



Sicherheit in Technik und Chemie

Maximilian Thomas

**Verbesserung der Übertragbarkeit von
Erstarrungsrissprüfungen nach dem MVT-Verfahren
durch Digitalisierung der Probenauswertung**

BAM-Dissertationsreihe | Band 171

Dipl.-Ing. Maximilian Thomas

**Verbesserung der Übertragbarkeit von
Erstarrungsrissprüfungen nach dem
MVT-Verfahren durch Digitalisierung
der Probenauswertung**

Die vorliegende Arbeit entstand an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM).

Impressum

**Verbesserung der Übertragbarkeit von
Erstarrungsrisprüfungen nach dem MVT-Verfahren
durch Digitalisierung der Probenauswertung**

2022

Herausgeber:
Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)
Unter den Eichen 87
12205 Berlin
Telefon: +49 30 8104-0
Telefax: +49 30 8104-72222
E-Mail: info@bam.de
Internet: www.bam.de
Layout: BAM-Referat Z.8
ISSN 1613-4249

Die BAM ist eine wissenschaftlich-technische Bundesoberbehörde im Geschäftsbereich des Bundesministeriums für Wirtschaft und Klimaschutz.

Verbesserung der Übertragbarkeit von Erstarrungsrissprüfungen nach dem MVT-Verfahren durch Digitalisierung der Probenauswertung

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur

(Dr.-Ing.)

von Dipl.-Ing. Maximilian Thomas

geb. am 05.08.1988 in Heidelberg

genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Kannengießer

Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze

Promotionskolloquium am 3. Mai 2022

Kurzfassung

Zur Prüfung der Erstarrungsrisseranfälligkeit von Werkstoffen existiert eine Vielzahl von Prüfverfahren, die jedoch oft nur in ihren Grundzügen standardisiert sind. Ein Beispiel ist der an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung entwickelte und angewendete Modifizierte Vareststraint-/Transvareststraint-Test (MVT), der eine von vielen Umsetzungen des Vareststraint-Verfahrensprinzips darstellt. Hierbei werden durch Biegung während des Schweißens gezielt Erstarrungsrisse erzeugt und anschließend lichtmikroskopisch vermessen. Die Ergebnisse von Vareststraint-Prüfungen charakterisieren jedoch nicht allein das Werkstoffverhalten, sondern sind in hohem Maße von der Konstruktion der jeweiligen Prüfmaschine sowie den verwendeten Prüfparametern abhängig. Dies erschwert die Vergleichbarkeit von Ergebnissen, welche nicht unter exakt identischen Bedingungen ermittelt wurden, und kann darüber hinaus zu einer ungenauen oder unvollständigen Bewertung des Werkstoffverhaltens führen.

Die vorliegende Arbeit widmet sich zunächst der detaillierten Ausgestaltung der geometrischen Zusammenhänge rund um die Ausbreitung von Erstarrungsrisen während der Vareststraint-Prüfung. Mit Blick auf Prokhorovs Technological Strength Theory und die sich daraus ergebenden erstarrungsrisserkritischen Temperaturen wird anschließend eruiert, wie aus den Anfangs- und Endkoordinaten der entstandenen Risse auf das charakteristische Erstarrungsrisserverhalten geschlossen werden kann. Die daraus entwickelte Bewertung der Risseranfälligkeit ist weitestgehend von den Prüfparametern und weiteren verfahrensspezifischen Einflüssen entkoppelt, wodurch eine deutlich bessere Übertragbarkeit der Ergebnisse gewährleistet ist.

Zur Erprobung der neu entwickelten Bewertungsansätze wurden zunächst MVT-Prüfungen an mehreren hochlegierten, martensitischen Schweißzusatzwerkstoffen, sowie am Nickelbasiswerkstoff Alloy 602 CA durchgeführt. So konnten einerseits verschiedene Legierungen hinsichtlich ihres Erstarrungsrisserverhaltens charakterisiert und Empfehlungen für die schweißtechnische Fertigung generiert werden. Zum anderen dienten die Proben zur vollständigen Konzipierung, Entwicklung und Validierung einer digitalen Auswertemethodik. Die eigens programmierte Software ermöglicht die schnelle und praxisgerechte Auswertung von MVT-Proben, und implementiert dabei zusätzlich die zuvor entwickelten, prozessunabhängigen Bewertungsansätze. Als Ergebnis konnten kritische Dehnraten identifiziert werden, ab deren Überschreitung die betrachteten Werkstoffe unter den verwendeten Prüfbedingungen gesteigerte Erstarrungsrisseranfälligkeiten aufweisen. So ergibt sich ein direkter Zusammenhang zwischen MVT-Prüfergebnissen und der Technological Strength Theory von Prokhorov. Die Bewertung des Werkstoffverhaltens anhand der kritischen Dehnraten erwies sich gegenüber den üblicherweise betrachteten Gesamtrisslängen als deutlich zuverlässiger. Zusammenfassend konnte gezeigt werden, dass die digitale Auswertung eine sinnvolle Verbesserung der analogen Standardauswertung darstellt.

