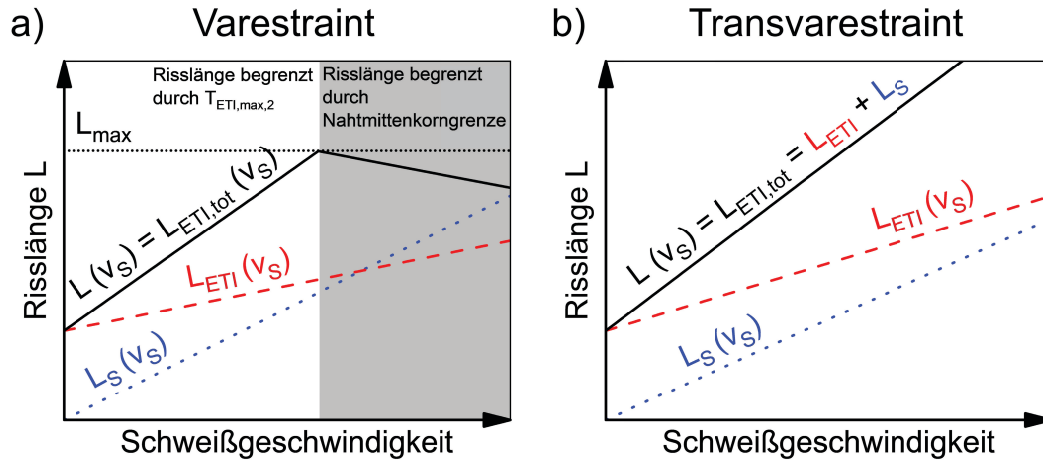


Abbildung 7.3: Schematische Darstellung des Einflusses der Schweißgeschwindigkeit auf die Risslänge L eines Risses im Varestraint Modus (a) und Transvarestraint Modus (b).

Überlegungen wird deutlich, dass im Hinblick auf die qualitative Vergleichbarkeit der Heißrissanfälligkeit von unterschiedlichen Schweißzusatzwerkstoffen im Varestraint Modus, die Schweißgeschwindigkeit so gewählt werden sollte, dass die Risslänge durch $T_{ETI,max,2}$ und nicht durch die Nahtmittenkorngrenze begrenzt wird.

Abbildung 7.4 zeigt die mittels μ CT ermittelten 3D Heißrissnetzwerke für die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten im Transvarestraint Modus. Auch hier sind jeweils die 2D Schnittbilder der Oberfläche und in einer Tiefe von 0,5 mm mit den eingezeichneten Isothermen $T_{ETI,min,1}$, $T_{ETI,max,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ dargestellt. Grundsätzlich lassen sich die Beobachtungen aus dem Varestraint Modus auf den Transvarestraint Modus übertragen. Mit steigender Schweißgeschwindigkeit, steigt auch hier, aufgrund der größeren Distanz L_s zwischen den Isothermen $T_{ETI,max,1}$ und $T_{ETI,max,2}$, die ermittelte Länge $L_{ETI,tot}$ an (Abbildung 6.16 b)). Im Gegensatz zum Varestraint Modus erfolgt jedoch die Rissinitiierung und das Risswachstum im Transvarestraint Modus hauptsächlich entlang der Nahtmittenkorngrenze, so dass bei der Orientierungsanalyse unabhängig von der gewählten Schweißgeschwindigkeit über 80% des Rissvolumens Orientierungswinkel von $\beta < 20^\circ$ aufweist. Somit kann im Transvarestraint Modus der Nahtmittenriss unabhängig von der Schweißgeschwindigkeit stets ungehindert bis zur begrenzenden Isotherme $T_{ETI,max,2}$ wachsen. Die Länge des Nahtmittenrisses ent-

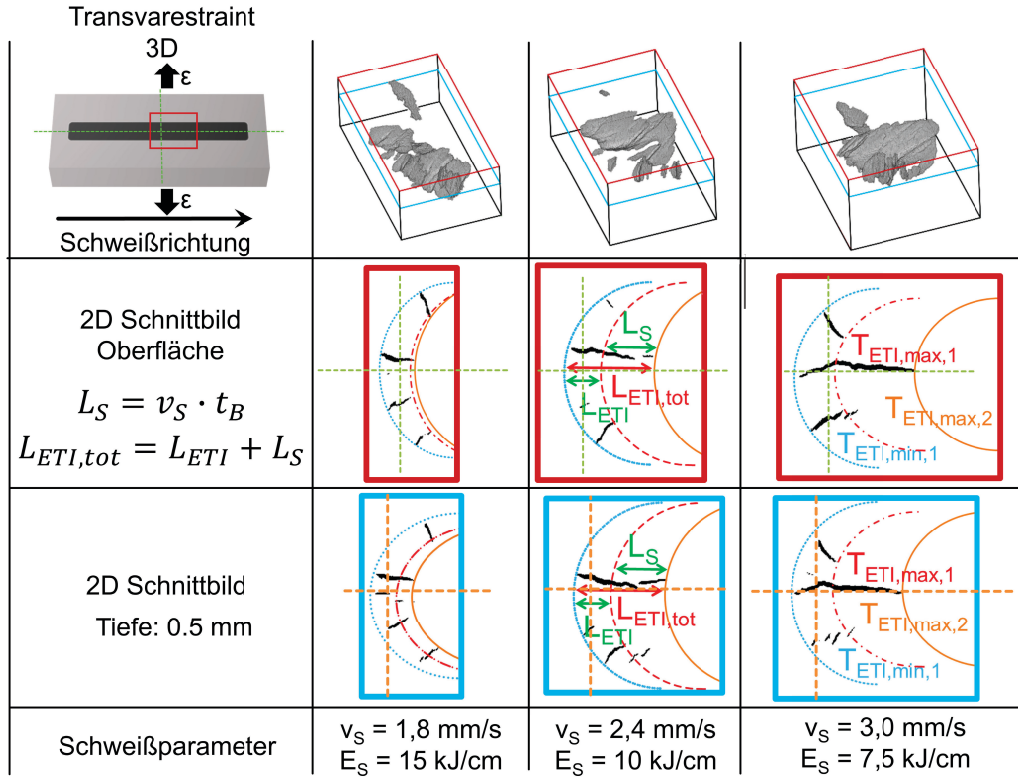


Abbildung 7.4: Schematische Darstellung der Isothermen $T_{ETI,min,1}$, $T_{ETI,max,1}$ (Beginn der Biegung) und $T_{ETI,max,2}$ (Ende der Biegung), exemplarisch für die Schnittbilder der Schweißnahtoberfläche und in einer Tiefe von 0,5 mm der μ CT-Scans von drei MVT- Proben, geschweißt im Transvarestraint Modus mit unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten.

spricht dann der Länge $L_{ETI,tot}$ und steigt somit stetig mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit an. Dies ist in Abbildung 7.3 b) schematisch dargestellt.

Während die maximale Tiefe D_{max} des Rissnetzwerkes im Varestraint Modus bei den Schweißgeschwindigkeiten $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$ bis $v_S = 3,0 \text{ mm/s}$ nahezu konstant bleibt, nimmt D_{max} bei $v_S = 3,6 \text{ mm/s}$ stark ab, was ein weiterer Grund für den Rückgang des Rissvolumens ist. Da die Biegedehnung mit zunehmender Tiefe abnimmt wird D_{max} nach dem Heißrisskriterium von Prokhorov entweder durch die Isotherme $T_{ETI,min}$ oder durch die minimal kritische Dehnung P_{min} begrenzt. Befindet sich $T_{ETI,min}$ in größeren Tiefen als P_{min} , dann wird D_{max} durch P_{min} begrenzt und sollte wie zwischen $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$ und

$v_S = 3,0 \text{ mm/s}$ nahezu konstant sein für die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten. Dies ist schematisch in Abbildung 7.5 (Bereich 1) für $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$ dargestellt. Mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit sinkt der Wärmeeintrag, so dass die maximale Tiefe der Isotherme $T_{ETI,min}$ sukzessive geringer wird, bis diese schließlich der limitierende Faktor in Hinblick auf D_{max} ist. Dies scheint bei $v_S = 3,6 \text{ mm/s}$ (Bereich 2) der Fall zu sein, so dass bei dieser Schweißgeschwindigkeit eine deutlich geringere maximale Tiefe des Heißrissnetzwerks als bei den übrigen Schweißgeschwindigkeiten ermittelt wird. Ein weiterer wichtiger Parame-

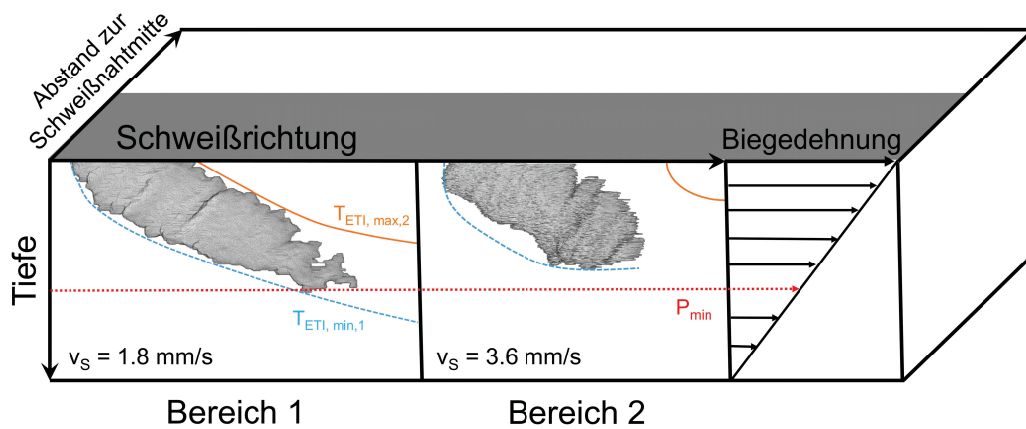


Abbildung 7.5: Schematische Darstellung der begrenzenden Faktoren für die maximale Tiefe des Heißrissnetzwerkes [125]. Nach Prokhorov kann D_{max} entweder die minimal kritische Dehnung P_{min} (Bereich 1) oder die Isotherme $T_{ETI,min}$ (Bereich 2) begrenzen.

ter im Hinblick auf das Heißrissvolumen ist die Anzahl der Risse, die während des MVT-Tests gebildet werden. Abbildung 6.15 a) zeigt, dass die Rissanzahl im Varestraint Modus mit steigender Schweißgeschwindigkeit zunächst ab- und anschließend stark zunimmt. Für diesen Verlauf sind wahrscheinlich zwei konkurrierende Prozesse verantwortlich. Durch die höhere Abkühlgeschwindigkeit bei steigender Schweißgeschwindigkeit kann das Material weniger stark seign, was wiederum zu einem niedrigeren Rissaufkommen führt. Gleichzeitig steigt jedoch der Abstand zwischen den Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$, wodurch sich, entlang der Längsachse, mehr Risse bilden können. Dies ist in Abbildung 7.6 schematisch für eine hohe Schweißgeschwindigkeit (a) und eine niedrige Schweißgeschwindigkeit (b) dargestellt. Im Gegensatz dazu nimmt im Transvarestraint Modus die Rissanzahl mit steigender Schweißgeschwindigkeit kontinuierlich ab

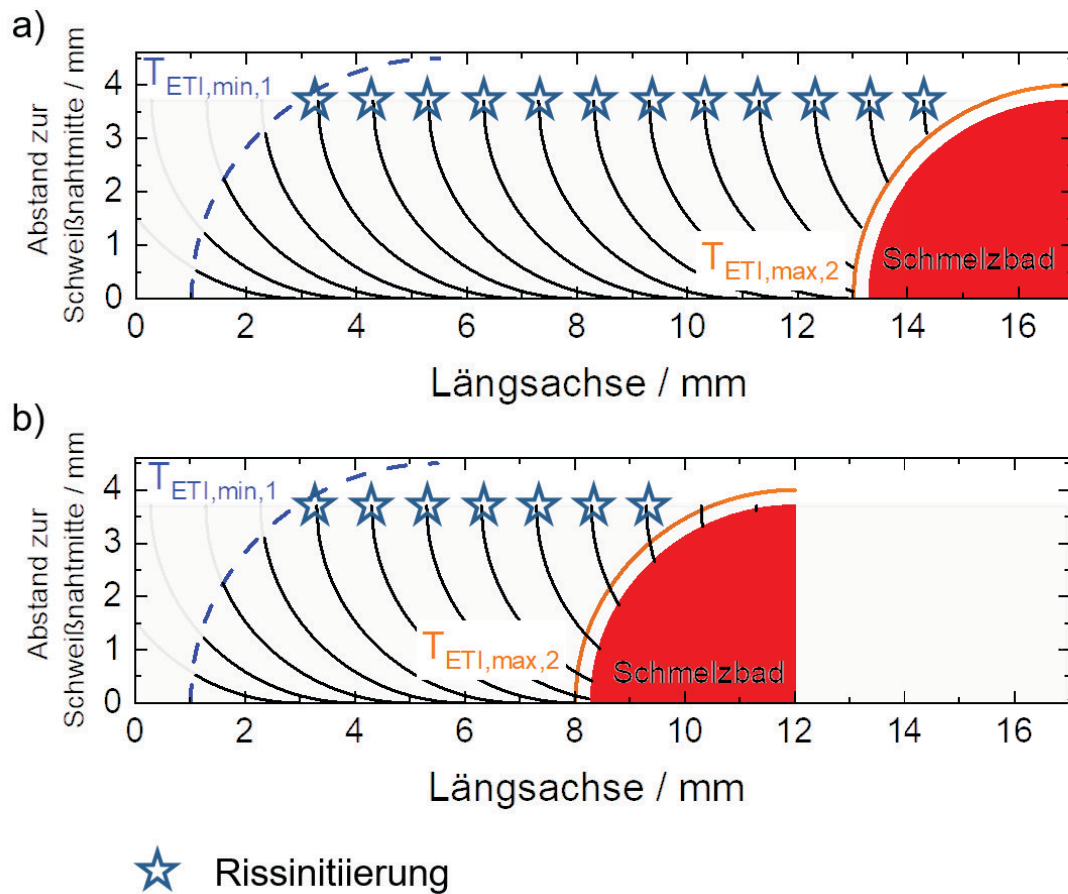


Abbildung 7.6: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Rissanzahl im V-restraint Modus für eine hohe Schweißgeschwindigkeit (a) und eine niedrige Schweißgeschwindigkeit (b). Je höher die Schweißgeschwindigkeit, desto mehr Risse können sich entlang der Längsachse ausbilden.

(Abbildung 6.15 b). Da bei dieser Beanspruchungsrichtung bevorzugt ein Mittenriss gebildet wird, hat hier der Abstand der Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ auf die Rissanzahl lediglich einen untergeordneten Einfluss. Folglich ist das Seigerungsverhalten mutmaßlich bestimmender Faktor, wodurch die Rissanzahl mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit abnimmt.

Da sich das Heißrissvolumen vor allem aus den drei vorgestellten Parametern (kumulierte Gesamtrisslänge, kumulierte Risstiefe und Rissanzahl) zusammensetzt, hängt die Schweißgeschwindigkeit, bei der das Rissvolumen maximal wird, vom Verlauf dieser Parameter und somit von der Ausdehnung des erstarrungsrissskritischen Temperaturintervalls (ETI) und der minimal kritischen Dehnung P_{min} der

betrachteten Legierung ab. Deshalb muss, um qualitativ unterschiedlich Werkstoffe vergleichen zu können, eine Schweißgeschwindigkeit gewählt werden, bei der die Risslängen aller Werkstoffe durch $T_{ETI,max,2}$ (wichtig im Varestraint Modus) und die maximale Tiefe D_{max} durch P_{min} begrenzt wird. Um dies in der Praxis sicherzustellen, dürfen die Risse im Varestraint Modus nicht die Nahtmittenkorgrenze erreichen und D_{max} muss kleiner als die Einbrandtiefe des Schmelzbades sein.

7.2.2 Biegegeschwindigkeit

Auch der Einfluss der Biegegeschwindigkeit wird in der Literatur kontrovers diskutiert. Während einige Studien bei ihren experimentellen Untersuchungen keinen beziehungsweise nur einen geringen Einfluss der Biegegeschwindigkeit auf das Heißrissnetzwerk feststellen [106], wird in anderen Veröffentlichungen von einem signifikanten Einfluss berichtet [87]. Die Analysen des Einflusses der Biegegeschwindigkeit v_B auf die Heißrissnetzwerke im Varestraint und Transvarestraint Modus (Abbildung 6.17) zeigen, dass offensichtlich eine minimale Dehngeschwindigkeit existiert, unterhalb derer keine Heißrisse entstehen. Dies deckt sich mit den Untersuchungen von Wolf [87], so dass bei $v_B = 0,2 \text{ mm/s}$ für beide Beanspruchungsrichtungen keine Risse detektiert werden. Allerdings beschreibt Wolf mit steigender Biegegeschwindigkeit einen kontinuierlichen Anstieg des Rissaufkommens, der in dieser Arbeit nur für den Transvarestraint Modus beobachtet werden konnte. Im Varestraint Modus fällt das ermittelte Rissvolumen zwischen $v_B = 2 \text{ mm/s}$ und $v_B = 6 \text{ mm/s}$ wieder ab. Die Begründung hierfür ist analog zu der des Einflusses der Schweißgeschwindigkeit. Mit steigender Biegegeschwindigkeit sinkt die während des Biegevorgangs zurückgelegte Strecke L_S des Schweißbrenners. Zum einen können sich hierdurch entlang der Längsachse weniger Risse ausbilden (vgl. Abbildung 7.6) und zum anderen gleichzeitig weniger weit, entlang der Erstarrungsrichtung bis $T_{ETI,max,2}$, wachsen. Folglich werden für $v_B = 2 \text{ mm/s}$ größere Werte $L_{ETI,tot}$ als für $v_B = 6 \text{ mm/s}$ ermittelt (Abbildung 6.19 a)). Dabei kann der Zusammenhang zwischen L_S und v_B , mit dem

Abstand k_{PM} zwischen Probe und Matritze und der Schweißgeschwindigkeit v_S , durch folgende Gleichung beschrieben werden:

$$L_S = \frac{k_{PM}}{v_B} \cdot v_S. \quad (7.1)$$

Da die Streckenenergie des Schweißprozesses für alle untersuchten Biegedehnungen gleich ist, kann der Abstand L_{ETI} als konstant angesehen werden. L_S , L_{ETI} und $L_{ETI,tot}$ sind schematisch als Funktion der Biegegeschwindigkeit in Abbildung 7.7 dargestellt.