Abstract

A multitude of testing procedures exist for the assessment of the solidification cracking susceptibilities of metal alloys. Many of these tests are only standardised on a very basic level. This also applies to the Modified Varestraint-/Transvarestraint Test (MVT), which was developed at the Federal Institute for Materials Research and Testing (BAM) and is one of many variants of the original Varestraint test. Its functional principle is the bending of flat specimens during welding. Any solidification cracks formed during the procedure are quantified in a later step using optical light microscopy. However, the test results don't exclusively characterise the analysed material, but also greatly depend on the design of the testing rig, as well as the applied testing parameters. This complicates the comparison of results obtained under different circumstances, and furthermore can lead to an inaccurate or insufficient assessment of the material characteristics.

The present work elaborates the geometrical aspects of solidification crack initiation and propagation during Varestraint testing. Applying Prokhorov's Technological Strength Theory and the ensuing Brittleness Temperature Range, it is then determined how the start and end points of solidification cracks can be used to characterise the materials solidification cracking susceptibility. Ultimately, these insights are developed into a standard of evaluation which aims to eliminate the influence of testing parameters and characteristics, helping to greatly improve the comparability of Varestraint testing results.

To test the newly developed standard of evaluation, MVT tests were carried out on several high-alloyed martensitic steels, as well as on the nickel-based Alloy 602 CA. On the one hand, the obtained results provide detailed characterisations of the solidification cracking susceptibilities of different materials as well as guidelines for their use in welding processes. On the other hand, the specimens were used for conception and validation of a novel, digital examination procedure. The software developed for this purpose allows for fast and practice-oriented examination of MVT specimens. At the same time, the new software implements the previously developed standard of evaluation to eliminate the influence of testing parameters. As a result, critical strain rates could be identified, which indicate the transition towards increased solidification cracking susceptibility under the respective circumstances. In this way, a direct connection between MVT test results and Prokhorov's Technological Strength Theory can be drawn. Compared to the Total Crack Length, which is usually given as a test result, critical strain rates were found to be a more reliable characteristic. In summary, the newly developed procedures were proven to be a meaningful improvement of the current, analogue standard procedure.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter im Fachbereich 9.4 Integrität von Schweißverbindungen an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM).

Mein großer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil Thomas Kannengießer für seine fachliche Betreuung und Unterstützung während meiner Zeit an der BAM, sowie für die Übernahme des Erstgutachtens zu dieser Arbeit. Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze danke ich herzlich für sein Interesse, seine konstruktive Kritik und für die Übernahme des Koreferats.

Ebenfalls möchte ich Herrn Dr.-Ing. Arne Kromm für seine stetige Unterstützung, sein großes Vertrauen und seine wertvolle Expertise, die diese Arbeit entscheidend mitgeprägt haben, meinen tiefsten Dank aussprechen.

Den Projektpartnern vom Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Herrn Dr.-Ing. Jens Gibmeier und Herrn Dr.-Ing. Florian Vollert danke ich für die gute Zusammenarbeit im Rahmen des gemeinsam bearbeiteten DFG-Vorhabens (KR 3917/2-2, GI 376/8-2), für ihre wertvolle Unterstützung und zahlreiche anregende Diskussionen. Der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) sei an dieser Stelle für die Finanzierung gedankt.

Großer Dank gebührt auch den Kolleginnen und Kollegen an der BAM für ihre tatkräftige Unterstützung. Besonders erwähnen möchte ich Frau Marina Marten und Frau Mareike Kirstein für unzählige metallografische Schlitze und Probenauswertungen, Herrn Michael Richter für seinen unermüdlichen Einsatz an breiter Front, Herrn Frank Köhler und Herrn Peter Friedersdorf für ihre Hilfe bei der Vorbereitung und Durchführung von Versuchen, Herrn Dipl.-Ing. Thomas Michael für seine wertvolle Unterstützung bei der Probenherstellung, Herrn Dipl.-Ing. Marco Lammers und Herrn Christian Schippereit für schnelle und tatkräftige Hilfe zu jeder Zeit, Herrn Dipl.-Ing. Andreas Hannemann für das vermittelte Fachwissen in unzähligen Bereichen, Herrn M.Sc. Antoni Artinov für seine Expertise bei der Validierung numerischer Berechnungen, sowie die vielen weiteren Kolleginnen und Kollegen aus anderen Fachbereichen der BAM für ihren Einsatz bei der Durchführung von Messungen oder bei der Herstellung vieler, vieler Proben. Herrn M.Sc. Adam Butz, Herrn Dr.-Ing. Oded Sobol, Herrn Dr.-Ing. Tobias Mente und Herrn Jun.-Prof. Dr.-Ing. Michael Rhode danke ich darüber hinaus von Herzen für ihren geschätzten Rat und ihre vielfältige Hilfe.

Schließlich möchte ich meinem Bruder für seine beeindruckend präzise Korrektur dieser Arbeit danken, sowie meinen Eltern für ihre jahrzehntelange Unterstützung und Förderung, ohne die mir viele Türen verschlossen geblieben wären. Christina, Du hast all dies zusammengehalten, und mir Deine Geduld geliehen, wo sich meine dem Ende neigte – Danke!

Inhaltsverzeichnis

1.	Einleitung	1
2.	Stand der Forschung	3
2.1.	Theorie der Erstarrungsrissbildung	3
2.1.1.	Technological Strength Theory nach Prokhorov	3
2.1.2.	Initiierung und Ausbreitung von Erstarrungsrissen	6
2.1.3.	Einflussfaktoren der Erstarrungsrissbildung	9
2.2.	Grundlagen der Erstarrungsrissprüfung	15
2.3.	Der Varestraint-Test	17
2.3.1.	Der Modifizierte Varestraint-/Transvarestraint-Test (MVT)	19
2.3.2.	Einfluss der Prüfparameter	23
2.3.3.	Übertragbarkeit von Ergebnissen	26
2.3.4.	Ergebnisunsicherheit	27
2.4.	Quantifizierung werkstoffspezifischer Erstarrungsrissanfälligkeiten	27
2.5.	Low Transformation Temperature Schweißzusatzwerkstoffe	33
2.6.	Schlussfolgerungen zum Kenntnisstand	34
3.	Zielsetzung und Vorgehensweise	37
4.	Theoretische Betrachtungen zur Ausbreitung von Erstarrungsrissen	39
4.1.	Bestandteile von Risslängen	39
4.2.	Einfluss der Deformationsdauer	41
4.3.	Orientierung und Lage von Rissen	41
4.4.	Gesättigte und ungesättigte Risse	43
4.5.	Bewertung des Sättigungsfaktors	44
4.6.	Bestimmung der Relativen Risslänge	45
4.7.	Schlussfolgerung	46
5.	Experimentelle Durchführung	47
5.1.	Werkstoffe	47
5.2.	Fertigung der MVT-Proben	48
5.3.	Grundwerkstoffe der MVT-Schweißgutproben	49
5.4.	Durchstrahlungsprüfung der MVT-Schweißgutproben	50
5.5.	MVT-Prüfung	50
5.6.	Analyse des Werkstoffgefüges	53

5.7.	Untersuchungen der Probenmorphologie	53
6.	Entwicklung von Software-Tools zur Analyse von Rissen und Prüfparametern	55
6.1.	Digitale Auswerterroutine zur Quantifizierung von Oberflächenrissen	55
6.1.1.	Herstellung hochauflösender Oberflächenaufnahmen	55
6.1.2.	Datenverarbeitung in Matlab	56
6.2.	Sensitivitätsanalyse zum Einfluss der MVT-Prüfparameter	69
7.	Ergebnisse und Diskussion	71
7.1.	Auswertung der MVT-Prüfungen	71
7.1.1.	LTT-Schweißzusätze vom Typ Chrom-Nickel	71
7.1.2.	LTT-Schweißzusätze vom Typ Chrom-Mangan	76
7.1.3.	Vergleichende Betrachtung der verschiedenen LTT-Legierungen	80
7.1.4.	Alloy 602 CA (NiCr25FeAlY)	82
7.2.	Einfluss des Grundwerkstoffs bei der MVT-Prüfung von Schweißgut	82
7.3.	Validierung der digitalen Auswertemethodik	87
7.4.	Einfluss der MVT-Prüfparameter	89
7.4.1.	Numerische Analysen	89
7.4.2.	Rissaufkommen in Abhängigkeit der Deformationsgeschwindigkeit	95
7.5.	Quantifizierung der Erstarrungsrissanfälligkeit	97
8.	Zusammenfassung und Schlussfolgerungen	101
	Literaturverzeichnis	105
	Abbildungsverzeichnis	115
	Tabellenverzeichnis	121
	Abkürzungen und Formelzeichen	123
	Ausgewählter Quellcode	127

1. Einleitung

Erstarrungsrisse sind ein Schweißfehler aus der Gruppe der Heißrisse. Der Begriff umfasst verschiedene Arten von Defekten, die mit dem Erstarrungsvorgang bei Schmelzschweißungen an Metallen in Verbindung stehen. Es handelt sich um interkristalline Materialtrennungen, die während des Schweißens bei der Abkühlung am Übergang flüssig/fest entstehen. Voraussetzung für die Heißrissentstehung ist eine grundsätzliche werkstoffseitige Anfälligkeit sowie die Einwirkung kritischer Dehnungen in bestimmten Temperaturbereichen [1].