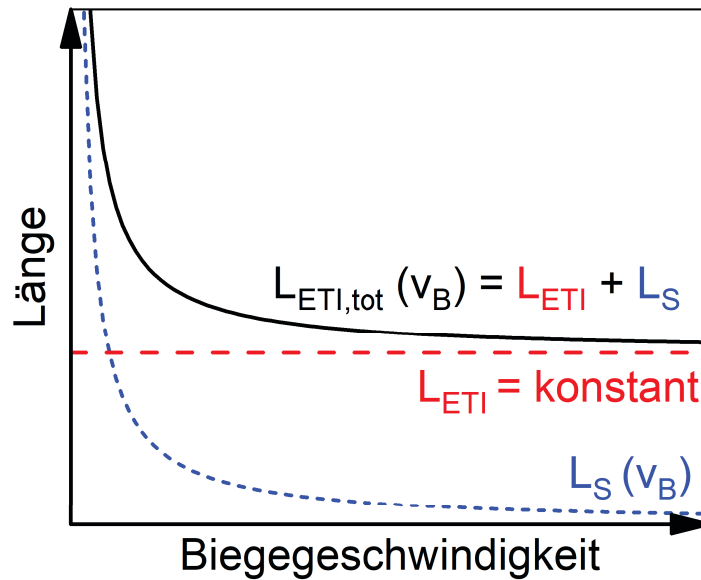


Abbildung 7.7: Schematische Darstellung des Einflusses der Biegegeschwindigkeit auf den Abstand $L_{ETI,tot}$, L_{ETI} und L_S .

Abbildung 7.8 zeigt eine mögliche Erklärung für das tieferreichendere Heißrissnetzwerk bei größeren Biegegeschwindigkeiten. Die Zeit t_{ETI} , die sich ein Volumenelement im ETI befindet, berechnet sich aus seinem Abstand $L_{ETI,min,1}$ zur Isothermen $T_{ETI,min,1}$ bei Biegebeginn durch:

$$t_{ETI} = \frac{L_{ETI,min,1}}{v_S} \quad (7.2)$$

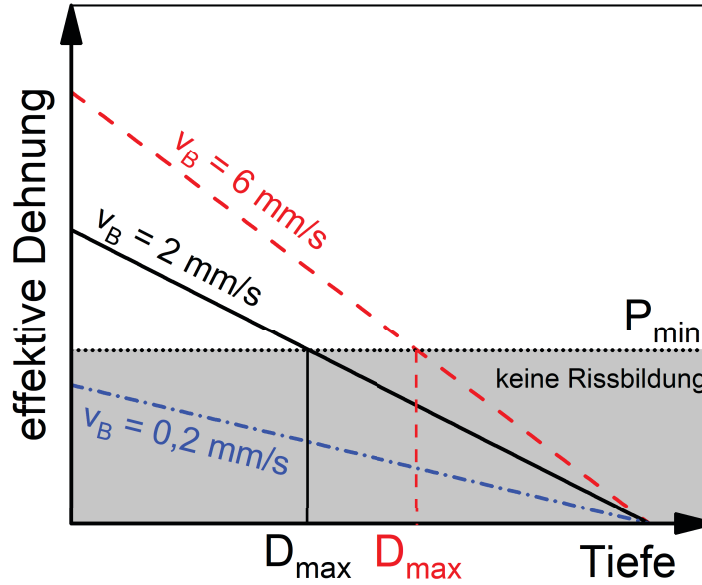


Abbildung 7.8: Schematische Darstellung des Einflusses der effektiven Dehnung innerhalb des ETI auf die maximale Tiefe D_{max} des Heißrissnetzwerkes bei unterschiedlichen Biegegeschwindigkeiten.

und die Biegezeit t_B während des MVT-Tests durch:

$$t_B = \frac{k_{PM}}{v_B}. \quad (7.3)$$

Unter Annahme eines linearen Dehnungsanstieg über der Zeit, wirkt für $t_B > t_{ETI}$ dann auf ein Volumenelement im ETI nur die effektive Dehnung ε_{eff} als Funktion der Tiefe D mit

$$\varepsilon_{eff}(D) = \frac{t_{ETI}}{t_B} \cdot \varepsilon_{tot}(D) \quad (7.4)$$

als Funktion des nominell aufgetragenen Biegedehnungsverlaufs $\varepsilon_{tot}(D)$. Diese Beobachtung wurde in simulativen Studien auch von Wolf [87] nachgewiesen, der diesen Effekt in sogenannten Time-Strain-Fracture Diagrammen darstellt. Ist dabei die Biegegeschwindigkeit so gering, dass innerhalb des ETI eine Biegedehnung kleiner der minimal kritischen Dehnung P_{min} wirkt, dann können keine Heißrisse während des MVT-Tests entstehen. Dies ist offenkundig für die Biegegeschwindigkeit $v_B = 0,2 \text{ mm/s}$ der Fall. Mit einer steigenden Biegegeschwindigkeit steigt dann die effektive Biegedehnung im ETI und es bilden sich Heißrisse in den Werkstoffbereichen mit Dehnungen größer P_{min} . Wie in Abbildung 7.8 skizziert, nimmt

die maximale Tiefe D_{max} der Heißrissnetzwerke mit steigender Biegedehnung zu. Da die effektive Dehnung eines Volumenelements von der Zeit t_{ETI} abhängt, die sich das Volumenelement ab Biegebeginn innerhalb des ETI befindet, bildet sich abhängig von dessen Abstand zur Isothermen $T_{ETI,min,1}$, $T_{ETI,max,2}$ und der Tiefe eine dreidimensionale, inhomogene Verteilung der effektiven Dehnung aus. Dies ist schematisch in Abbildung 7.9 a) unter Annahme eines linearen Dehnungsanstiegs über der Biegezeit dargestellt. Zusätzlich sind in Abbildung 7.9 b) die Schnittbilder der effektiven Dehnungsverteilung für vier unterschiedliche Tiefen dargestellt. Dabei wird deutlich, dass die effektiven Dehnung zu den Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ hin abfallen, so dass die Risslänge durch P_{min} und nicht durch die Isothermen begrenzt wird. Je höher die Biegegeschwindigkeit gewählt wird, desto eher stimmen die Verläufe der Isothermen und der nominell aufgetragenen Isodehnung überein, bis sie für $v_B \rightarrow \infty$ genau übereinander liegen. Aus diesem Grund sollte, um Schweißzusatzwerkstoffe im Hinblick auf ihr ETI vergleichen zu können, die Biegegeschwindigkeit möglichst hoch gewählt werden, so dass $t_B \ll t_{ETI}$ ist. Eine Variation dieser hohen Biegegeschwindigkeiten hat dann kaum Auswirkungen auf die Risslängen des Heißrissnetzwerkes, wie von Andersson et al. [106] beobachtet, die für ihre Untersuchungen vergleichsweise hohe Biegegeschwindigkeiten von $v_B = 10$ mm/s bis zu $v_B = 250$ mm/s verwendeten.

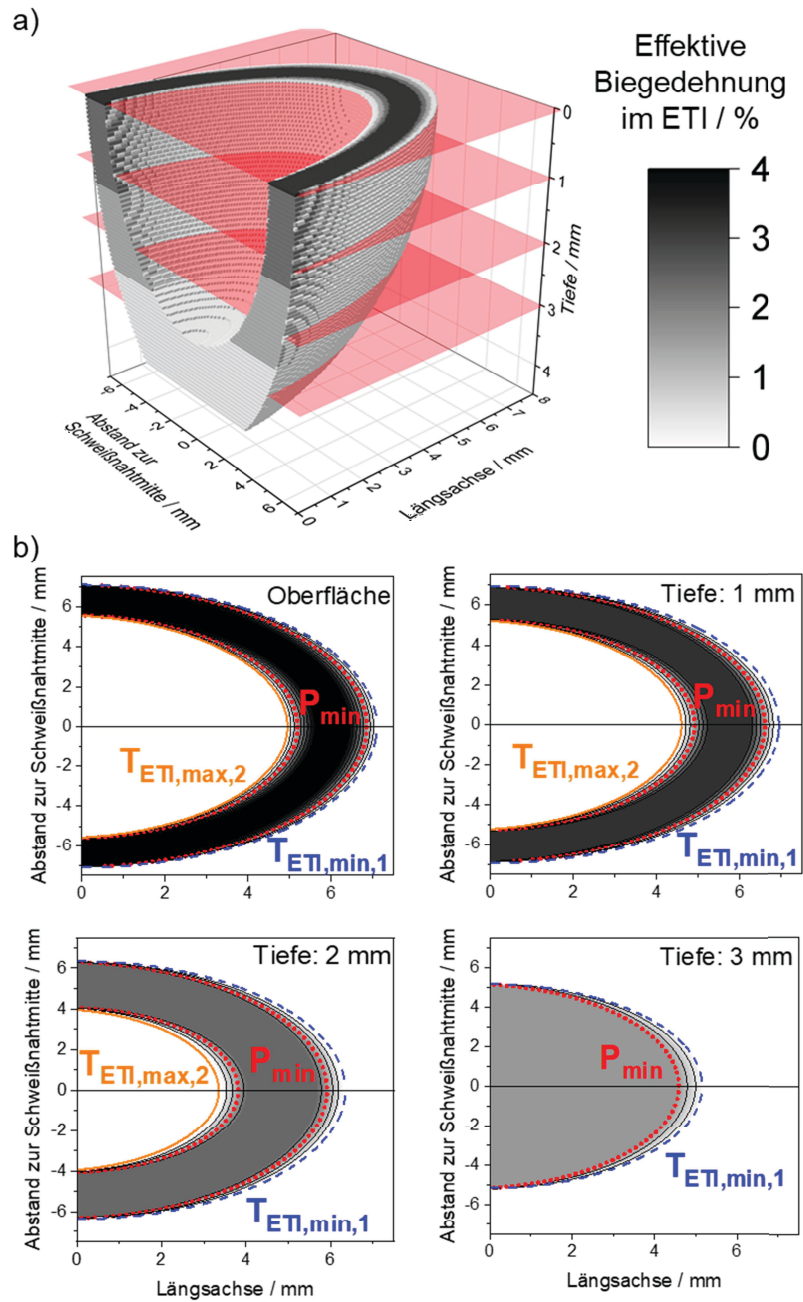


Abbildung 7.9: Berechnete effektive Biegedehnung innerhalb des ETI unter Annahme eines linearen Dehnungsanstiegs über der Biegezeit (Oberflächendehnung $\varepsilon_S = 4\%$, Biegegeschwindigkeit $v_B = 2$ mm/s und Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3$ mm/s) für das 3D-ETI-Volumen (a) und exemplarische Schnittbilder in definierten Tiefen (b).

7.2.3 Biegedehnung

Für die untersuchten MVT-Proben konnte bei Erhöhung der Oberflächendehnung eine gesteigerte Heißrissanfälligkeit beobachtet werden. Dies stimmt mit bisher durchgeführten Untersuchungen [49], [96] und mit dem Heißrisskriterium von Prokhorov überein. Gleichsam ist bei der Volumenanalyse des Heißrissnetzwerks darauf zu achten, dass mit steigender Oberflächendehnung, die minimale heißrisskritische Dehnung P_{min} in zunehmend größeren Tiefen liegt. In Abbildung 7.10 ist schematisch P_{min} für eine große Oberflächendehnung (Biegedehnung 1) und eine kleine Oberflächendehnung (Biegedehnung 2) dargestellt. Biegedehnung 1 ist für eine Heißrissanalyse im Hinblick auf P_{min} zu groß gewählt, da hier $T_{ETI,min}$ die maximale Risstiefe $D_{max,1}$ limitiert. Wird die Oberflächendehnung reduziert (Biegedehnung 2), kann die maximale Risstiefe $D_{max,2}$ als Maß für P_{min} verwendet werden.

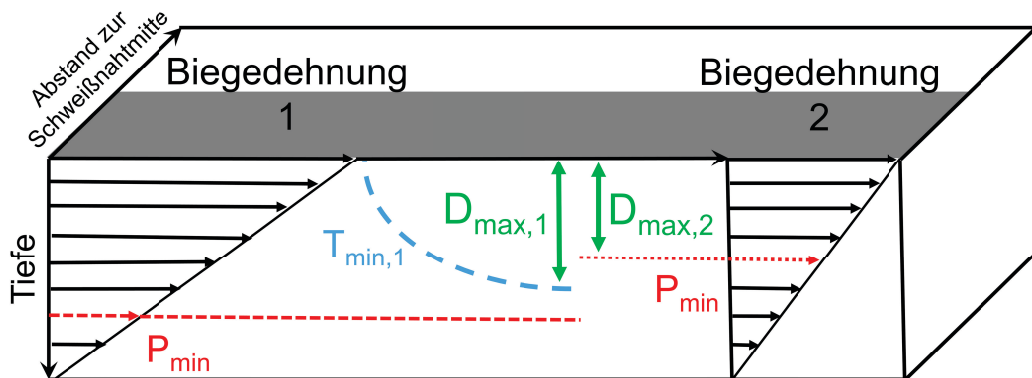


Abbildung 7.10: Schematische Darstellung des Einflusses einer zu großen Biegedehnung 1 auf die maximale Risstiefe $D_{max,1}$ und einer korrekt gewählten Biegedehnung 2 mit der maximalen Risstiefe $D_{max,2}$ als Maß für P_{min} .

7.3 Zwischenfazit

Mit der gezielten Variation der Prozessparameter für den Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatzwerkstoff und der anschließenden tomographischen Analyse der 3D Heißrissnetzwerke konnte ein grundlegendes Verständnis über die Heißrissbildung im

Werkstoffvolumen während des MVT-Tests erarbeitet werden. Auf Grundlage dieser Erkenntnisse sollen nun erweiterte Heißrisskriterien abgeleitet werden, die den herkömmlichen MVT-Test sinnvoll erweitern. Im folgenden werden die Erkenntnisse für die Wahl der Prozessparameter im Hinblick auf eine aussagekräftige Analyse der Heißrissneigung zusammengefasst:

- **Schweißgeschwindigkeit**

Im Vastrestraint Modus muss die Schweißgeschwindigkeit so gewählt werden, dass die Isotherme $T_{ETI,max,2}$ die Risslänge begrenzt. Begrenzt beispielsweise, aufgrund einer zu hohen Schweißgeschwindigkeit, die Nahtmittenkorn-grenze die maximale Risslänge, kann kein Abstand zwischen den Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ bestimmt werden. Damit die maximale Tiefe D_{max} des Heißrissnetzwerkes als Maß für die minimal kritische Dehnung P_{min} verwendet werden kann, muss die Schweißgeschwindigkeit so gewählt werden, dass D_{max} durch P_{min} und nicht durch $T_{ETI,min}$ begrenzt wird.

- **Biegegeschwindigkeit**

Damit unterschiedliche Schweißzusatzwerkstoffe mit unterschiedlichen ETI verglichen werden können, muss sichergestellt werden, dass jedes Volumenelement vergleichbare effektive Dehnungen erfährt. Hierfür muss die Biegung möglichst schlagartig mit $t_b \rightarrow 0$ erfolgen.

- **Biegedehnung**

Die Biegedehnung darf nicht zu klein gewählt werden, da sonst keine Heißrisse gebildet werden. Allerdings führt eine zu hohe Biegedehnung dazu, dass P_{min} in zu großen Tiefen liegt und somit, wie bei der Wahl einer zu hohen Schweißgeschwindigkeit, die maximale Risstiefe D_{max} durch die Isotherme $T_{ETI,min}$ begrenzt wird. Ist dies der Fall können aus D_{max} keine Rückschlüsse auf die minimale heißrisskritische Dehnung P_{min} des untersuchten Werkstoffes gezogen werden.

7.4 Ableitung erweiterter Heißrisskriterien

Ein naheliegender Parameter zur Beschreibung der Heißrissempfindlichkeit mittels der μ CT-Analyse ist das Rissvolumen der 3D Heißrissnetzwerke, welches grundsätzlich auch einen ersten groben Anhaltswert liefert. Allerdings setzt sich

das Rissvolumen aus einer Reihe von Parametern zusammen (v.a. Risslänge, Rissanzahl, Risstiefe etc.), die stark von den gewählten Prozessparametern abhängen, so dass bei ungünstiger Wahl dieser Parameter fehlerhafte qualitative Ranglisten ermittelt werden können.

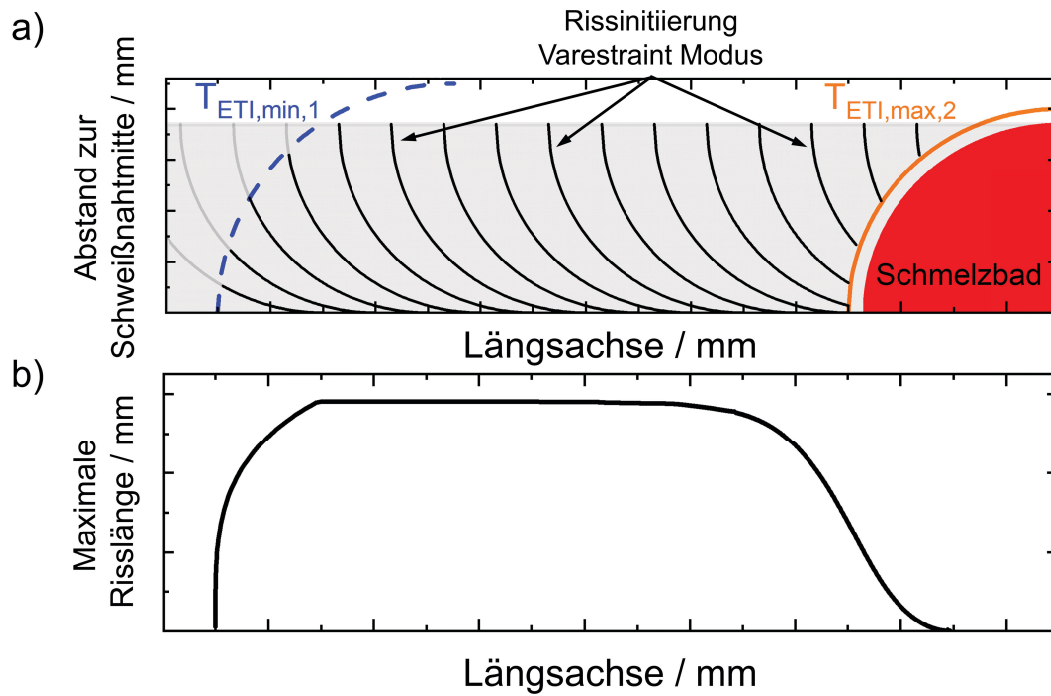


Abbildung 7.11: Maximal mögliche Risslänge in Abhängigkeit der Rissinitiiierung entlang der Längsachse für den Varestraint Modus. Schematische Darstellung (a) und Maximale Risslänge (b).