Die maßgeblichen technischen Regelwerke [2, 3] unterteilen die Gruppe der Heißrisse in Erstarrungsrisse, Wiederaufschmelzrisse und Risse durch Verformbarkeitsabfall (Ductility-Dip-Cracks, DDC). Als Erstarrungsrisse werden dabei solche Risse bezeichnet, die im Schweißgut während der Erstarrung entstehen. Heißrisse unmittelbar an der Schmelzlinie im Grundwerkstoff, oder, im Fall von Mehrlagenschweißungen, im angrenzenden Schweißgut, werden als Wiederaufschmelzrisse bezeichnet. Als DDC werden Heißrisse bezeichnet, die in einiger Entfernung von der Schmelzlinie infolge eines Verformbarkeitsabfalls des Werkstoffes entstehen. Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich ausschließlich mit Erstarrungsrisen.

Zur Beurteilung von Werkstoffen hinsichtlich ihrer Anfälligkeit für Erstarrungsrisse existieren zahlreiche Prüfverfahren. An der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) kommt der eigens entwickelte Modifizierte Varestreint-/Transvarestreint-Versuch (MVT) zur Anwendung. Die MVT-Prüfung stellt eine simple und etablierte Möglichkeit zur Beurteilung der Erstarrungsrisseanfälligkeit dar. Die Bewertung der Prüfergebnisse nach MVT-Standardvorgehen betrachtet allerdings weder Lage und Orientierung der entstandenen Risse noch die zugrundeliegenden Temperaturen. Der volle Umfang der aus der Prüfung extrahierbaren Informationen wird daher bislang nicht vollständig ausgenutzt.

Die vorliegende Arbeit befasst sich zunächst mit den Grundlagen der Erstarrungsrissebildung, sowie mit der ausführlichen Betrachtung von Entstehung und Ausbreitung der Risse im MVT-Versuch. Darauf aufbauend wird eruiert, welche zusätzlichen Informationen sich aus MVT-Proben nach erfolgter Prüfung gewinnen lassen, und wie diese Informationen mit Hilfe digitaler Auswertemethoden zugänglich gemacht werden können. Zur Validierung der neu entwickelten Auswertung wurden schließlich Experimente an geeigneten Werkstoffen durchgeführt, deren Ergebnisse abschließend diskutiert und bewertet werden.

2. Stand der Forschung

2.1. Theorie der Erstarrungsrisssbildung

Das Phänomen der Erstarrungsrisssbildung beschäftigt die Forschung bereits seit den 1940er Jahren, und es wurden über die Jahre zahlreiche Theorien zu seiner Erklärung formuliert. Einige bedeutende Vertreter sind systematische Ansätze wie die Generalized Theory (Borland, 1690) [4] und deren Weiterentwicklung zur Modified Generalized Theory (Matsuda, 1982-1990) [5, 6], oder theoretisch analytische Modelle wie ROF-ROS (Rate of Feeding - Rate of Shrinking, Feurer, 1977) [7] und RDG (Rappaz, Drezet, Gremaud, 1999) [8].

Im Gegensatz zu vielen anderen Erstarrungsrisstheorien beschränkt sich die Technological Strength Theory von Prokhorov [9] auf die rein phänomenologische Betrachtung der Erstarrungsrisssbildung, ohne dabei qualitative Aussagen zu deren Ursachen oder den zugrundeliegenden Mechanismen zu treffen. Stattdessen wird die Existenz eines Brittleness Temperature Range (BTR, deutsch: Temperaturintervall der Sprödigkeit, TIS) postuliert, innerhalb dessen bei Überschreitung einer kritischen Beanspruchung (Technological Strength) Erstarrungsrisse entstehen können. Der Begriff Sprödigkeit („brittleness“) ist jedoch strenggenommen irreführend gewählt, vielmehr handelt es sich um einen vorübergehenden Verlust der Duktilität.

Die Technological Strength Theory ist vergleichsweise wenig umfangreich, lässt sich aber experimentell leicht nachvollziehen, wodurch ihr bis heute große Beachtung zukommt. Auch die vorliegende Arbeit orientiert sich in der Betrachtung von Erstarrungsrisen vornehmlich an Prokhorovs Theorie. Sie soll daher zunächst in den folgenden Absätzen detaillierter erläutert werden.