In Bezug auf die Vergleichbarkeit unterschiedlicher Schweißzusatzwerkstoffe hat sich vor allem der Varestraint Modus als vergleichsweise fehleranfällig herausgestellt, da einzelne Prozessparameter das Heißrissaufkommen sowohl erhöhen als auch verringern können (siehe Schweißgeschwindigkeit oder Biegegeschwindigkeit). Beispielsweise kann die Risslänge nicht nur durch die Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$, sondern auch durch die Nahtmittenkorngrenze begrenzt werden, so dass die maximal mögliche Risslänge stark von der Position der Rissinitiiierung auf der Längsachse abhängt. Dies ist schematisch in Abbildung 7.11 a) dargestellt. Die maximale Risslänge wird erreicht, wenn das Risswachstum durch die Schmelzlinie und die Nahtmittenkorngrenze begrenzt wird. Wird die maximale Risslänge durch die Isotherme $T_{ETI,min,1}$ oder $T_{ETI,max,2}$ begrenzt, dann sind die

möglichen Risslängen deutlich kleiner (Abbildung 7.11 b)). Werden nun unterschiedliche Schweißzusatzwerkstoffe verglichen, variiert die Position der Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$. Je nach Ort der Rissinitiierung kann die maximale Risslänge stark schwanken, so dass die Gesamtrisslänge nicht zwangsläufig ein geeigneter Parameter ist, um die Heißrissanfälligkeit unterschiedlicher Schweißzusatzwerkstoffe zu vergleichen. Dies wird deutlich, wenn man die Gesamtrisslängen der LTT-Schweißzusätze beispielsweise mit dem Verhältnis $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,89$ und $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$ in Abbildung 6.1 b) mit den entsprechenden Verläufen von $L_{ETI,tot}$ in Abbildung 6.22 vergleicht. Bei dem LTT-Schweißzusatz mit dem Verhältnis $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,89$ wird an der Schweißnahtoberfläche eine deutlich geringere Gesamtrisslänge als beim $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$ ermittelt, so dass dieser bei der Standardoberflächenauswertung als weniger Heißrissanfällig eingestuft würde. Allerdings zeigt der Tiefenverlauf, dass der Schweißzusatz mit $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,89$ eine ähnliche maximale Gesamtrisslänge von ca. 3,25 mm erreicht und zusätzlich ein deutlich tiefreichenderes Heißrissnetzwerk, bis zu einer maximalen Tiefe von ca. 2,85 mm besitzt (Abbildung 6.1 b)). Wird jedoch das in Kapitel 5.3 beschriebene Vorgehen eines Ellipsenfits zur Bestimmung der Isothermen $T_{ETI,min}$ und $T_{ETI,max}$ angewendet, ergibt sich ein anderes Bild (Abbildung 6.22). Der Abstand zwischen den Isothermen $L_{ETI,tot}$ als Maß für die Ausdehnung des ETI zeigt für die zwei betrachteten Legierungen bis in eine Tiefe von 1 mm nahezu identische Werte für $L_{ETI,tot}$.

Allerdings reicht nach dem Heißrisskriterium von Prokhorov das ETI noch nicht aus, die Heißrissempfindlichkeit eines Werkstoffes vollständig zu beschreiben. Zusätzlich ist die minimal kritische Dehnung P_{min} , ab der Heißrisse entstehen können, ein wichtiger Parameter. Bei hinreichend hohem Wärmeeintrag und vergleichbarem 3D Dehnungsprofil während des MVT-Tests, ist die maximale Tiefe des Heißrissnetzwerks D_{max} ein Maß für die Heißrissanfälligkeit der betrachteten Schweißzusätze gegenüber Dehnungen [121]. Folglich sollte entsprechend der Abbildung 6.22 der LTT-Schweißzusatz mit $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,89$ ein geringeres P_{min} als die Legierung mit $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$ aufweisen. Aus den tomografischen Analysen der MVT-Proben können demnach bislang nicht beachtete Informationen zur Heißrissempfindlichkeit des betrachteten Werkstoffes ermittelt werden. Es ist jetzt erstmals möglich, den heißrisskritischen Temperatur- und Dehnungsbereich nach Prokhorov von unterschiedlichen Schweißzusatzwerkstoffen anhand des Ab-

standes der Isothermen $L_{ETI,tot}$ und der maximalen Risstiefe D_{max} miteinander zu vergleichen.

7.5 Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Heißrissempfindlichkeit von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen

Wie im Kenntnisstand erläutert, sollte mit zunehmenden Cr_{eq}/Ni_{eq} -Verhältnis die Heißrissempfindlichkeit eines Schweißzusatzwerkstoffes abnehmen [49]. Allerdings zeigen die Ergebnisse der Versuchsreihen mit der Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3,0 \text{ mm/s}$ und der Biegeschwindigkeit $v_B = 2 \text{ mm/s}$ (Abbildung 6.23) keinen eindeutigen Trend. darüber hinaus wird bei der Schweißgeschwindigkeit $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$ und der Biegeschwindigkeit $v_B = 0,2 \text{ mm/s}$ (Abbildung 6.21) sogar eine Zunahme der Heißrissempfindlichkeit beobachtet.

Es ist bekannt, dass die primär austenitische Erstarrung und das damit einhergehende gleichsinnige Seigern der Legierungselemente Chrom und Nickel für die vergleichsweise hohe Heißrissempfindlichkeit der Cr/Ni LTT-Schweißzusatzwerkstoffe verantwortlich ist [68], [69]. Die daraus resultierende interkristalline Anreicherung von Chrom, und Nickel kann beispielsweise mittels EDX-Analysen (Abbildung 6.24) sichtbar gemacht werden. Die Analysen der lokalen Werkstoffzusammensetzung in diesen Bereichen ergeben für die betrachtete Probe, dass der lokale Chromgehalt 43,2 Gew.-% und der Nickelgehalt 30,9 Gew.-% beträgt.

In Abbildung 7.12 ist in das ternäre Fe-Cr-Ni Phasendiagramm [126] die ermittelte Legierungszusammensetzung des Schweißzusatzwerkstoffes (Spektralanalyse) und der Korngrenze (Saum in der EDX-Analyse) eingezeichnet. Wird der Einfluss weiterer Legierungselemente vernachlässigt, dann ist das Grundmaterial bei einer Solidustemperatur von ca. $1495 \text{ }^\circ\text{C}$ vollständig erstarrt, während an der betrachteten Korngrenze (Riss Spitze) eine vollständige Erstarrung erst bei ca. $1375 \text{ }^\circ\text{C}$ erfolgt. Dabei ist die minimale Solidustemperatur im ternären Fe-Cr-Ni Phasendiagramm $T_{sol} = 1345 \text{ }^\circ\text{C}$, wenn die eutektische Zusammensetzung, bei 51 Gew.-% Chrom, 49 Gew.-% Nickel und 0 Gew.-% Eisen, vorliegt. Bedingt durch das Seigerungsverhalten ist die lokale Werkstoffzusammensetzung an den Korngrenzen mutmaßlich eine der Haupteinflussgrößen auf die Heißrissempfindlichkeit des LTT-Schweißzusatzwerkstoffes. Anhand des Phasendiagramms wird zusätzlich

deutlich, dass unterhalb der eutektischen Rinne AB, ein steigender Chrom- bzw. abnehmender Nickelanteil eine Erhöhung der Solidustemperatur zur Folge hat. Oberhalb der eutektischen Rinne BC ist der Einfluss dieser beiden Legierungselemente dagegen umgekehrt. Hier führt die Erhöhung des Nickelgehalts beziehungsweise die Verringerung des Chromgehalts zu höheren Solidustemperaturen. Dies könnte sich positiv im Hinblick auf die Heißrissanfälligkeit auswirken.

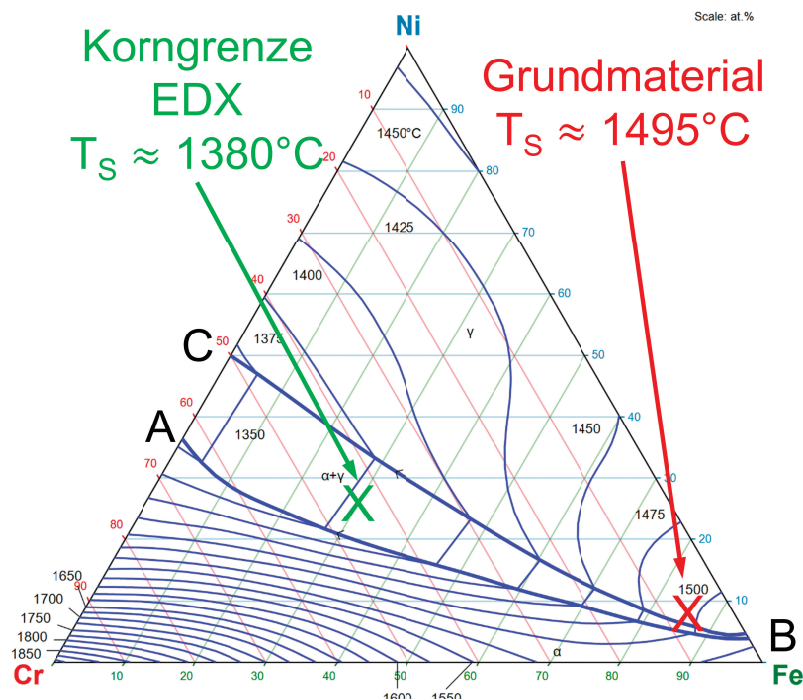


Abbildung 7.12: Ternäres Fe-Cr-Ni Phasendiagramm des Solidusschnitt [126]. Dabei ist Legierungszusammensetzung des Grundmaterials (Spektralanalyse) und die lokale Zusammensetzung an den Korngrenzen (EDX-Analyse) eingezeichnet.

Die zunehmende Ausdehnung des ETI bei Cr/Ni LTT-Schweißzusatzwerkstoffen sowohl bei einer Änderung des Nickelgehalts von 6 Gew.-% auf 12 Gew.-% als auch bei einer Änderung des Chromgehalts von 8 Gew.-% auf 10 Gew.-% (Abbildung 6.21b), deutet darauf hin, dass sich bei diesen Proben die lokale Werkstoffzusammensetzung an den Korngrenzen überwiegend zwischen den eutektischen Rinnen AB und BC befindet. Nur in diesem Bereich führt sowohl die Erhöhung des Chrom- als auch des Nickelanteils zur Abnahme der Solidustemperatur. Allerdings werden bei dieser Betrachtung niedriglegierte Legierungselemente wie

beispielsweise Kohlenstoff oder Schwefel vernachlässigt. Da auch diese die Solidustemperatur stark verringern können und damit das Erstarrungsverhalten zusätzlich beeinflussen, müssen sie zwingend bei der Bewertung mitberücksichtigt werden [49], [127]. Schwefel bildet gemeinsam mit Eisen, Nickel und Chrom niedrigschmelzende Sulfid-Eutektika. Dabei zeigt das System Fe-S ein niedrigschmelzendes Eutektikum bei $T_{sol} = 988\text{ °C}$ [128], das System Ni-S ein Eutektikum bei $T_{sol} = 637\text{ °C}$ [56] und das System Cr-S ein Eutektikum bei $T_{sol} = 1350\text{ °C}$ [129]. Ein solches Chromsulfid zeigt mutmaßlich das EDX Mapping in Abbildung 6.24.

Zusätzlich zu $L_{ETI,tot}$ als Maß für die Ausdehnung des ETI steigt mit zunehmenden Chrom und Nickelgehalten auch die maximale Tiefe D_{max} des Heißrissnetzwerkes an. Um D_{max} diskutieren zu können, stellt sich zunächst die grundsätzliche Frage, ob die Isothermen $T_{min,ETI}$ oder die minimal kritischen Dehnungen P_{min} die maximale Tiefe des Heißrissnetzwerkes begrenzen. Grundsätzlich steigt mit geringerer Temperatur $T_{ETI,min}$ die Wahrscheinlichkeit, dass P_{min} der limitierende Faktor ist, da der Isothermenverlauf tieferreichender ist. Aus diesem Grund kann beim Vergleich unterschiedlicher Schweißzusatzwerkstoffe bei einigen Werkstoffen die Isotherme $T_{ETI,min}$ und bei anderen die Dehnung P_{min} die maximale Tiefe D_{max} begrenzen. Dies muss bei der Volumenanalyse der Heißrissnetzwerke zwingend berücksichtigt werden, damit ein zuverlässiger Vergleich im Hinblick auf P_{min} erfolgen kann.

Da die Isotherme $T_{ETI,min}$ tieferreichender als die Einbrandtiefe ist, sollten in der Praxis die Schweiß- und MVT-Parameter so gewählt werden, dass D_{max} stets kleiner als die Einbrandtiefe ist. Auf diese Weise ist sichergestellt, dass die minimal kritische Dehnung P_{min} die maximale Heißrisstiefe D_{max} begrenzt. Für den LTT-Schweißzusatzwerkstoff mit 8 Gew.-% Chrom und 6 Gew.-% Nickel wurde für eine Schweißgeschwindigkeit $v_S = 1,8\text{ mm/s}$ die Einbrandtiefe von 2,9 mm ermittelt. Mit Ausnahme des Schweißzusatzwerkstoffes mit 8 Gew.-% Chrom und 12 Gew.-% Nickel liegt die maximale Heißrisstiefe D_{max} für alle anderen hier untersuchten LTT-Zusatzwerkstoffe bei $D_{max} < 2,9\text{ mm}$. Somit wird davon ausgegangen, dass für alle außer dieser Probe in der Versuchsreihe D_{max} ein Maß für P_{min} ist.

Nach dem kombinierten Erstarrungsrisssmodell von Wolf [87], ist P_{min} der Schnittpunkt von der Schmelzenachflussrate (ROF) und der Festigkeit R der interdendritischen Bereiche als Funktion der Temperatur (vgl. Abbildung 2.20). Bilden sich

an den Korngrenzen niedrigschmelzende Phasen, dann ist im Temperaturbereich ihrer Erstarrung nach Gleichung 2.5 (geringer Volumenanteil an Schmelze g_L und dichtes Dendritennetzwerk) die Schmelzenachflussrate gering und gleichzeitig die Festigkeit R der Korngrenzen durch die verbleibende Restschmelze, herabgesetzt. Folglich führt der steigende Chrom- und Nickelanteil, verbunden mit der zunehmenden Neigung zur Bildung niedrigschmelzender Phasen, zu einer niedrigeren kritischen Dehnung P_{min} des LTT-Schweißzusatzwerkstoffes.

In der zweiten Versuchsreihe mit $v_S = 3,0$ mm/s und $v_B = 2$ mm/s sind aufgrund der höheren Schweißgeschwindigkeit und dem damit verbundenen geringeren Wärmeeintrag die Isothermen $T_{ETI,min}$ weniger tiefreichend. Zusätzlich wurde eine höhere Biegegeschwindigkeit gewählt, so dass der Werkstoff innerhalb des ETI eine höhere Dehnung erfahren hat und P_{min} in größeren Tiefen liegt. Für die verwendete Schweißgeschwindigkeit wurde eine Einbrandtiefe von 2,8 mm ermittelt. Da für die in dieser Versuchsreihe verwendeten Schweiß- und MVT-Parameter die maximale Risstiefe D_{max} nahezu konstant bei ca. 3 mm liegt, begrenzt hier mutmaßlich die Isotherme $T_{ETI,min}$ die maximale Tiefe D_{max} (Abbildung 6.23). Einzig die Probe mit dem $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$ sticht mit $D_{max} \approx 2,25$ mm aus dieser Versuchsreihe hervor und verdeutlicht somit die hohe Empfindlichkeit des Cr/Ni Legierungskonzepts. Bereits kleinste lokale Veränderungen in der Legierungszusammensetzung können die Erstarrungscharakteristik signifikant beeinflussen. Eine geringe Änderung der lokalen Legierungszusammensetzung, zum Beispiel durch einen chemischen Gradienten innerhalb des Probenvolumens, könnte zu interkristallinen Werkstoffzusammensetzungen unterhalb der eutektischen Rinne AB führen (vgl. Abbildung 7.12). In diesem Fall nimmt die Heißrissanfälligkeit aufgrund der lokal höheren Solidustemperatur voraussichtlich ab.