2.1.1. Technological Strength Theory nach Prokhorov

Für den Verlauf der Erstarrung wird das Material bei Prokhorov vereinfachend als Zwei-Phasen-Gemisch angesehen (flüssig – fest). In teilweise schmelzflüssigen Bereichen können sich keine Schubspannungszustände im klassischen Sinne ausbilden, und Belastungen können auch bei zunehmendem Festphasenanteil vorerst noch durch Zirkulation der Schmelze um bereits gebildete Körner herum aufgenommen werden, ohne dass diese Körner dabei eine Verformung erfahren würden. Unterhalb der Liquidustemperatur behält das Material also kurzzeitig noch die unbeschränkte Duktilität des flüssigen Zustandes. Der Punkt, ab dem diese Eigenschaft verloren geht, markiert die obere Grenze des BTR. Sobald die Körner beginnen zusammenzuwachsen, kann eine Deformation des Materials jedoch nicht mehr rein durch Umverteilung der teilflüssigen Phase und damit durch Bewegung der ausgeprägten Körner relativ zueinander geschehen. Bis zu dem Punkt, an dem die Korngrenzen über ausreichende Festigkeit verfügen, um äußere Lasten wieder in größerem Umfang aufnehmen zu können (untere Grenze des BTR), weist das Material daher ein Minimum an Duktilität auf. In diesem Zusammenhang führt Prokhorov den Begriff der „technologischen Festigkeit“ ein, welcher die Festigkeit eines Materials innerhalb des BTR beschreibt. Erstarrungsrisse können nach Prokhorovs Definition daher zwischen den beiden kritischen Grenzisothermen $T_{BTR,max}$ und $T_{BTR,min}$ entstehen, sobald die technologische Festigkeit des Materials überschritten wird.

Da die Gesetze der Festkörpermechanik für den hier vorliegenden Fall teilflüssiger Körper nicht anwendbar sind, wird die technologische Festigkeit anhand der maximalen Dehnung quantifiziert, mit der ein Körper beaufschlagt werden kann, ohne dass sich Erstarrungsrisse bilden. Die Dehnung stellt daher neben der Temperatur den zweiten kritischen Parameter dar.

Die technologische Festigkeit kann somit zweidimensional veranschaulicht werden, indem Dehnung über Temperatur aufgetragen wird. Die Darstellung umfasst dabei die obere und die untere Grenztemperatur des BTR, sowie die Dehnung, die ab Durchschreiten der oberen Grenztemperatur im Laufe der Abkühlung vereinfachend als linear zunehmend angenommen wird. Es ergibt sich das Diagramm in Abbildung 2.1. Der schraffierte Bereich ist dabei der kritische Bereich, innerhalb dessen die Voraussetzungen der Erstarrungsrissbildung erfüllt sind. Sobald also eine Überschneidung des Dehnungsverlaufes mit dem kritischen Bereich des BTR eintritt, kommt es der Theorie nach zur Entstehung von Erstarrungsrissen. Die hierzu minimal erforderliche Grenzdehnung wird im Diagramm als P_{\min} bezeichnet.

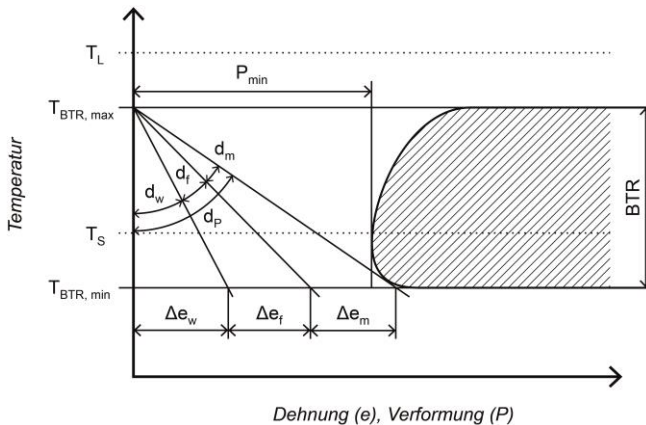


Abbildung 2.1: Technologische Festigkeit und Brittliness Temperature Range (BTR) nach Prokhorov [9]

Prokhorov unterscheidet dabei, wie in Abbildung 2.1 dargestellt, zwischen den folgenden Teildehnungen:

- Δe_f – Konstruktiv induzierte Volumendeformation. Abhängig von der Steifigkeit des Bauteils, Nahtform, Prozessparameter und den Materialeigenschaften (auch Bereiche des Bauteils, deren Temperaturzustand sich nicht innerhalb des BTR befindet, beeinflussen jene Verformungen, die auf die erstarrende Naht wirken)
- Δe_w – Thermisch induzierte Deformation bzw. Schrumpfung, vereinfachend als rein materialabhängig angenommen
- Δe_m – Variable Reserve. Risse bilden sich, wenn $\Delta e_m \leq 0$