Folglich ist für eine effektive Beschreibung der Heißrissbildung im Cr/Ni LTT-Legierungskonzept eine weitere systematische Analyse der lokalen Elementzusammensetzung an den Korngrenzen unabdingbar, um so ein Verständnis des Seigerungsverhaltens in Abhängigkeit der globalen Legierungszusammensetzung und der Schweißparameter zu entwickeln. Nur auf diese Weise lässt sich beispielsweise der zunächst sehr starke Anstieg von $L_{ETI,tot}$ in Abbildung 6.23 b) bis $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,63$ erklären. Das Seigerungsverhalten der Legierungen mit steigendem Cr_{eq}/Ni_{eq} führt zunächst zu einem immer ausgeprägteren ETI, welches

allerdings im weiteren Verlauf ab $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,63$ relativ konstant bleibt. Beim Cr/Mn LTT-Legierungskonzept wird im Unterschied zu den Cr/Ni LTT-Schweißzusatzwerkstoffen ein gegensinniges Seigern der Elemente Cr und Mn beobachtet, was auf eine primär ferritische Erstarrung hinweist [104]. Zusätzlich ist aus der Literatur bekannt, dass Mangan in Verbindung mit Schwefel stabile Mangansulfide bildet, deren Schmelztemperaturen bei ca. 1600 °C liegen [63], [64]. Die primär ferritische Erstarrung, in Verbindung mit der hohen Affinität von Mangan zu Schwefel, sorgt grundsätzlich für eine deutlich herabgesetzte Heißrissanfälligkeit des Cr/Mn im Vergleich zum Cr/Ni Legierungskonzept. Das ermittelte Heißrissvolumen, das ETI und D_{max} sind kleiner (Abbildung 6.25) und bei einem Verhältnis $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 3$ werden schließlich keine Risse mehr detektiert.

7.6 Weiterführende Möglichkeiten zur Analyse der Heißrissneigung im Hinblick auf rein werkstoffkundliche Aspekte

Die in dieser Arbeit erarbeitete Auswertestrategie ermöglicht es erstmals, die sich während des MVT-Tests ausbildenden 3D-Rissnetzwerke in die Bewertungsstrategie miteinfließen zu lassen. Im Gegensatz zur Standardauswertung, bei der lediglich Oberflächeninformationen berücksichtigt werden, stehen durch die 3D-Analyse zusätzlich Informationen zur Verfügung, die bei der bisherigen Auswertung vernachlässigt worden sind. Damit ist es nun möglich, die Heißrissempfindlichkeit unterschiedlicher Schweißzusatzwerkstoffe mit den Ersatzparametern $L_{ETI,tot}$ und D_{max} in Analogie zum Heißrisskriterium nach Prokhorov zu beschreiben. Allerdings ist während des MVT-Tests die inhomogene Dehnungs- und Temperaturverteilung experimentell nicht zugänglich. Die Kenntnis dieser Parameter ist jedoch Grundvoraussetzung, um das tatsächliche Erstarrungsrisskritische Temperaturintervall ETI und die temperaturabhängigen heißrisskritischen Dehnungen $P(T)$ bestimmen zu können. Aus diesem Grund wird ein komplementärer experimenteller Ansatz benötigt, bei dem eine definierte, möglichst homogene Temperatur- und Dehnungsverteilung zum Zeitpunkt der Heißrissbildung vorliegt.

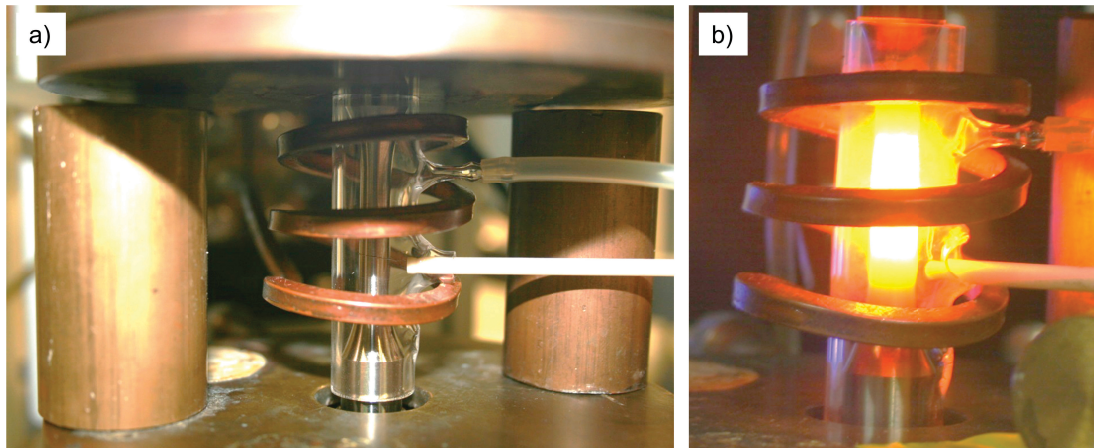


Abbildung 7.13: Vorschlag eines Versuchsaufbau für den Heißrisstest zur Analyse der Heißrisseignung im Hinblick auf rein werkstoffkundliche Aspekte. Vor dem Versuch (a) und während des Versuchs bei einer Temperatur von ca. 900°C (b).

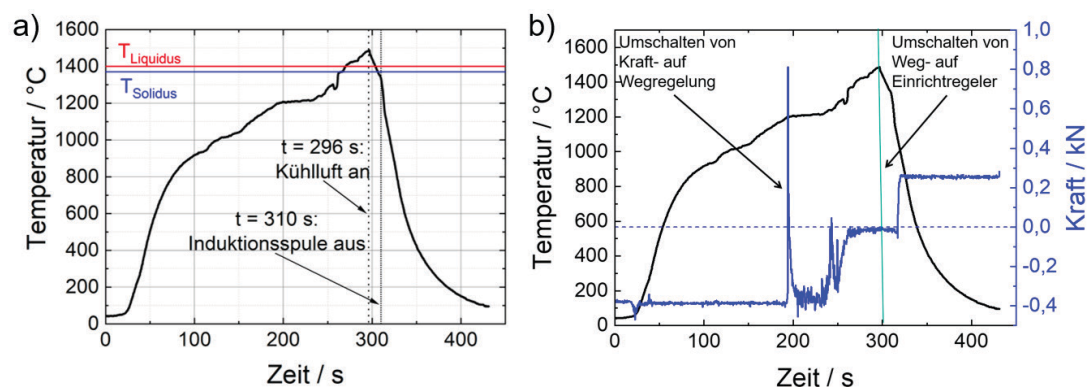


Abbildung 7.14: Temperatur- (a) und Kraftverlauf (b) während des induktiven Aufschmelzversuchs.

Zu diesem Zweck wurden in Voruntersuchungen des Projektpartners BAM bereits einfache Prüfkörper in einem Dilatometer induktiv, bis auf Schmelztemperatur, erhitzt und anschließend, während der Erstarrung mit einer definierten Dehnung beansprucht. Dieses Vorgehen kann grundsätzlich auch auf servohydraulische Prüfmaschinen übertragen werden. Dazu wurden erste Voruntersuchungen anhand des austenitischen Stahls AISI 316 durchgeführt. Als Prüfkörper dienen Zugproben, über die ein extra angefertigtes hitzebeständiges Glasröhrchen mit Ein- und Auslass für Kühlluft, sowie einem Anschluss für ein Thermoelement

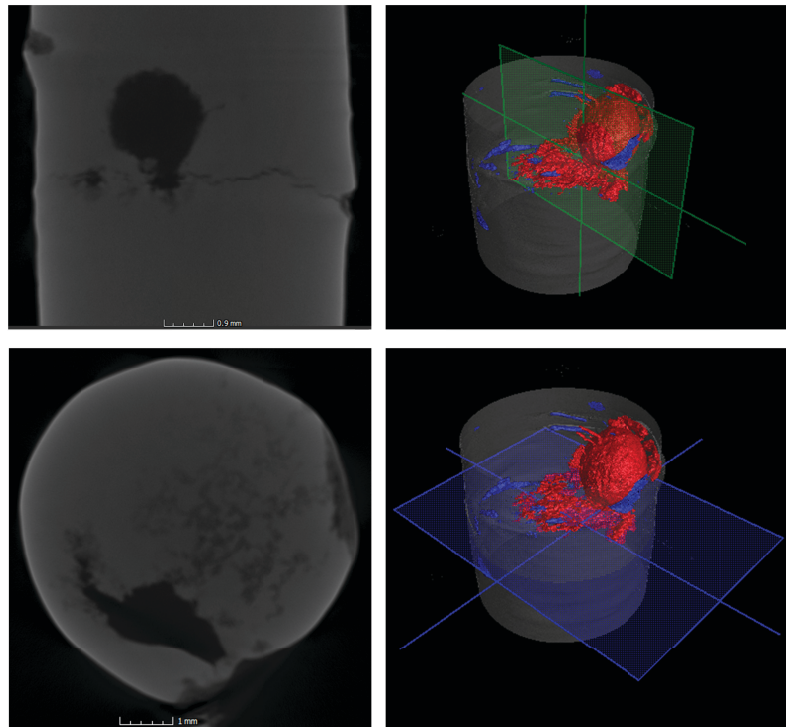


Abbildung 7.15: μ CT-Analyse einer Probe nach dem induktiven Aufschmelzversuch. Gut zu sehen ist die Pore und davon ausgehend der gebildete Heißriss.

gestülpt wird. Als Thermoelement wird ein Typ S (Platin-10% Rhodium und Platin) Element mit einem Drahtdurchmesser von 0,3 mm verwendet, welches mittels Punktschweißen, mittig auf die Probe aufgepunktet wird. Abbildung 7.13 zeigt den Versuchsaufbau vor dem Versuch (a) und während des Versuchs bei einer Temperatur von ca. 900°C (b). Die Probe wird auf maximal etwa 1500 °C erhitzt und lokal aufgeschmolzen. Dabei stabilisiert die Lorentzkraft der Induktionsspule die Schmelze. In Abbildung 7.14 ist der mit dem Thermoelement aufgezeichnete Temperatur- (a) und der mittels Kraftmessdose ermittelte Kraftverlauf (b) dargestellt. Vor Zugabe der Kühlluft bei der Maximaltemperatur wird der Einrichtregler der servohydraulischen Prüfmaschine, ein Wegregler mit definierter Kraftgrenze, aktiviert. Sobald die Probe vollständig erstarrt ist, führt dies zu einem Anstieg der Kraft auf die definierte Kraftbegrenzung (hier: 0,25 kN). Im Anschluß wurden die Proben im μ CT auf Heißrisse untersucht und analog zu dem in Kapitel 5 beschriebenen Vorgehen ausgewertet. Da sich die Probe im schmelzflüssigen Zustand nach außen hin ausbauchte und auch nach dem Abkühlen in

dieser Form verblieb, ist in den μ CT-Scans ein Pore im Probeninneren zu sehen. Ausgehend von der Pore hat sich ein Riss über fast den kompletten Querschnitt gebildet (Abbildung 7.15).

Die Temperaturverteilung entlang der Längsachse der Probe ist in Abbildung

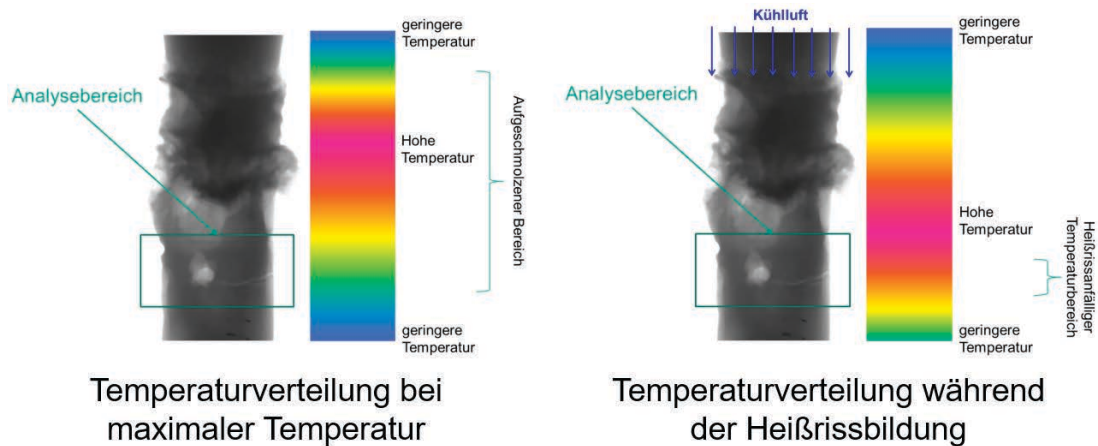


Abbildung 7.16: Schematische Darstellung der Temperaturverteilung im schmelzflüssigen Zustand bei maximaler Temperatur (links) und während der Heißrissbildung (rechts).

7.16 schematisch, kurz vor Beginn des Abkühlens, bei maximaler Temperatur (links) und während der Heißrissbildung (rechts) dargestellt. Vor dem Abkühlen befindet sich die maximale Temperatur in der Probenmitte. Da anschließend die Kühlluft von oben nach unten strömt, verschiebt sich die maximale Temperatur entlang der Längsachse nach unten. Folglich erstarrt der untere Teil des aufgeschmolzenen Bereichs zuletzt. Ist die gesamte Probe erstarrt, kann diese wieder Kräfte übertragen und es kommt zu dem in Abbildung 7.14 b) dargestellten schlagartigen Anstieg der Kraft, welche durch die eingestellte Maximalkraft des Einrichtreglers begrenzt wird. Ist die Kraft hinreichend groß, sind im Bereich des erstarrungsrisikritischen Temperaturintervalls die Voraussetzungen zur Bildung von Erstarrungsrisen erfüllt. Allerdings sind, aufgrund der Kerbwirkung an der Pore, die real wirkenden Kräfte größer als die von der Kraftmessdose aufgenommenen. Aus diesem Grund wurde mit dem VGSTUDIO MAX Zusatzmodul Strukturmechanik-Simulation von Volume Graphics eine voxelbasierte linear-elastische Simulation (E-Modul: $E=210$ GPa und Querkontraktionszahl: $\nu = 0,3$) durchgeführt, um die maximalen Spannungsüberhöhungen zu identifizieren. Hierfür wurde die rekonstruierte 3D Probe simulativ mit einer statischen Last

von 200 MPa belastet. Dabei wurden die resultierenden Spannungen an der Pore analysiert und es zeigt sich, dass der Ausgangspunkt des Heißrisses ein „Spannungshotspot“ mit maximalen Spannungen von ca. 360 MPa ist. Folglich ist das

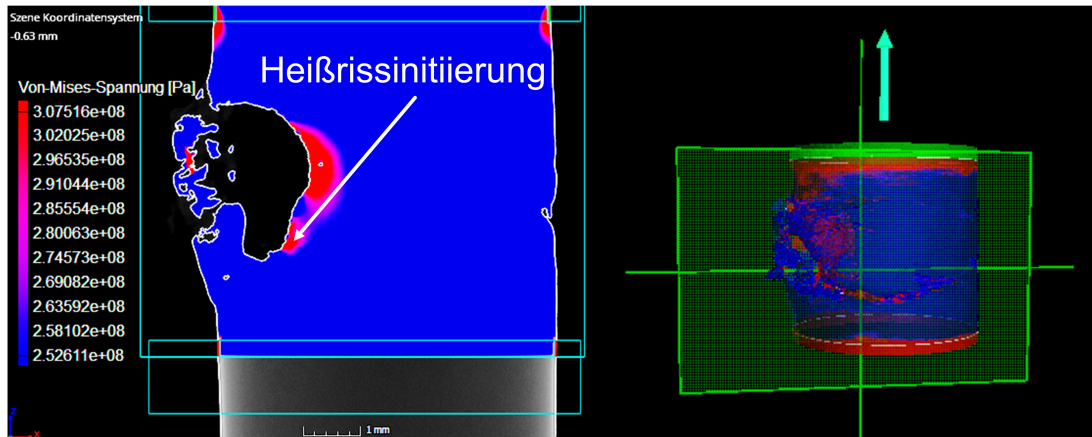


Abbildung 7.17: Linear-elastische Simulation mit dem VGSTUDIO MAX Zusatzmodul „Strukturmechanik-Simulation“ von Volume Graphics. Die Probe wurde simulativ einer Zugspannung von 200 MPa ausgesetzt.

Ausbilden einer Pore während des induktiven Aufschmelzversuchs, die in den ersten Testläufen stets beobachtet werden konnte als kritisch anzusehen, da die Geometrie der Pore nicht reproduzierbar ist. Für jeden Versuch müssten dann aufwendige Simulationen durchgeführt werden, um die wahren Spannungen/Dehnungen zu ermitteln, die zur Heißrissbildung führen. Aus diesem Grund sollte für weiterführende Untersuchungen ein Hauptaugenmerk darauf gelegt werden, wie die Pore vermieden werden kann um belastbare Kraft-/Dehnungswertwerte zu erhalten. Grundsätzlich haben die Vorstudien jedoch gezeigt, dass es mit dem induktiven Aufschmelzen möglich ist, eine komplementäre Methode zum MVT-Test zu etablieren um die Kenngrößen ETI und $P(T)$ nach Prokhorov zu ermitteln.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine Mess- und Auswertestrategie für die Erweiterung des etablierten Modifizierten Vareststraint/Transvareststraint (MVT) Heißrisstests unter Berücksichtigung der 3D Heißrissinformationen im Probenvolumen erarbeitet. Entwickelt und erstmals angewendet wurde diese an neuartigen Low Transformation Temperature (LTT) Schweißzusatzwerkstoffen auf Basis von Cr/Ni und Cr/Mn. Dabei wurde gezeigt, dass im Vergleich zu der herkömmlichen Auswertung, bei der lediglich Oberflächeninformationen berücksichtigt werden, die Volumenanalyse mittels μ CT eine deutlich bessere Aussagekraft im Hinblick auf die Bewertung der Heißrissanfälligkeit eines Schweißzusatzwerkstoffes hat. Es hat sich zwar herausgestellt, dass die Heißrisse quantitativ bei den μ CT-Analysen unterschätzt werden, jedoch ist ein Mehrwert aufgrund der Volumeninformation gegeben. Der MVT-Test enthält bisher vernachlässigte Volumeninformationen aus denen erweiterte Heißrisskriterien in Analogie zum Heißrisskriterium nach Prokhorov, abgeleitet werden können, die die Standardauswertung des MVT-Tests sinnvoll ergänzen. Da sich die Heißrisse zwischen den elliptischen Isothermen der Heißrisskritischen Minimaltemperatur $T_{ETI,min}$ und Maximaltemperatur $T_{ETI,max}$ ausbilden, kann jeweils an die Rissanfangs- und Endpunkte eine Ellipse angefügt werden. Der Abstand dieser beiden Isothermen $L_{ETI,tot}$ korreliert mit der Ausdehnung des erstarrungsrissskritischen Temperaturintervalls (ETI). Ein weiterer Vorteil der μ CT-Analyse ist zudem, dass die maximale Tiefe D_{max} des Heißrissnetzwerkes bestimmt werden kann. Aufgrund der linear von der Tiefe abhängenden Biegedehnung, ist D_{max} ein qualitatives Maß für die minimale Dehnung P_{min} , welche zur Bildung von Heißrissen führt. Somit ist es mit der Erweiterung der Standard MVT-Auswertung auf das gesamte Probenvolumen nun erstmals möglich, die Heißrissneigung unterschiedlicher Schweißzusatzwerkstoffe nach dem theoretischen Heißrissmodell von Prokhorov zu bewerten.

Es hat sich jedoch gezeigt, dass für eine aussagekräftige Analyse bei der Wahl der Prozessparameter folgendes beachtet werden muss:

- Die Schweißgeschwindigkeit darf im Varestreint Modus nicht zu hoch gewählt werden, da sonst die Rissbildung nicht durch die obere Isotherme $T_{ETI,max,2}$ des ETI, sondern durch die Nahtmittenkorngrenze begrenzt wird. Aus diesem Grund sollte die Schweißgeschwindigkeit stets so gewählt werden, dass die Heißrisse nicht die Nahtmittenkorngrenze erreichen.
- Die Biegedehnung sollte möglichst schlagartig mit hoher Biegegeschwindigkeit erfolgen, damit das heißrisskritische Volumen innerhalb des ETI eine vergleichbare effektive Biegedehnung erfährt.
- Die Biegedehnung sollte stets so gewählt werden, dass D_{max} kleiner als die Einbrandtiefe des Schmelzbads ist, so dass P_{min} in jedem Fall der limitierende Faktor ist. Ist die Biegedehnung zu klein gewählt, bilden sich keine Heißrisse, da die minimal kritische Dehnung P_{min} nicht erreicht wird. Ist die Biegedehnung jedoch zu hoch, dann befindet sich P_{min} in einer größeren Tiefe als die minimale Temperatur des ETI $T_{ETI,min}$, so dass die maximale Tiefe D_{max} des Heißrissnetzwerkes durch $T_{ETI,min}$ begrenzt wird. Somit ist keine Aussage mehr über den Parameter P_{min} möglich.

Die entwickelte Methodik wurde anschließend erstmals auf das Legierungssystem LTT angewendet. Hierfür wurde die Heißrisseigung von LTT-Legierungen unterschiedlicher Legierungskonzepte (Cr/Ni und Cr/Mn) und unterschiedlicher Werkstoffzusammensetzungen mittels μ CT analysiert. Dabei konnte gezeigt werden, dass die Heißrisseanfälligkeit im besonderem vom Seigerungsverhalten der Legierungselemente und somit von der lokalen interkristallinen Werkstoffzusammensetzung abhängt. Bereits geringste Änderungen der lokalen interkristallinen Legierungszusammensetzung im ternären System Eisen-Chrom-Nickel führen zu einer signifikanten Änderung des Erstarrungsverhalten, welches die Heißrissbildung sowohl begünstigen aber auch verhindern kann. Folglich ist zur Beschreibung der Heißrissbildung bei den betrachteten LTT-Schweißzusatzwerkstoffen ein tieferreichenderes Verständnis des Seigerungsverhaltens in Abhängigkeit der globalen Legierungszusammensetzung unabdingbar.

Somit kann der hier vorgestellte Ansatz der tomographischen Analyse von MVT-Proben mittels μ CT als Basis für eine systematische Beschreibung der Heißrissbildung, nicht nur für LTT-Schweißzusatzwerkstoffe sondern auch für andere heißrissgefährdete Werkstoffe angesehen werden. Allerdings muss geklärt werden, inwiefern es möglich ist, die einfach zugänglichen Ersatzparameter (Abstand der

Isothermen $L_{ETI,tot}$ und maximale Risstiefe D_{max}), in die tatsächlichen Heißrissparameter ETI und P_{min} zu überführen.

Zu diesem Zweck wurden komplementär zum MVT-Test erste Voruntersuchungen an einem Dilatometer (BAM) und an einer servohydraulischen Prüfmaschine (KIT) durchgeführt. Hierbei wird die Probe zunächst induktiv aufgeschmolzen und anschließend während der Erstarrung mit einer definierten Zugdehnungen belastet. Bei den ersten Testversuchen hat sich gezeigt, dass sich eine verhältnismäßig große Mittenpore bildet. Dies stellt ein Problem dar, da hierdurch die makroskopischen Spannungen bzw. Dehnungen nicht mit den Belastungen im Probeninneren übereinstimmen, die zur Heißrissbildung führen. Grundsätzlich waren diese Untersuchungen jedoch vielversprechend, so dass es diese Vorgehensweise erstmalig ermöglicht, die Heißrissneigung anhand der in diesem Versuch experimentell zugänglichen oberen und unteren Grenztemperatur, sowie der kritischen Dehnungsfunktion $P(T)$ zu beschreiben.

Literatur

- [1] T. Kannengiesser und T. Boellinghaus, „Hot cracking tests - an overview of present technologies and applications“, *Welding in the World*, Jg. 58, S. 397–421, 2014.
- [2] A. Peiter und C. Greiner, *Eigenspannungen I. Art, Ermittlung und Bewertung*. Düsseldorf: Trilitsch Verlag, 1966.
- [3] A. Kromm, „Umwandlungsverhalten und Eigenspannungen beim Schweißen neuartiger LTT-Zusatzwerkstoffe“, Diss., BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, 2011, S. 48–56.
- [4] O. W. Blodgett, „Types and causes of distortion in welded steel and corrective measures“, *Welding Journal*, Jg. 39, Nr. 7, S. 692–697, 1960.
- [5] C. L. Tsai und D. S. Kim, „1 - Understanding residual stress and distortion in welds: an overview“, in *Processes and Mechanisms of Welding Residual Stress and Distortion*, Ser. Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies, Z. Feng, Hrsg., Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2005, S. 3–31.
- [6] A. Rose, „Eigenspannungen als Ergebnis von Wärmebehandlung und Umwandlungsverhalten“, *Härterei Technische Mitteilungen*, Jg. 21, S. 1–6, 1965.
- [7] H. Wohlfahrt, T. Nitschke-Pagel und M. Kaßner, „Schweißbedingte Eigenspannungen - Entstehung und Erfassung, Auswirkung und Bewertung“, *DVS Berichte 187*, Düsseldorf: DVS Verlag, S. 67–81, 1997.
- [8] H. Christian, F. X. Elfinger und H. J. Schüller, „Eigenspannungen - Ihre Bedeutung in der Praxis“, *DVS Berichte 107*, Düsseldorf: DVS Verlag, S. 67–81, 1987.

- [9] V. J. Papazoglou, K. Masubuchi, E. Goncalves und A. Imakita, „Residual stresses due to welding: computer-aided analysis of their formation and consequences“, *Transactions - Society of Naval Architects and Marine Engineers*, Jg. 90, S. 365–390, 1982.
- [10] K. Masabuchi und N. T. Ich, „Computer analysis of degree of constraint of practical butt joints“, *Welding journal, Research supplement*, Jg. 49, S. 166–176, 1970.
- [11] C. Shiga, H. Y. Yasuda, K. Hiraoka und H. Suzuki, „Effect of Ms Temperature on Residual Stress in Welded Joints of High-Strength Steels“, *Welding in the World*, Jg. 54, Nr. 3, R71–R79, März 2010.
- [12] J. Sun, J. Hensel, T. Nitschke-Pagel und K. Dilger, „Influence of Restraint Conditions on Welding Residual Stresses in H-Type Cracking Test Specimens“, *Materials*, Jg. 12, Nr. 17, S. 2700, Aug. 2019.
- [13] H. Wohlfahrt, „Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen“, *Härterei-Technische Mitteilungen*, Jg. 41, Nr. 5, S. 248–257, 1986.
- [14] H. K. D. H. Bhadeshia, „Developments in Martensitic and Bainitic Steels: Role of the Shape Deformation“, *Materials Science and Engineering A*, Jg. A378, S. 34–39, 2004.
- [15] A. Ohta, N. Suzuki und Y. Maeda, „Effective means for improving the fatigue strength of welded structures“, *Welding in the World*, Jg. 37, Nr. 2, S. 84–89, 1996.
- [16] A. Ohta, N. Suzuki, Y. Maeda, K. Hiraoka und T. Nakamura, „Superior fatigue crack growth properties in newly developed weld metal“, *International Journal of Fatigue*, Jg. 21, S. 113–118, 1999.
- [17] A. Ohta, O. Watanabe, K. Matsuoka, C. Siga, S. Nishijima, Y. Maeda, N. Suzuki und T. Kubo, „Fatigue Strength improvement by using newly developed low transformation temperature welding material“, *Welding in the World*, Jg. 43, Nr. 6, S. 38–42, 1999.

- [18] A. Ohta, O. Watanabe, K. Matsuoka, Y. Maeda, N. Suzuki und T. Kubo, „Fatigue Strength improvement of Box Welds by Low Transformation Temperature Welding Wire and PWHT“, *Welding in the World*, Jg. 44, Nr. 3, S. 52–56, 2000.
- [19] A. Ohta, Y. Maeda und N. Suzuki, „Fatigue Life Extension by Repairing Fatigue Cracks Initiated around Box Welds with Low Transformation Temperature Welding Wire“, *Welding in the World*, Jg. 45, Nr. 5–6, S. 3–8, 2001.
- [20] A. Ohta, Y. Maeda, N. Suzuki, O. Watanabe, T. Kubo und K. Katsuo-ka, „Fatigue strength improvement of box welds using low transformation temperature welding material. Tripled fatigue strength by post weld heat treatment.“, *Welding International*, Jg. 16, Nr. 1, S. 44–47, 2002.
- [21] A. Ohta, K. Matsuoka, N. Nguyen, Y. Maeda und N. Suzuki, „Fatigue strength Improvement of Lap Joints of Thin Steel Plate Using Low Transformation Temperature Welding Wire“, *Welding Journal*, Jg. 82, Nr. 4, S. 78–83, 2003.
- [22] A. Ohta, N. Suzuki, Y. Maeda und S. J. Maddox, „Fatigue Strength Improvement of Lap Welded Joints by Low Transformation Temperature Welding Wire – Superior Improvement with Strength of Steel“, *Welding in the World*, Jg. 47, Nr. 3, S. 38–43, März 2003.
- [23] N. Suzuki, A. Ohta und Y. Maeda, „Repair of fatigue cracks initiated around box welds using low transformation temperature welding material“, *Welding International*, Jg. 18, Nr. 2, S. 112–117, Feb. 2004.
- [24] A. Kromm, J. Dixneit und T. Kannengiesser, „Residual stress engineering by low transformation temperature alloys—state of the art and recent developments“, *Welding in the World*, Jg. 58, Nr. 5, S. 729–741, Sep. 2014.
- [25] C. Miki, K. Homma und T. Tominaga, „High strength and high performance steels and their use in bridge structures“, *Journal of Constructional Steel Research*, Jg. 58, Nr. 1, S. 3–20, Jan. 2002.
- [26] C. Shiga, H. Murakawa, K. Hiraoka, N. Osawa, H. Yajima, T. Tanino, S. Tsutsumi, T. Fukui, H. Sawato, K. Kamita, T. Matsuzaki, T. Sugimura, T. Asoda und K. Hirota, „Elongated bead weld method for improvement

- of fatigue properties in welded joints of ship hull structures using low transformation temperature welding materials“, *Welding in the World*, Jg. 61, Nr. 4, S. 769–788, Juni 2017.
- [27] E. Harati, L.-E. Svensson und L. Karlsson, „Improving fatigue strength of welded 1300 MPa yield strength steel using HFMI treatment or LTT fillers“, *Engineering Failure Analysis*, Jg. 79, S. 64–74, Sep. 2017.
- [28] C. Shiga, „Systematic approach to solution of welding problems in STX21 project: aiming for remarkable advances in welded joints“, *Science and Technology of Welding and Joining*, Jg. 5, Nr. 6, S. 356–364, Dez. 2000.
- [29] S. Zenitani, N. Hayakawa, J. Yamamoto, K. Hiraoka, C. Shiga, Y. Morikage, T. Kubo und K. Yasuda, „Prevention of cold cracking in high strength steel welds by applying newly developed low transformation-temperature welding consumables“, *6th International Trends in Welding Research Conference Proceedings, Pine Mountain, USA, ASM International*, S. 569–574, 2002.
- [30] W. K. C. Jones und P. J. Alberry, „Ferritic Steels for Fast Reactor Steam Generators“, *British Corrosion Journal*, Jg. 13, Nr. 3, S. 103–103, Jan. 1978.
- [31] W. Wang, L. Huo, Y. Zhang, D. Wang und H. Jing, „New developed welding electrode for improving the fatigue strength of welded joints“, *Journal of Materials Science and Technology*, Jg. 18, Nr. 6, S. 527–531, 2002.
- [32] H. Dai, J. A. Francis, H. J. Stone, H. K. D. H. Bhadeshia und P. J. Withers, „Characterizing Phase Transformations and Their Effects on Ferritic Weld Residual Stresses with X-Rays and Neutrons“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 39, Nr. 13, S. 3070, Juli 2008.
- [33] A. Kromm, T. Kannengiesser und J. Gibmeier, „In Situ Observation of Phase Transformations during Welding of Low Transformation Temperature Filler Material“, in *THERMEC 2009*, Ser. Materials Science Forum, Bd. 638, Trans Tech Publications Ltd, Apr. 2010, S. 3769–3774.

- [34] J. Altenkirch, J. Gibmeier, A. Kostov V. Kromm, T. Kannengiesser, S. Doyle und A. Wanner, „Time- and temperature-resolved synchrotron X-ray diffraction: observation of phase transformation and strain evolution in novel low temperature transformation weld filler materials“, *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, Jg. 46, S. 563–579, 2011.
- [35] J. Gibmeier, E. Held, J. Altenkirch, A. Kromm, T. Kannengiesser und T. Buslaps, „Real time monitoring of phase transformation and strain evolution in LTT weld filler material using EDXRD“, *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 214, Nr. 11, S. 2739–2747, 2014.
- [36] F. Vollert, J. Dixneit, J. Gibmeier, A. Kromm, T. Buslaps und T. Kannengiesser, „In Situ EDXRD Study of MAG-Welding Using LTT Weld Filler Materials under Structural Restraint“, *Materials Science Forum*, Jg. 905, S. 107–113, 2017.
- [37] J. Dixneit, F. Vollert, A. Kromm, J. Gibmeier, A. Hannemann, T. Fischer und T. Kannengiesser, „In situ analysis of the strain evolution during welding using low transformation temperature filler materials“, *Science and technology of welding and joining*, Jg. 24, Nr. 3, S. 243–255, 2019.
- [38] F. Vollert, J. Gibmeier, J. Rebelo-Kornmeier, J. Dixneit und T. Pirling, „Two-Dimensional Residual Stress Mapping of Multilayer LTT Weld Joints Using the Contour Method“, *Materials Performance and Characterization*, Jg. 7, Nr. 4, S. 545–558, 2018.
- [39] F. Martinez Diez, „Development of a compressive residual stress field around a weld toe by means of phase transformation“, *Welding in the World*, Jg. 52, Nr. 7/8, S. 63–78, 2008.
- [40] F. Vollert, H. Ohl, J. Dixneit, N. Mironov und J. Gibmeier, „Metallographische Charakterisierung von Heißrissnetzwerken in LTT-Schweißnähten“, *Praktische Metallographie Sonderband*, Jg. 51, S. 303–308, 2017.
- [41] S. Zenitani, N. Hayakawa, J. Yamamoto, K. Hiraoka, Y. Morikage, T. Kubo, K. Yasuda und K. Amano, „Development of new low transformation temperature welding consumable to prevent cold cracking in high strength steel welds“, *Science and Technology of Welding and Joining*, Jg. 12, Nr. 6, S. 516–522, Aug. 2007.

- [42] A. Kromm und T. Kannengiesser, „Characterizing Phase Transformations of different LTT alloys and their effect on Residual Stresses and Cold Cracking“, *Welding in the World*, Jg. 55, Nr. 3-4, S. 48–56, März 2011.
- [43] A. Kromm, V. van der Mee, T. Kannengiesser und B. Kalfsbeek, „Properties and weldability of modified low transformation temperature filler wires“, *Welding in the World*, Jg. 59, Nr. 3, S. 413–425, Mai 2015.
- [44] „DVS Merkblatt 1004-1: Heißrissprüfverfahren - Grundlagen“, Deutscher Verband für Schweißtechnik, Techn. Ber., 1996.
- [45] B. Hemsworth, T. Boniszewski und N. F. Eaton, „Classification and definition of high-temperature welding cracks in alloys“, *Metal Construction*, Jg. 1, Nr. 2, S. 5–16, 1969.
- [46] A. J. Ramirez und J. C. Lippold, „New Insight into the Mechanism of Ductility-Dip Cracking in Ni-base Weld Metals“, in *Hot cracking Phenomena in Welds*, T. Böllinghaus und H. Herold, Hrsg., Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2005, S. 19–41.
- [47] C. E. Cross, „On the Origin of Weld Solidification Cracking“, in *Hot Cracking Phenomena in Welds*, T. Böllinghaus und H. Herold, Hrsg., Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2005, S. 3–18.
- [48] M. Rappaz, J. M. Drezet und M. Gremaud, „A new hot-tearing criterion“, *Metallurgical and Materials Transactions*, Jg. 30A, S. 449–455, 1999.
- [49] J. C. Lippold, *Welding Metallurgy and Weldability*. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2015.
- [50] W. R. Applett und W. S. Pellini, „Factors which influence weld hot cracking“, *Welding Journal*, Jg. 33, Nr. 2, S. 83–90, 1954.
- [51] A. R. E. Singer und P. H. Jennings, „Hot shortness of aluminum-silicon alloys of commercial purity“, *Journal of the Institute of Metals*, Jg. 73, S. 197–212, 1947.
- [52] W. I. Pumphrey und J. V. Lyons, „Cracking during casting and welding of more common binary aluminum alloys“, *Journal of the Institute of Metals*, Jg. 74, Nr. 439, 1948.