Die technologische Festigkeit des Materials ergibt sich aus den drei Teildehnungen und der zur Rissbildung erforderlichen Dehnung P_{\min} wie folgt:

$$\Delta e_m = P_{min} - (\Delta e_w + \Delta e_f) \quad \text{Gleichung 2.1}$$

Es bestehen außerdem die folgenden Zusammenhänge zwischen den eingeführten Dehnungen e und den jeweiligen Dehnraten d :

$$\Delta e = d \cdot BTR \quad \text{Gleichung 2.2}$$

$$P_{min} = d_p \cdot BTR \quad \text{Gleichung 2.3}$$

Für den Fall der Rissentstehung ist die variable Dehnungsreserve erschöpft ($d_m = 0$), womit gilt:

$$d_p - d_w = d_f \quad \text{Gleichung 2.4}$$

Die rechte Seite der Gleichung kann als konstruktionsspezifischer Kennwert angesehen werden. Analog entspricht die linke Seite dem materialspezifischen Anteil, und wird auch als „Technological Strength Index“ (TSI) bezeichnet. Die Dehnraten werden dabei jeweils nach der Temperatur definiert:

$$d = \frac{\partial e}{\partial T} \quad \text{Gleichung 2.5}$$

Für den realen Anwendungsfall der Prüfung eines Probenkörpers hinsichtlich der maximal tolerierbaren Dehnrates wird die Verknüpfung von mechanischen und thermischen Prozessrandbedingungen über die zeitabhängige Verformungsrate der Probe wie folgt angegeben:

$$\frac{\partial e}{\partial t} = \frac{\partial e}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = d_c \frac{\partial T}{\partial t} \quad \text{Gleichung 2.6}$$

Es ergibt sich für die temperaturabhängige kritische Verformungsrate:

$$d_c = \frac{\frac{\partial e}{\partial t}}{\frac{\partial T}{\partial t}} \quad \text{Gleichung 2.7}$$

Die Verformungsrate kann somit entweder über die Probendehnung oder die Temperaturführung beeinflusst werden. Durch Variation eines der beiden Einflussfaktoren lässt sich eine Schar von Beziehungen zwischen d_c und dem jeweils anderen Faktor finden.

Bei Veränderung der Abkühlbedingungen verändert sich nicht nur die Abkühlrate gemäß der obenstehenden Definition, sondern auch der TSI. Dieser Effekt ist verschiedenen Seigerungsgraden geschuldet. Für die Bestimmung materialspezifischer, kritischer Kennwerte ist es daher erforderlich, die Prüfparameter zu variieren.

Metallurgische Einflüsse werden im Rahmen der Technological Strength Theory nur indirekt betrachtet. Lediglich der Volumensprung während der Abkühlung ist in gewissem Maße abhängig von der Legierungszusammensetzung. Prokhorovs Ansatz richtet sich in seiner

Definition ausschließlich nach thermischen und mechanischen Faktoren. Die Gestalt des BTR wird hierbei lediglich hypothetisch postuliert, als Kennwert für die Heißrissanfälligkeit einer Legierung wird hingegen ihr jeweiliger TSI verwendet.

2.1.2. Initiierung und Ausbreitung von Erstarrungsrisen

Erstarrungsrisse entstehen im Verlauf der Abkühlung eines Werkstoffs unter Wechselwirkung flüssiger und fester Phasen. Auch die Ausbreitung von Erstarrungsrisen erfolgt zwingend entlang dieser sogenannten flüssigen Korngrenzenfilme [10, 11]. Zur genaueren Erläuterung der Entstehung und Ausbreitung von Erstarrungsrisen müssen somit zunächst die Zusammenhänge rund um die Kristallisation und das Kornwachstum in Schweißnähten betrachtet werden. Die Ausführungen beschränken sich dabei an dieser Stelle auf den Fall der Schmelzschweißung ohne Zusatzwerkstoff an Metallen mit kubisch flächen- und raumzentrierten Elementarzellen.