- [53] P. H. Jennings, A. R. E. Singer und W. I. Pumphrey, „Hot shortness of some high purity alloys in the systems Al-Cu-Si and Al-Mg-Si“, *Journal of the Institute of Metals*, Jg. 74, Nr. 227, 1948.
- [54] J. Dowd, „Weld cracking in aluminum alloys“, *Welding Journal*, Jg. 31, Nr. 10, S. 448–456, 1952.
- [55] J. Dudas und F. Collins, „Preventing weld cracks in high-strength aluminum alloys“, *Welding Journal*, Jg. 45, Nr. 6, S. 241–249, 1966.
- [56] P. Villars und H. Okamoto, Hrsg., *Ni-S Binary Phase Diagram 0-55 at.% S: Datasheet from “PAULING FILE Multinaries Edition – 2012” in SpringerMaterials*, Copyright 2016 Springer-Verlag Berlin Heidelberg & Material Phases Data System (MPDS), Switzerland & National Institute for Materials Science (NIMS), Japan.
- [57] J. Borland, „Suggested explanation of hot cracking in mild and low alloy steel welds“, *British Welding Journal*, Jg. 8, S. 526–540, 1961.
- [58] C. Cottrell, „Factors affecting the fracture of high-strength steels“, *Journal of the Iron and Steel*, Jg. 203, S. 597, 1965.
- [59] E. Morgen-Warren und M. F. Jordan, „A quantitative study of the effect of composition on weld solidification cracking in low -alloy steels“, *Metals Technology*, Jg. 1, Nr. 6, S. 271–278, 1974.
- [60] J. G. Garland und N. Bailey, „The solidification crack susceptibility of a range of commercial steels during submerged arc welding“, *Welding Research International*, Jg. 9, Nr. 1, S. 85–107, 1979.
- [61] N. Bailey und S. Jones, „Solidification cracking of ferritic steel during submerged arc welding“, *Welding Journal*, Jg. 57, Nr. 8, S. 217–231, 1978.
- [62] F. Matsuda, „Hot crack susceptibility of weld metal“, *Proceedings of the 1st US-Japan Symposium on Advances in Welding Metallurgy; San Francisco, CA: American Welding Society*, S. 19–36, 1990.
- [63] H. Nakagawa, F. Matsuda und T. Senda, „Effect of sulfur on solidification cracking in weld metal of steel (Report 2)“, *Transactions of JWRI*, Jg. 5, Nr. 2, S. 39–44, 1974.

- [64] H. Nakagawa, F. Matsuda, T. Senda, T. Matsuzaka und K. Watanabe, „Effect of sulfur on solidification cracking in weld metal of steel (Report 2)“, *Transactions of JWRI*, Jg. 5, Nr. 2, S. 45–60, 1974.
- [65] V. Kujanpää, N. Suutala, T. Takalo und T. Moisio, „Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds“, *Welding Research International*, Jg. 9(2), Nr. 55, 1979.
- [66] O. Hammar und U. Svensson, „Solidification and Casting of Metals“, *London: The Metal Society*, S. 401–410, 1979.
- [67] T. Takalo, N. Suutala und T. Moisio, „Austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds“, *Metallurgical Transactions A*, Jg. 10, Nr. 8, S. 1173–1181, Aug. 1979.
- [68] J. C. Lippold, „Centerline cracking in deep penetration electron beam welding in type 304L stainless steel“, *Welding Journal*, Jg. 64, Nr. 5, S. 127–136, 1985.
- [69] J. C. Lippold, „Solidification behavior and cracking susceptibility of pulsed-laser welds in austenitic stainless steels“, *Welding Journal*, Jg. 73, Nr. 6, S. 129–139, 1994.
- [70] J. Tösch, H. Schabereiter, E. Perteneder und G. Rabensteiner, „Bedeutung und praktische Beeinflussbarkeit des Ferritgehaltes bei der Schweißung austenitischer Stähle“, *Schweiss- und Prüftechnik*, Jg. 2, Nr. 97, S. 18–26, 1997.
- [71] J. Ruge, *Handbuch der Schweißtechnik. Band I: Werkstoffe*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1980.
- [72] G. Goodwin, „The effects of heat input and weld process on hot cracking in stainless steel“, *Welding Journal*, Jg. 67, S. 88–94, 1988.
- [73] A. Slyvinsky, H. Herold und M. Streitenberger, „Influence of Welding Speed on the Hot Cracking Resistance of the Nickel-Base Alloy NiCr25FeAlY During TIG-Welding“, in *Hot Cracking Phenomena in Welds*, T. Böllinghaus und H. Herold, Hrsg., Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2005, S. 42–58.
- [74] F. D. J. Kurz W., *Fundamentals of Solidification*, 2. Aufl. Zürich: Trans Tech Publications Ltd, 1986.

- [75] W. F. Savage, E. F. Nippes und T. W. Miller, „Microsegregation in 70Cu–30Ni weld metal“, *Welding Journal*, Jg. 55, Nr. 6, S. 165–173, 1976.
- [76] C. R. Heiple und J. R. Roper, „Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry“, *Welding Journal*, Jg. 61, Nr. 4, S. 97–102, 1982.
- [77] S. Katayama, „Solidification phenomena of weld metals (1st report). Characteristic solidification morphologies, microstructures and solidification theory“, *Welding International*, Jg. 14, S. 939–951, Jan. 2000.
- [78] T. W. Nelson, J. C. Lippold und M. J. Mills, „Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds, Part 1: Nucleation and growth“, *Welding Journal*, Jg. 78, Nr. 10, S. 329–337, 1999.
- [79] S. A. David und J. M. Vitek, „Correlation between solidification parameters and weld microstructures“, *International Materials Reviews*, Jg. 34, Nr. 1, S. 213–245, Jan. 1989.
- [80] S. A. David, S. S. Babu und J. M. Vitek, „Welding: Solidification and microstructure“, *The Journal of The Minerals, Metals and Materials Society*, Jg. 55, Nr. 6, S. 14–20, Juni 2003.
- [81] M. Wolf, H. Schobbert und T. Böllinghaus, „Influence of the Weld Pool Geometry on Solidification Crack Formation“, in *Hot Cracking Phenomena in Welds*, T. Böllinghaus und H. Herold, Hrsg. Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2005, S. 245–268.
- [82] N. Wang, S. Mokadem, M. Rappaz und W. Kurz, „Solidification cracking of superalloy single- and bi-crystals“, *Acta Materialia*, Jg. 52, S. 3173–3182, Juni 2004.
- [83] O. W. Blodgett, „Why do welds crack? How weld cracks can be prevented“, *Welding Innovation Quarterly*, Jg. 2, Nr. 3, S. 4, 1985.
- [84] U. Feurer, „Influence of alloy composition and solidification conditions on dendrite arm spacing, feeding and hot tearing properties of aluminium alloys“, in *Proceedings International Symposium on Engineering Alloys*, Delft, Netherlands, 1977, S. 131–145.
- [85] N. N. Prokhorov, „The technological strength of metals while crystallising during welding“, *Welding Production*, Jg. 4, S. 1–8, 1962.

- [86] N. Prokhorov und N. N. Prokhorov, „Fundamentals of the theory for technological strength of metals while crystallising during welding“, *Transaction of the Japan Welding Society*, Jg. 2, Nr. 2, S. 109–117, 1971.
- [87] M. Wolf, „Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren (19)“, Access date: 2020-04-01, Diss., Zugl.: Hamburg, Univ. der Bundeswehr, Diss., 2006, Bremerhaven, 2006. Adresse: http://www.bam.de/de/service/publikationen/publikationen_medien/dissertationen/diss_19_vt.pdf.
- [88] D. L. Olson und G. R. Edwards, „Interfacially driven mass transport in joining and coating technologies“, *Philosophical Transactions: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. Marangoni and Interfacial Phenomena in Materials Processing*, Jg. 356, Nr. 1739, S. 927–940, 1998.
- [89] C. E. Cross, W. T. Tack und J. L. W. Loechel, „On weldability of materials“, in *Proceedings of the Materials Weldability Symposium held in conjunction with Materials Week, Detroit, MI*, R. A. Patterson und K. W. Mahin, Hrsg., 1990, S. 275.
- [90] M. Holt, D. L. Olson und G. E. Cross, „Interfacial tension driven fluid flow model for hot cracking“, *Scripta metallurgica et materialia*, Jg. 26, S. 1119–1124, 1992.
- [91] N. N. Prokhorov, B. F. Jakuschin und N. N. Prokhorov, „Theorie und Verfahren zum Bestimmen der technologischen Festigkeit von Metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen“, *Schweißtechnik* 18, S. 8–11, 1968.
- [92] P. T. Houldcroft, „A simple cracking test for use with argon-arc welding“, *British Welding Journal*, Jg. 2, Nr. 10, S. 471–475, 1955.
- [93] F. C. Hull, „Cast-pin tear test for susceptibility to hot cracking“, *Welding Journal*, Jg. 38, S. 176–181, 1959.
- [94] H. W. Mishler, R. E. Monroe und P. J. Rieppel, „Determination of the Causes of Weld Metal Cracking in High Strength Steels and the development of heat-Treatable Low-Alloy Steel Filler Wires for use with the Inert-Gas-Shielded Arc Welding Process“, WADC Technical Report, Techn. Ber., 1959.

- [95] T. W. Nelson, J. C. Lippold, W. I. Baeslack und W. Lin, „Evaluation of the circular patch test for assessing weld solidification cracking. Part 1: Development of a test method“, *Welding Journal*, Jg. 76, Nr. 3, S. 110–119, 1997.
- [96] W. G. Savage und C. D. Lundin, „The Varestraint test“, *Welding Journal*, Jg. 44, Nr. 10, S. 433–442, 1965.
- [97] D. McKewon, „Versatile weld metal cracking tests“, *Metal Construction & British Welding Journal*, Jg. 2, Nr. 8, S. 351–352, 1970.
- [98] E. Folkhard, G. Rabensteiner, H. Schabereiter und K. Fuchs, „Der PVR-Test, ein neues Verfahren zur Ermittlung der Rissicherheit von Schweisswerkstoffen mit hoher quantitativer Aussagekraft“, *Sonderdruck aus Jubiläumsschrift 50 Jahre BÖHLER Schweißtechnik*, o.S. 1977.
- [99] T. Soysal und S. Kou, „A simple test for assessing solidification cracking susceptibility and checking validity of susceptibility prediction“, *Acta Materialia*, Jg. 143, S. 181 – 197, 2018.
- [100] K. Wilken und H. Kleistner, „The MVT-test—a novel procedure for testing of the hot cracking susceptibility during welding“, *Material und Technik*, Jg. 1, S. 3–10, 1982.
- [101] T. Senda, F. Matsuda, G. Takano, K. Watanabe, T. Kobayashi und T. Matsuzaka, „Fundamental investigations on solidification crack susceptibility for weld metals with trans-varestraint test“, *Transactions of the Japan Welding Society*, Jg. 2, Nr. 2, S. 135–151, 1971.
- [102] F. Matsuda, H. Nakagawa und K. Sorada, „Dynamic observation of solidification and solidification cracking during welding with optical microscope“, *Transactions of JWRI*, Jg. 11, Nr. 2, S. 67–77, 1982.
- [103] „DIN EN ISO 17641-1: Destructive tests on welds in metallic materials—hot cracking tests for weldments, part 1–3—arc welding processes“, Berlin: Beuth Verlag, Techn. Ber., 2005.
- [104] M. Thomas, F. Vollert, J. Weidemann, J. Gibmeier, A. Kromm und T. Kannengießer, „Surface- and volume-based investigation on influences of different Varestraint testing parameters and chemical compositions on so-

- lidification cracking in LTT filler metals“, *Welding in the World*, Jg. 64, S. 913–923, 2020.
- [105] C. Lundin, A. Lingenfelter, G. Grotke, G. Lessmann und S. Mathews, „The Varestraint test“, *Welding Research Council Bulletin*, Jg. 280, Nr. 19, 1982.
- [106] J. Andersson, J. Jacobsson und C. Lundin, „A Historical Perspective on Varestraint Testing and the Importance of Testing Parameters“, in *Cracking Phenomena in Welds IV*, T. Boellinghaus, J. C. Lippold und C. E. Cross, Hrsg., Cham: Springer International Publishing, 2016, S. 3–23. Adresse: https://doi.org/10.1007/978-3-319-28434-7_1.
- [107] G. Homberg und E. Schmidtman, „Einfluss der Schweissparameter und der Zusammensetzung von Schweisszusatzwerkstoffen auf die Heissrissneigung im Schweissgut austenitischer Stähle“, *Wissenschaftliche und Technische Information und Informationsmanagement, Luxemburg: EU publications*, 1979.
- [108] A. L. Schaeffler, „Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metal“, *Metal Progress*, Jg. 56, Nr. 11, S. 680–683, 1949.
- [109] W. Steven und A. G. Haynes, „The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low-alloy Steels“, *Journal of the Iron and Steel Institute*, Jg. 183, S. 349–359, 1956.
- [110] N. Otsu, „A threshold selection method from gray-level histograms“, *IEEE transactions on systems, man, and cybernetics*, Jg. 9, Nr. 1, S. 62–66, 1979.
- [111] F. Galton, „Co-relations and their measurement, chiefly from anthropometric data“, *Proceedings of the Royal Society*, Jg. 45, Nr. 13, S. 135–145, 1888.
- [112] E. Macherauch und P. Müller, „Das $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung“, *Zeitschrift für angewandte Physik*, Jg. 13, S. 305–312, 1961.
- [113] U. Wolfstieg, „Die Symmetrisierung unsymmetrischer Interferenzlinien mit Hilfe von Spezialblenden“, *Härtereitechnische Mitteilungen*, Jg. 31, S. 23–27, 1976.

- [114] B. Eigenmann und E. Macherauch, „Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen Teil I“, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Nr. 3, S. 148–160, 1995.
- [115] F. Vollert, J. Dixneit und J. Gibmeier, „Effect of Residual Stress Relaxation due to Sample Extraction on the Detectability of Hot Crack Networks in LTT Welds by means of μ CT“, in *9th International Conference on mechanical Stress Evaluation by Neutron and Synchrotron Radiation (MECASSENS)*, Skukuza Rest Camp, Kruger National Park, South Africa, 19 - 21 September 2017., D. Marais, Hrsg., Ser. Materials Research Proceedings, Bd. 4, Materials Research Forum LLC, Millersville (PA), 2018, S. 85–90.
- [116] L. Huang und M.-J. J. Wang, „Image thresholding by minimizing the measures of fuzziness“, *Pattern Recognition*, Jg. 28, Nr. 1, S. 41–51, 1995.
- [117] P. Kapur J.N. Sahoo und A. Wong, „A new method for gray-level picture thresholding using the entropy of the histogram“, *Computer Vision, Graphics, and Image Processing*, Jg. 29, Nr. 3, S. 273–285, 1985.
- [118] D. Bradley und G. Roth, „Adaptive Thresholding using the Integral Image“, *Journal of Graphics Tools*, Jg. 12, Nr. 2, S. 13–21, Jan. 2007.
- [119] S. Beucher und C. Lantuejoul, „Use of Watersheds in Contour Detection“, *International Workshop on Image Processing: Real-Time Edge and Motion Detection/Estimation*, Rennes, Jg. 132, S. 2.1–2.12, 1979.
- [120] T. C. Lee, R. L. Kashyap und C. N. Chu, „Building Skeleton Models via 3-D Medial Surface/Axis Thinning Algorithms“, *CVGIP: Graph. Models Image Process.*, Jg. 56, Nr. 6, S. 462–478, Nov. 1994.
- [121] F. Vollert, M. Thomas, A. Kromm und J. Gibmeier, „Hot crack assessment of LTT welds using μ CT“, *The e-Journal of Nondestructive Testing*, Jg. 25, Nr. 2 (Paper 103), S. 1–7, 2020.
- [122] C. Haffelder, „Einfluss der Schweißbadgeometrie auf die Heißrissentstehung von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen im MVT-Test“, Bachelorarbeit, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde, Juli 2019.

- [123] D. Hofmann, „Einfluss von Schweißparametern auf die Heißbrissanfälligkeit von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen“, Bachelorarbeit, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde, Dez. 2018.
- [124] C. Kammer und H. W. Wenglorz, *Aluminium Taschenbuch 3: Weiterverarbeitung und Anwendung*, 17. Aufl. Berlin: Beuth Verlag GmbH, 2014.
- [125] F. Vollert, M. Thomas, A. Kromm und J. Gibmeier, „Solidification Cracking Assessment of LTT Filler Materials by Means of Vareststraint Testing and μ CT“, *Materials*, Jg. 13, Nr. 12, S. 2726, 2020.
- [126] H. L. Lukas, P. Agraval und Materials Science International Team (MSIT), *Cr-Fe-Ni Ternary Phase Diagram Evaluation Phase diagrams, crystallographic and thermodynamic data: Datasheet from MSI Eureka in SpringerMaterials*, G. Effenberg, Hrsg., Copyright 2007 MSI, Materials Science International Services GmbH, Stuttgart.
- [127] V. Ivanchenko, E. Semenova, P. Rogl, J. Fenstad und Materials Science International Team (MSIT), *Projection of the liquidus surface: Datasheet from MSI Eureka in SpringerMaterials*, G. Effenberg, Hrsg., Copyright 2010 MSI, Materials Science International Services GmbH, Stuttgart.
- [128] R. Ferro, N. Bochvar, E. Sheftel, J. Ding und Materials Science International Team (MSIT), *Fe-S phase diagram: Datasheet from MSI Eureka in SpringerMaterials*, G. Effenberg, Hrsg., Copyright 2003 MSI, Materials Science International Services GmbH, Stuttgart.
- [129] P. Villars und H. Okamoto, Hrsg., *Cr-S Binary Phase Diagram 0-50 at.% S: Datasheet from “PAULING FILE Multinaries Edition – 2012” in SpringerMaterials*, Copyright 2016 Springer-Verlag Berlin Heidelberg & Material Phases Data System (MPDS), Switzerland & National Institute for Materials Science (NIMS), Japan.