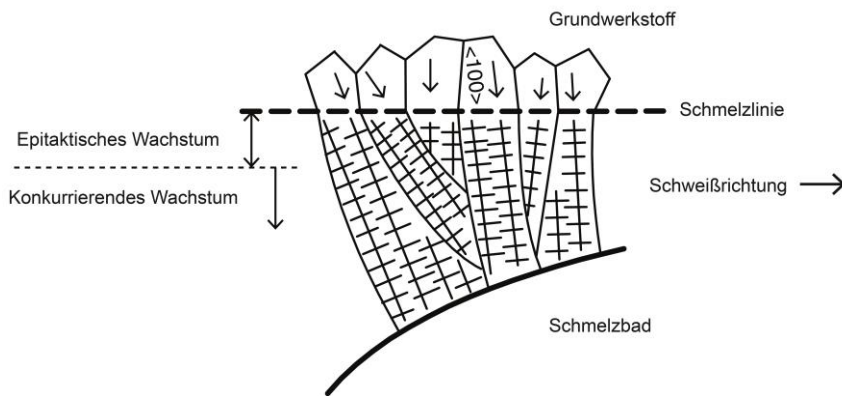


Abbildung 2.2: Ablauf der Kristallisation in einer Schweißnaht ausgehend von der Schmelzlinie nach [10]

Die Kristallisation in Schweißnähten erfolgt aufgrund der hohen Temperaturgradienten praktisch ausschließlich heterogen und vorrangig ausgehend von der Schmelzlinie. Eine Unterkühlung der Schmelze ist nicht notwendig, und es kommt unmittelbar nach Unterschreiten der Liquidustemperatur zu epitaktischem Kristallwachstum in Richtung der Nahtmitte. Der Vorgang der Kristallisation hinter dem Schmelzbad wird in Abbildung 2.2 schematisch dargestellt. Die Erstarrung erfolgt dabei bevorzugt entlang der $\langle 100 \rangle$ Richtung der bestehenden Körner [11]. Gleichzeitig ist das Kornwachstum jedoch aus thermodynamischen Gründen stets bestrebt der Richtung des maximalen Temperaturgradienten zu folgen. Das ebene, epitaktische Kornwachstum geht daher in gewissem Abstand zur Schmelzlinie über in ein konkurrierendes Wachstum zellulärer oder dendritischer Körner, die parallel zum Temperaturgradienten orientiert sind [10, 12].

Die jeweilige Kristallisationsart beeinflusst die genaue Orientierung des Kristallwachstums, wodurch es unter Umständen zu Abweichungen zwischen Kristallisationsrichtung und Temperaturgradient kommen kann. Für eine detaillierte Darstellung sei an dieser Stelle auf die Literatur verwiesen [13, 14]. Die vorliegende Arbeit folgt der gängigen Vereinfachung, dass die Kristallisation weitestgehend entlang des Temperaturgradienten erfolgt [10]. Dieser steht in unmittelbarer Umgebung des Schmelzbaus an jedem Punkt senkrecht auf dessen Rand,

wie in Abbildung 2.3 dargestellt. Durch die lineare Bewegung des Schmelzbads ändert sich daher die bevorzugte Wachstumsrichtung der Kristallite mit zunehmendem Abstand von der Schmelzlinie.

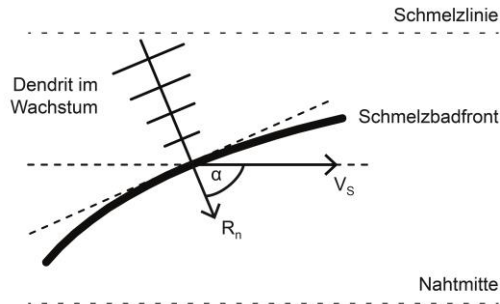


Abbildung 2.3: Orientierung der Kristallisationsrichtung R_n normal zur Schmelzbadfront, in Anlehnung an [10, 11]

$$|R_n| = |V_s| \cdot \cos \alpha$$

Gleichung 2.8

Die Kristallisationsrate berechnet sich gemäß Gleichung 2.8 aus der Schweißgeschwindigkeit V_s und deren Winkel zur Schmelzbadnormalen α . Der Winkel zwischen Nahtmittelachse und Kristallisationsverlauf verändert sich daher von $\alpha = 90^\circ$ an der Schmelzlinie hin zu $\alpha = 0^\circ$ in der Nahtmitte, wodurch es schließlich zwangsläufig zu konkurrierendem Kornwachstum kommt. Körner, deren bevorzugte Wachstumsrichtung entlang des Temperaturgradienten liegt, wachsen bevorzugt und verdrängen Körner mit ungünstigerer Orientierung [10]. Die bevorzugte Kristallwachstumsrichtung ist somit eine Funktion der Schmelzbadgeometrie [15].