9 Liste der eigenen Veröffentlichungen

2020

F. Vollert, M. Thomas, A. Kromm und J. Gibmeier, „Solidification Cracking Assessment of LTT Filler Materials by Means of Vareststraint Testing and μ CT“, *Materials*, Jg. 13, Nr. 12, 2726, 2020.

F. Vollert, M. Thomas, A. Kromm und J. Gibmeier, „Hot crack assessment of LTT welds using μ CT“, *The e-Journal of Nondestructive Testing*, Jg. 25, Nr. 2, 2020.

M. Thomas, F. Vollert, J. Weidemann, J. Gibmeier, A. Kromm und T. Kannengiesser, „Surface- and volume-based investigation on influences of different Vareststraint testing parameters and chemical compositions on solidification cracking in LTT filler metals“, *Welding in the World*, Jg. 64, Nr. 5, S. 913–923, 2020.

2019

J. Dixneit, F. Vollert, A. Kromm, J. Gibmeier, A. Hannemann, T. Fischer und T. Kannengiesser, „In situ analysis of the strain evolution during welding using low transformation temperature filler materials“, *Science and technology of welding and joining*, Jg. 24, Nr. 3, S. 243–255, 2019.

2018

J. Gibmeier, H.C. Back, M. Mutter, F. Vollert, J. Rebelo-Kornmeier, R. Mücke und R. Vaßen, „Study of stability of microstructure and residual strain after thermal loading of plasma sprayed YSZ by through surface neutron scanning“, *Physica / B*, Jg. 551, S. 69–78, 2018.

S. Pulvermacher, J. Gibmeier, J. Saroun, J. Rebelo-Kornmeier, F. Vollert und T. Pirling, „Neutron Strain Scanning of Duplex Steel Subjected to 4-Point-Bending

with Particular Regard to the Strain Free Lattice Parameter D0“, *Residual Stresses*, 11. September 2018. Hrsg.: M. Seefeldt, 15–20, Materials Research Forum LLC, Millersville (PA).

F. Vollert, M. Lüchinger, S. Schuster, N. Simon, J. Gibmeier, K. Kern, M. Schreiner und W. Tillmann, „Experimental and numerical analyses of residual stresses induced by tube drawing“, *The journal of strain analysis for engineering design*, Jg. 53, Nr. 5, S. 364–375, 2018.

F. Vollert, J. Dixneit und J. Gibmeier, „Effect of Residual Stress Relaxation due to Sample Extraction on the Detectability of Hot Crack Networks in LTT Welds by means of μ CT.“, Englisch, in *9th International Conference on mechanical Stress Evaluation by Neutron and Synchrotron Radiation (MECASENS), Skukuza Rest Camp, Kruger National Park, South Africa, 19 – 21 September 2017.*, D. Marais, Hrsg., Ser. Materials Research Proceedings, Bd. 4, Materials Research Forum LLC, Millersville (PA), 2018, S. 85 – 90.

F. Vollert, J. Gibmeier, J. Rebelo-Kornmeier, J. Dixneit und T. Pirling, „Two-Dimensional Residual Stress Mapping of Multilayer LTT Weld Joints Using the Contour Method“, *Materials Performance and Characterization*, Jg. 7, Nr. 4, S. 545–558, 2018.

J. Damon, S. Dietrich, F. Vollert, J. Gibmeier und V. Schulze, „Process dependent porosity and the influence of shot peening on porosity morphology regarding selective laser melted AlSi10Mg parts“, *Additive manufacturing*, Jg. 20, S. 77–89, 2018.

2017

F. Vollert, J. Dixneit, J. Gibmeier, A. Kromm, T. Buslaps und T. Kannengiesser „In Situ EDXRD Study of MAG-Welding Using LTT Weld Filler Materials under Structural Restraint“, *Materials Science Forum*, Jg. 905, S. 107–113, 2017.

F. Vollert, H. Ohl, J. Dixneit, N. Mironov und J. Gibmeier, „Metallographische Charakterisierung von Heißrissnetzwerken in LTT-Schweißnähten“, *Praktische Metallographie Sonderband*, Jg. 51, S. 303–308, 2017.

2016

V. Walter, H. Ohl, F. Vollert, J. Dixneit und J. Gibmeier, „Einfluss von LTT-Decklagen auf die Mikrostruktur- und Härteentwicklung von Mehrlagenschweißungen“, *Praktische Metallographie Sonderband*, Jg. 50, S. 223–228, 2016.

Abbildungsverzeichnis

2.1	Überlagerung von Umwandlungs- und Schrumpfspannungen führt zum resultierenden Eigenspannungszustand im geschweißten Bauteil [7].	6
2.2	Schematische Darstellung des Einspanngrades mittels der Federsteifigkeit k_G . Das umliegende Grundmaterial behindert die Ausdehnung und Schrumpfung der Schweißnaht mit k_G nach [10].	7
2.3	Einfluss der Festphasenumwandlung Austenit zu Ferrit (AF) und Austenit zu Martensit (AM) auf die resultierenden Eigenspannungen bei Raumtemperatur (RT) nach [13].	8
2.4	Einfluss der M_S -Temperatur auf die Volumenexpansion während der Phasenumwandlung nach [14].	9
2.5	Einfluss der M_S -Temperatur für drei Schweißzusatzwerkstoffe ($M_{S,1} = 60\text{ }^\circ\text{C}$, $M_{S,2} = 244\text{ }^\circ\text{C}$ und $M_{S,3} = 460\text{ }^\circ\text{C}$) auf die resultierenden Eigenspannungen. Schematische Zeichnung nach [11].	10
2.6	In-situ mittels winkeldispersiver Synchrotronröntgenbeugung ermittelte Entwicklung des Phasenanteils Martensit über der Zeit (a) und der elastischen Dehnung in longitudinaler Richtung über der Temperatur (b) während eines realitätsnahen MAG-Schweißprozesses [37]. Die Austenit-Martensit Phasenumwandlung bei niedrigeren Temperaturen führt zu einem signifikant stärkeren Dehnungsabfall beim LTT-Schweißzusatzwerkstoff im Vergleich zur konventionellen Legierung	12

2.7	2D Eigenspannungsmapping der LTT-Schweißzusatzwerkstoffe Cr8Ni6 (a), Cr10Ni10 (b) und einem konventionellen Schweißzusatzwerkstoff (G89) ermittelt mit der Konturmethode [38]. In dieser Abbildung ist der Querschnitt gezeigt. Dadurch ergibt sich als analysierte Eigenspannungskomponente die longitudinale Richtung orthogonal zur Schnittfläche.	13
2.8	2D Eigenspannungsmapping des LTT-Schweißzusatzwerkstoffes Cr10Ni10 ermittelt mit der Konturmethode (a). In dieser Abbildung ist der Längsschnitt gezeigt. Dadurch ergibt sich als analysierte Eigenspannungskomponente die Querrichtung zur Schweißnaht. Die Eigenspannungen konstanter Tiefe zwischen 10 - 20 mm auf der Längsachse wurden gemittelt und sind in (b) für die drei untersuchten Schweißzusatzwerkstoffe vergleichend gegenübergestellt [38].	14
2.9	Metallografischer Querschliff einer Schweißnaht mit Cr10Ni10 LTT-Decklage, geätzt mit der Farbätzung nach Lichtenegger und Bloech. Vor allem in der Decklage sind Heißrisse zu erkennen [40].	16
2.10	Einteilung der Heißrissarten in Erstarrungsrisse (ER), Wiederaufschmelzrisse (WAR) und Ductility Dip Cracks (DDC) und ihre Lage im Schweißgut (SG) oder Wärmeeinflusszone (WEZ) nach [45]	17
2.11	Einflussparameter und deren Abhängigkeiten auf die Heißrissbildung nach [47].	19
2.12	Schematische Darstellung der Heißrissanfälligkeit in Abhängigkeit des Verhältnisses $\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}}$ nach [49]. Legierungen, die primär austenitisch (A) erstarren, zeigen im Vergleich zu primär ferritisch (F) erstarrenden Werkstoffen eine deutlich höhere Heißrissanfälligkeit.	21
2.13	Konstitutionelle Unterkühlung vor der Erstarrungsfront nach [74]. Da in diesem Bereich $T_{real} < T_{liq}(C_L)$ ist, bilden sich heißrissanfällige „Mushy zones“ aus.	23

2.14	2D Darstellung der elliptischen Schmelzbadgeometrie (links) und der tropfenförmigen Schmelzbadgeometrien nach [75]–[77] in der Draufsicht. Mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit bildet sich eher ein tropfenförmiges und mit zunehmendem Wärmeeintrag bzw. zunehmender Wärmeleitfähigkeit bildet sich eher ein elliptisches Schmelzbad aus. Die Kristallisationsrichtung verläuft orthogonal zur Erstarrungsfront.	24
2.15	Schematische 2D Darstellung der epitaktischen Nukleation und dem konkurrierendem Wachstum („competitive growth“) der Körner nach [78].	25
2.16	Krümmung eines Schmelzbades und erstarrungsbedingten Schrumpfrate ROS (engl. Rate of shrinkage) als Funktion des Abstandes zur Schweißnahtmitte. Erstarrungsrissbildung bevorzugt an Positionen mit großen Krümmungen des Schmelzbades, da dort auch große ROS vorliegen [81]	26
2.17	Rate of Feeding (ROF)/Rate of Shrinkage (ROS) - Modell nach [84]. Die erstarrungsbedingte Volumenschrumpfung muss während des Erstarrungsprozesses durch nachfließende Schmelze ausgeglichen werden. Ist dies nicht der Fall kommt es zur Heißrissbildung	29
2.18	Zusammenhang zwischen ROF bzw. ROS über $\frac{1}{Temperatur}$ nach [90]. Unterhalb T_{max} ist Erstarrungsrissbildung möglich, da $ROF < ROS$. Der aus den Marangonikräften resultierende Druck ϕ , erhöht ($\phi < 0$) bzw. verringert ($\phi > 0$) T_{max}	32
2.19	Heißrisskriterium nach Prokhorov [91]. Die Gesamtdehnung $\varepsilon_{ges} = \varepsilon_{ext} + \varepsilon_{int}$ muss größer als die kritische Dehnung $P(T)$ sein, damit sich Heißrisse im heißrisskritischen Temperaturintervall BTR bilden können. Ist ε_{ges} kleiner als $P(T)$ wird die Differenz zwischen P_{min} und ε_{ges} als technologische Sicherheit ε_{red} bezeichnet	34

2.20	Kombiniertes Erstarrungsrisssmodell nach [84], [85], [87]. Mit zunehmender Abkühlung finden zwei gegenläufige Prozesse statt: Die ROF(T) wird mit sinkender Temperatur immer weiter behindert, so dass bei $T_{ETI,max}$ gilt: $ROF_{grenz} = ROS$. Allerdings erhöht sich gleichzeitig die Festigkeit $R(T)$ der interdendritischen Bereiche. Bei $T_{ETI,min}$ gilt $R = R_{grenz}$. Ab hier ist die Festigkeit der interdendritischen Bereiche so hoch, dass keine Erstarrungsrisse mehr entstehen können.	35
2.21	Schematische Darstellung des MVT-Heißrisstests im Varestraint Modus (a) und im Transvarestraintmodus (b) [104]	39
3.1	Querschliff einer LTT-Schweißnaht mit 7 Gew.-% Cr und 8 Gew.-% Ni, geätzt mit Lichtenegger und Bloech.	46
3.2	Geometrie der MVT-Proben mit Abmessungen in Millimeter.	47
3.3	Die kumulierten Gesamtrisslängen für Cr8Ni6 bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten im Varestraint Modus (a) und Transvarestraint Modus (b). Ermittelt mit der Standard MVT-Auswertung an der Schweißnahtoberfläche [104].	48
3.4	Die kumulierten Gesamtrisslängen für Cr8Ni6 bei unterschiedlichen Biegegeschwindigkeiten im Varestraint Modus (a) und Transvarestraint Modus (b) [104].	49
3.5	Die kumulierten Gesamtrisslängen für Cr8Ni6 bei der Oberflächendehnung $\varepsilon_S = 1\%$ und $\varepsilon_S = 4\%$, getestet im Transvarestraint Modus [104].	50
3.6	Die kumulierten Gesamtrisslängen für die unterschiedlichen Cr_{eq}/Ni_{eq} bei konstanter Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3$ mm/s ($E_S = 7,5$ kJ/cm), Biegedehnung $v_B = 2$ mm/s und 4% Oberflächendehnung im Varestraint Modus [104].	51
4.1	YXLON CT Precision Computertomographie Prüfsystem.	53
4.2	Heraustrennen der μ CT-Probe an den im ersten Scan ermittelten Position des 3D Heißrisssnetzwerkes.	54
4.3	Schematische Darstellung eines CT-Scans im Kegelstrahl mit den Abständen Fokus-Detektor, Fokus-Probe und Probe-Detektor.	55

4.4	Grauwertplot in Richtung des eingezeichneten Pfeils. Der Übergang ΔL zwischen Riss und Grundmaterial ist die Unsicherheit bei der Segmentierung der Rissspitze.	56
4.5	Schematische Darstellung der Position der vier Schnitte und des Pfads entlang der Schweißnahtmitte für die Eigenspannungsanalyse. (Legierung Cr11Mn5, getestet im Varestraint Modus mit $v_B = 2 \text{ mm/s}$, $v_S = 3 \text{ mm/s}$ ($E_S = 7,5 \text{ kJ/cm}$) und $\varepsilon_S = 4\%$).	59
4.6	Geometrie und Entnahmeposition der Belastungsprobe (a) und der Versuchsaufbau im μCT (b) [115].	60
5.1	„Graphical User Interface“ (GUI) zur Segmentierung der μCT -Scans.	63
5.2	„Graphical User Interface“ (GUI) zur Auswertung der μCT -Scans.	65
5.3	Segmentiertes Schnittbild (links). Skeletonisiertes Bild (rechts).	66
5.4	Ermittlung der Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ mittels Ellipsen Fit und vorgegebenen Mittelpunkt $l_{c,1}$ und $l_{c,2}$ am Beispiel eines μCT - Schnittbildes (a). 3D Darstellung des durch Ellipsen fitting ermittelten heißrisskritischen Temperaturintervalls. Exemplarische Darstellung für den Cr8Ni6 Schweißzusatz, getestet im Varestraint Modus mit $v_B = 2 \text{ mm/s}$, $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$ ($E_S = 15 \text{ kJ/cm}$) und $\varepsilon_S = 4\%$	68
5.5	Rekonstruktion des Schmelzbades und der Erstarrungsrichtung aus der Rissorientierung am Beispiel des Cr8Ni6 Schweißzusatzes, geprüft im Varestraint Modus bei $v_S = 3,0 \text{ mm/s}$ und $v_B = 2,0 \text{ mm/s}$. Zunächst wird an jeden einzelnen Riss ein Polynom zweiten Grades angefitet (a). Anschließend wird das Polynom abgeleitet und die ermittelten Steigungen über den Abstand zur Schweißnahtmitte geplottet (b).	69

- 5.6 Einfluss der gewählten Kantenlänge des Würfels und des gewählten Schwellenwertes ΔS auf das segmentierte Rissvolumen (a) des Schweißzusatzes Cr8Ni6, geprüft im Transvarestraint Modus bei $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$, $v_B = 2,0 \text{ mm/s}$ und $\varepsilon_S = 4\%$. Einfluss der gewählten Kantenlänge des Würfels auf das segmentierte Rissvolumen (b). Einfluss des gewählten Schwellenwertes ΔS auf das segmentierte Rissvolumen (c). 70
- 5.7 Beim Maximalwert des Pearson's Korrelationskoeffizienten ist die größte Übereinstimmung zwischen den μCT -Schnittbildern und dem metallographischen Schliffbild, so dass das Schliffbild einer entsprechenden Probentiefe zugeordnet werden kann. Cr8Ni6 Schweißzusatzwerkstoff, geprüft im Transvarestraint Modus bei $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$, $v_B = 2,0 \text{ mm/s}$ und $\varepsilon_S = 4\%$ 71
- 5.8 Maximum des Pearson's Korrelationskoeffizienten liefert optimalen Schwellenwert ΔS zur Segmentierung (a). Unterer und oberer Schwellenwert ΔS mit Korrelationskoeffizient $< 5\%$ zu Maximalwert für die unterschiedlichen metallographischen Schliffbilder (b) [121]. 73
- 5.9 Gesamtrisslänge als Funktion der Tiefe, ermittelt aus dem μCT -Scan mit dem minimalen Schwellenwert $\Delta S = 19\%$ und dem maximalen Schwellenwert $\Delta S = 16\%$. Im Vergleich dazu die aus den metallographischen Schliffbildern ermittelte Gesamtrisslänge (a). Vergleich des mit dem μCT und der Metallographie ermittelten Rissvolumens (b). Schweißzusatzwerkstoff Cr8Ni6, geprüft im Transvarestraint Modus bei $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$, $v_B = 2,0 \text{ mm/s}$ und $\varepsilon_S = 4\%$ 74
- 5.10 Rissanzahl als Funktion der Tiefe, ermittelt aus dem μCT -Scan und mit den metallographischen Schliffbildern. Schweißzusatz Cr8Ni6, geprüft im Transvarestraint Modus bei $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$, $v_B = 2,0 \text{ mm/s}$ und $\varepsilon_S = 4\%$ 75

5.11	Histogramme der rekonstruierten μ CT-Schnittbilder beim Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatzwerkstoff, geprüft im Transvarestraint Modus bei $v_S = 1,8 \text{ mm/s}$. Gesamtes Histogramm (a). Histogramm eines $50 \times 50 \times 50$ Voxel Würfels für den „Adaptiven Schwellwert Algorithmus“ (b).	77
5.12	Vergleich eines Metallographiebildes (links) mit dem zugehörigen μ CT- Schnittbild (rechts).	78
5.13	Röntgenographisch mit dem $\sin^2\Psi$ Verfahren ermittelte longitudinale Eigenspannungskomponente ($\text{Cr11Mn5}, Cr_{eq}/Ni_{eq} = 3,28$) entlang der Schweißnahtmitte mit zunehmenden Abstand zur Schnittkante. Gemessen an der unzerlegten Probe und anschließend an den sukzessiv kleiner geschnittenen Proben ($l = 35 - 10 \text{ mm}$)	79
5.14	Ermitteltes Heißrissvolumen (a) als Funktion der aufgetragenen Druckspannung und ermittelte Risstiefe (b) als Funktion der aufgetragenen Druckspannung während des einachsigen in-situ Belastungsversuchs im μ CT [115].	80
5.15	Die Detektierbarkeit der Risstiefe hängt von der Orientierung der Risse zur Belastungsrichtung ab. Bei Modus I Rissbeanspruchung ($\approx 90^\circ$ zur Belastungsrichtung) wird mit zunehmender Belastung ein Rückgang der detektierten Risstiefe beobachtet, während bei Modus III Rissbeanspruchung ($\approx 0^\circ$ zur Belastungsrichtung) die Risstiefe nahezu konstant bleibt [115].	81
5.16	Schematische Darstellung der tatsächlichen Risslänge und der mittels μ CT ermittelten Risslänge. Da die Risspitzen wahrscheinlich zu geringen Einfluss auf die Absorption der Röntgenstrahlung haben, werden diese nur unzureichend detektiert. Dieser Effekt verstärkt sich mit Druckspannungen. Folglich sollte das Relaxieren von Druckeigenstress beim Schneiden der MVT-Probe eine bessere Detektierbarkeit der Heißrisse zur Folge haben.	82

5.17	Schnittbild einer getrennten Probe. Rot umkreist sind Risse, welche vermutlich durch Spannungsrelaxationen während des Trennvorganges bis an die Schnittfläche reichen und stark aufklaffen.	83
6.1	Gesamtrisslänge als Funktion der Tiefe für die LTT-Schweißzusatzwerkstoffe Cr6Ni8 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$) und Cr7Ni8 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,63$) (a) und Cr6Ni8 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$) und Cr7Ni6 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,89$) (b) [104]. Ermittelt im Vareststraint Modus, $E_S = 7,5$ kJ/cm, $v_S = 3,0$ mm/s, $v_B = 2,0$ mm/s und $\varepsilon_S = 4\%$	86
6.2	Metallographisches Schliffbild einer MVT-Probe mit dem Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatz (Vareststraint Modus, $v_S = 3,0$ mm/s, $E_S = 7,5$ kJ/cm und $v_B = 2,0$ mm/s), geätzt mit Lichtenegger und Bloech [122]. Die Heißrisse sind entlang der Erstarrungsrichtung orientiert.	87
6.3	Metallographisches Schliffbild, geätzt mit CRIDA Grün HA. Durch unterschiedlich stark angeätzte Bereiche wird die Erstarrungsrichtung sichtbar (a) [123]. Mit Kristallorientierungskontrast aufgenommenes REM-Bild zeigt, dass die unterschiedlich stark angeätzten Bereiche wahrscheinlich auf unterschiedliche Kristallorientierungen zurückgeführt werden können (b).	88
6.4	3D Heißrisnetzwerke für den Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatzwerkstoff, geschweißt mit $v_S = 3,0$ mm/s für den Vareststraint Modus (a) und den Transvareststraint Modus (b). Die Pfeile charakterisieren die Beanspruchungsrichtung.	88
6.5	μ CT-Schnittbilder der Oberfläche (Tiefe = 0) für die Vareststraint Modus (a) und den Transvareststraint Modus (b) für den Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatz, geschweißt mit $v_S = 3,0$ mm/s.	89
6.6	Heißrisorientierung β als Funktion des Abstandes zur Schweißnahtmitte für den Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatz, geschweißt mit der Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3,0$ mm/s im Vareststraint Modus (a) [121] und im Transvareststraint Modus (b).	90

6.7	μ CT-Schnittbild der Querebene für den Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatz, geschweißt mit der Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3,0$ mm/s im Varestraint Modus (a) und im Transvarestraint Modus (b). Die Risse verlaufen entlang der Erstarrungsrichtung.	90
6.8	Metallographischer Querschliff zur Bestimmung der Schmelzbadausdehnungen (blau markiert) am Beispiel von Cr8Ni6 für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten $v_S = 1,8$ mm/s (a) und $v_S = 3,6$ mm/s (b). Geätzt mit Lichtenegger und Bloech [122].	92
6.9	Aus den Rissorientierungen des μ CT-Scans rekonstruierte Schmelzbäder (a) und Erstarrungsrichtungen (b) an der Schweißnahtoberfläche für die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten des Cr8Ni6 Schweißzusatzwerkstoffes. .	93
6.10	Schematische Darstellung der Schmelzbadlänge als Funktion der Tiefe (a) und von Cr8Ni6 für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten (b). Ermittelt mittels der Schmelzbadrekonstruktion aus den μ CT-Analysen	94
6.11	Mittels metallografischer Querschliffe ermittelte Schmelzbadbreite (Probenoberfläche) und Tiefe am Beispiel von Cr8Ni6 für die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten (a). Mittels Schmelzbadrekonstruktion aus μ CT-Analysen ermittelte Schmelzbadlänge (Probenoberfläche) für die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten (b) [125].	95
6.12	Mit μ CT ermittelte Orientierungsverteilungen für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten im Varestraint Modus für den Schweißzusatzwerkstoff Cr8Ni6.	96
6.13	Mit μ CT ermittelte Orientierungsverteilungen für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten im Transvarestraint Modus für den Schweißzusatzwerkstoff Cr8Ni6.	96
6.14	Mit μ CT ermitteltes Rissvolumen des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 für unterschiedliche Schweißgeschwindigkeiten im Varestraint Modus (a) [125] und Transvarestraint Modus (b). . . .	97

6.15	Anzahl der Heißrisse im Werkstoffvolumen des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für den Varestraint Modus (a) und den Transvarestraint Modus (b).	98
6.16	Abstand $L_{ETI,tot}$ der mittels Ellipsenfit ermittelten Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 im Varestraint Modus (a) [125] und Transvarestraint Modus (b) bei unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten.	99
6.17	Mit μ CT ermitteltes Rissvolumen des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 für unterschiedliche Biegegeschwindigkeiten im Varestraint Modus (a) und Transvarestraint Modus (b).	100
6.18	Anzahl der Heißrisse im Werkstoffvolumen des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für den Varestraint Modus (a) und den Transvarestraint Modus (b).	101
6.19	Abstand $L_{ETI,tot}$ der mittels Ellipsen Fit ermittelten Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 im Varestraint Modus (a) und Transvarestraint Modus (b) bei unterschiedlichen Biegegeschwindigkeiten.	102
6.20	Einfluss der Biegedehnung auf das Heißrissvolumen (a) und auf den Abstand $L_{ETI,tot}$ der Isothermen $T_{ETI,min,1}$ und $T_{ETI,max,2}$ (b) des Schweißzusatzwerkstoffes Cr8Ni6 im Transvarestraint Modus.	103
6.21	Einfluss des Gewichtsanteil an Nickel im Cr/Ni LTT-Schweißzusatzwerkstoff auf das ermittelte Heißrissvolumen (a) und auf die Parameter D_{max} und $L_{ETI,tot}$ (b). MVT-Test im Transvarestraint Modus, mit Oberflächendehnung 4%, Biegegeschwindigkeit 0,2 mm/s und Schweißgeschwindigkeit 1,8 mm/s.	104
6.22	Einfluss der Legierungszusammensetzung auf den Tiefenverlauf von $L_{ETI,tot}$ (Varestraint Modus, Oberflächendehnung 4%, Biegegeschwindigkeit 2 mm/s und Schweißgeschwindigkeit 3,0 mm/s).	105

6.23	Einfluss des Cr_{eq}/Ni_{eq} von CrNi LTT-Schweißzusatzwerkstoffen auf das ermittelte Heißbrissvolumen [104] (a) und auf die Parameter D_{max} und $L_{ETI,tot}$ (b). MVT-Test im Transvarestraint Modus, mit Oberflächendehnung $\varepsilon_S = 4\%$, Biegegeschwindigkeit $v_B = 2$ mm/s und Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3,0$ mm/s.	106
6.24	REM Aufnahme einer Risspitze (Cr8Ni6 LTT-Schweißzusatzwerkstoff mit $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 0,61$) mit zugehörigen EDX Mappings der Verteilung der Legierungselemente Chrom und Nickel.	108
6.25	Einfluss des Cr_{eq}/Ni_{eq} von CrNi und CrMn LTT-Schweißzusatzwerkstoffen auf das ermittelte Heißbrissvolumen [104] (a) und auf die Parameter D_{max} und $L_{ETI,tot}$ (b). MVT-Test im Transvarestraint Modus, mit Oberflächendehnung $\varepsilon_S = 4\%$, Biegegeschwindigkeit $v_B = 2$ mm/s und Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3,0$ mm/s.	109
7.1	Rissinitiierung im Varestraint (links) und Transvarestraint (rechts) Modus. Im Varestraint Modus sollte die longitudinale Belastungsrichtung die Rissinitiierung nahe der Schmelzlinie (orthogonale Erstarrungsrichtung) begünstigen, während die Rissbildung im Transvarestraint Modus eher im Bereich der Nahtmittenkorngrenze erfolgen sollte (Belastungsrichtung quer zur Schweißnaht).	111
7.2	Schematische Darstellung der Isothermen $T_{ETI,min,1}$, $T_{ETI,max,1}$ (Beginn der Biegung) und $T_{ETI,max,2}$ (Ende der Biegung), exemplarisch für die Schnittbilder der Schweißnahtoberfläche und in einer Tiefe von 0,5 mm der μ CT-Scans von drei MVT-Proben, geschweißt mit dem Schweißzusatz Cr8Ni6 im Varestraint Modus, mit unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten [125].	113
7.3	Schematische Darstellung des Einflusses der Schweißgeschwindigkeit auf die Risslänge L eines Risses im Varestraint Modus (a) und Transvarestraint Modus (b).	115

7.4	Schematische Darstellung der Isothermen $T_{ETI,min,1}$, $T_{ETI,max,1}$ (Beginn der Biegung) und $T_{ETI,max,2}$ (Ende der Biegung), exemplarisch für die Schnittbilder der Schweißnahtoberfläche und in einer Tiefe von 0,5 mm der μ CT-Scans von drei MVT- Proben, geschweißt im Transvarestraint Modus mit unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten.	116
7.5	Schematische Darstellung der begrenzenden Faktoren für die maximale Tiefe des Heißrissnetzwerkes [125]. Nach Prokhorov kann D_{max} entweder die minimal kritische Dehnung P_{min} (Bereich 1) oder die Isotherme $T_{ETI,min}$ (Bereich 2) begrenzen. . .	117
7.6	Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Rissanzahl im Varestraint Modus für eine hohe Schweißgeschwindigkeit (a) und eine niedrige Schweißgeschwindigkeit (b). Je höher die Schweißgeschwindigkeit, desto mehr Risse können sich entlang der Längsachse ausbilden.	118
7.7	Schematische Darstellung des Einflusses der Biegegeschwindigkeit auf den Abstand $L_{ETI,tot}$, L_{ETI} und L_S	120
7.8	Schematische Darstellung des Einflusses der effektiven Dehnung innerhalb des ETI auf die maximale Tiefe D_{max} des Heißrissnetzwerkes bei unterschiedlichen Biegegeschwindigkeiten. .	121
7.9	Berechnete effektive Biegedehnung innerhalb des ETI unter Annahme eines linearen Dehnungsanstiegs über der Biegezeit (Oberflächendehnung $\varepsilon_S = 4\%$, Biegegeschwindigkeit $v_B = 2$ mm/s und Schweißgeschwindigkeit $v_S = 3$ mm/s) für das 3D-ETI-Volumen (a) und exemplarische Schnittbilder in definierten Tiefen (b).	123
7.10	Schematische Darstellung des Einflusses einer zu großen Biegedehnung 1 auf die maximale Risstiefe $D_{max,1}$ und einer korrekt gewählten Biegedehnung 2 mit der maximalen Risstiefe $D_{max,2}$ als Maß für P_{min}	124
7.11	Maximal mögliche Risslänge in Abhängigkeit der Rissinitiierung entlang der Längsachse für den Varestraint Modus. Schematische Darstellung (a) und Maximale Risslänge (b).	126

7.12	Ternäres Fe-Cr-Ni Phasendiagramm des Solidusschnitt [126]. Dabei ist Legierungszusammensetzung des Grundmaterials (Spektralanalyse) und die lokale Zusammensetzung an den Korngrenzen (EDX-Analyse) eingezeichnet.	129
7.13	Vorschlag eines Versuchsaufbau für den Heißrisstest zur Analyse der Heißrisneigung im Hinblick auf rein werkstoffkundliche Aspekte. Vor dem Versuch (a) und während des Versuchs bei einer Temperatur von ca. 900°C (b).	133
7.14	Temperatur- (a) und Kraftverlauf (b) während des induktiven Aufschmelzversuches.	133
7.15	μ CT-Analyse einer Probe nach dem induktiven Aufschmelzversuch. Gut zu sehen ist die Pore und davon ausgehend der gebildete Heißriss.	134
7.16	Schematische Darstellung der Temperaturverteilung im schmelzflüssigen Zustand bei maximaler Temperatur (links) und während der Heißrissbildung (rechts).	135
7.17	Linear-elastische Simulation mit dem VGSTUDIO MAX Zusatzmodul „Strukturmechanik-Simulation“ von Volume Graphics. Die Probe wurde simulativ einer Zugspannung von 200 MPa ausgesetzt.	136

Tabellenverzeichnis

3.1 Nominelle chemische Zusammensetzung in Gew.-% und nach Gleichung 3.3 berechnete M_S -Temperatur der verwendeten LTT-Schweißzusatzwerkstoffe und des Grundmaterials	45
3.2 Untersuchte MVT- und Schweißparameter	46
3.3 Mittels Spektralanalyse ermittelte chemische Zusammensetzung in Gew.-% und nach Formel 3.3 berechnete M_S -Temperatur der verwendeten LTT-Schweißzusatzwerkstoffe und des Grundmaterials	50
4.1 Verwendete Röhren- und Scanparameter für die MVT-Proben.	52
4.2 Vergleich unzerstörte und zerstörte MVT-Probe.	53
4.3 Schleif- und Polierschritte für die metallografische Heißbrissanalyse.	56
4.4 Schleif- und Polierschritte für die metallografische Gefügeanalyse.	57
4.5 Verwendete Röhren- und Scanparameter für den Lastversuch.	60
5.1 Mit dem μ CT und der Metallographie ermittelten prozentualen Abweichungen (bezogen auf den jeweiligen Maximalwert) der Gesamtrisslängen.	73
5.2 Mittels μ CT und Metallographie ermittelte prozentuale Abweichungen (bezogen auf den jeweiligen Maximalwert) des Rissvolumens.	74
5.3 Mit dem μ CT und der Metallographie ermittelten prozentualen Abweichungen der Rissanzahl.	75

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit am Institut für Angewandte Materialien-Werkstoffkunde (IAM-WK) im Rahmen des von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) geförderten Forschungsprojekts KA 1807/9-1 und GI 376/8-1 in Kooperation mit der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) Berlin.

Mein besonderer Dank gilt hierbei meinem Doktorvater Dr.-Ing. Jens Gibmeier für die Möglichkeit zur Promotion und die Betreuung. Darüber hinaus möchte ich mich für die vielen hilfreichen fachlichen Diskussionen und Anregungen bedanken, die wesentlich zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben.

Bei Prof. Dr. rer. nat. Astrid Pundt und Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Kannengießer möchte ich mich für die Übernahme des Korreferats bedanken.

Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Böhlke danke ich für die Übernahme des Vorsitzes.

Mein großer Dank gilt auch meinen Projektpartnern von der BAM: Arne Kromm, Maximilian Thomas und Jonny Dixneit für die vielen fachlichen Diskussionen und die sehr angenehme Zusammenarbeit.

Zahlreiche Personen am IAM-WK haben zu der vorliegenden Arbeit beigetragen. Hierbei gilt mein Dank den Technikern, im Besonderen Rafael Hofsäß, Ingolf Mugrauer und Marcel Miatke, den Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern der mechanischen Werkstatt, vor allem Tobias Unger und den Mitarbeiterinnen der Materialografie Adelheid Ohl, Michaela Nagel und Nadine Kandora-Mann.

Bei Dr. Stefan Guth bedanke ich mich für die Unterstützung bei den induktiven Aufschmelzversuchen und bei Dr. Sabine Schlabach für die Durchführung der REM Untersuchungen.

Ich bedanke mich auch herzlich bei allen meinen Abschlussarbeiterinnen und Abschlussarbeitern, sowie bei meinen studentischen Hilfskräften. Vor allem möchte ich an dieser Stelle Fabian Reichart nennen.

Zusätzlich möchte ich mich bei allen aktuellen und ehemaligen Kolleginnen und Kollegen des IAM-WK für die sehr angenehme Arbeitsatmosphäre bedanken. Insbesondere möchte ich mich bei meinen ehemaligen Bürokollegen Dr. Simone Schuster und Hyoungh Chul-Back, sowie meinen aktuellen Bürokollegen Nicola Simon, Dominik Kiefer und Florian Lang für die schönen Momente und die Unterstützung bedanken. Zusätzlich danke ich Florian Lang für das Korrekturlesen meiner Dissertation.

Besonders dankbar bin ich für die vielen Freundschaften, die sich im Laufe meiner Zeit am IAM-WK entwickelt haben und mit denen ich auch außerhalb des Forschungsbetriebs eine unvergessliche Zeit erleben durfte. Alle Personen zu nennen würde den Rahmen der Danksagung sprengen. Stellvertretend möchte ich allerdings zusätzlich zu den oben genannten Bürokollegen noch Dr. Hans Chen und Adriana Osuna Arrieta nennen.

Zum Schluss gebührt der größte Dank meinen Eltern und Sylvia für die unendliche Unterstützung und Geduld.