Die Kornstruktur der erstarrten Naht hängt daher maßgeblich von der Form des Schmelzbads ab. Abbildung 2.4a zeigt sinnbildlich den Verlauf des Kornwachstums bei elliptischem Schmelzbad, und lässt erkennen, wie Körner ausgehend von der Schmelzlinie infolge der Bewegung des Schmelzbads einen gekrümmten Verlauf in Richtung der Nahtmitte nehmen. Demgegenüber steht das in Abbildung 2.4b dargestellte Kornwachstum im Falle eines tropfenförmigen Schmelzbads, wo infolge des geraden Schmelzbadrands entsprechend geradlinige Stängelkristalle entstehen, die schließlich in einer Nahtmittlenkorngrenze zusammenwachsen.

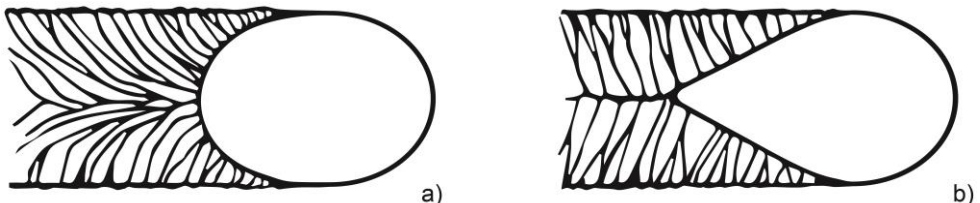


Abbildung 2.4: Verschiedene Schmelzbadformen und die daraus resultierende Kornstruktur: elliptisches Schmelzbad (a), tropfenförmiges Schmelzbad mit Nahtmittlenkorngrenze (b) nach [16]

Notwendige Voraussetzung für die Entstehung von Erstarrungsrissen im rissanfälligen Bereich ist das Vorhandensein von Dehnungen senkrecht zur Erstarrungsrichtung [8, 17]. Überschreiten diese Dehnungen schließlich einen kritischen Betrag, werden die flüssigen Korngrenzenfilme getrennt [18]. Auch das Wachstum von Erstarrungsrissen erfolgt entlang der Erstarrungskorngrenzen, und somit bevorzugt senkrecht zur Schmelzbadfront [14, 19]. Gleichermäßen können Erstarrungsrisse auch innerhalb des rissanfälligen Bereichs gestoppt werden, wenn das Wachstum der Korngrenzen, entlang derer sie verlaufen, an schneller wachsenden Körnern günstigerer Orientierung zum Erliegen kommt.

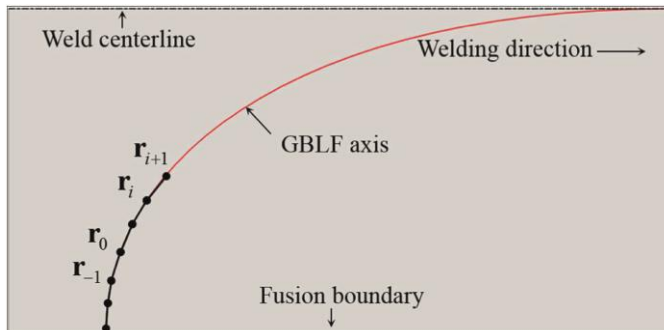


Abbildung 2.5: Analytisch bestimmter Verlauf der flüssigen Korngrenzenfilme (grain boundary liquid films, GBLF) von der Schmelzlinie zur Nahtmitte mit fortschreitender Bewegung des Schmelzbaus [20]

Draxler und Kollegen konnten die Dicke von flüssigen Korngrenzenfilmen und die in ihnen herrschenden Drücke entlang des Kristallisationsverlaufs analytisch bestimmen [20-22]. Auf diese Weise lässt sich eine Abschätzung hinsichtlich der wahrscheinlichsten Entstehungsorte von Erstarrungsrissen entwickeln. Die Arbeiten illustrieren außerdem den Verlauf der entstandenen Risse entlang der Erstarrungskorngrenzen entsprechend der Darstellung in Abbildung 2.5.

Gemäß der im vorigen Abschnitt betrachteten theoretischen Hintergründe ist für die Entstehung und das Wachstum von Erstarrungsrissen zunächst eine Rissanfälligkeit innerhalb des kritischen Temperaturintervalls (BTR) erforderlich. Um die Lage der Grenzisothermen des BTR ($T_{BTR,max}$ und $T_{BTR,min}$) auf der Schweißnahtoberfläche zu illustrieren, wurden diese in Abbildung 2.6 schematisch um das Schmelzbad herum eingezeichnet. Zusammen mit den Schmelzlinien fassen die Grenzisothermen denjenigen geometrischen Bereich ein, innerhalb dessen Erstarrungsrisse auftreten können. Dieser geometrische Bereich soll im Folgenden als „rissanfälliger Bereich“ bezeichnet werden. Er befindet sich in einem teilflüssigen Aggregatzustand, und wird daher im englischen auch „mushy zone“ (breiiger Bereich) genannt [11].

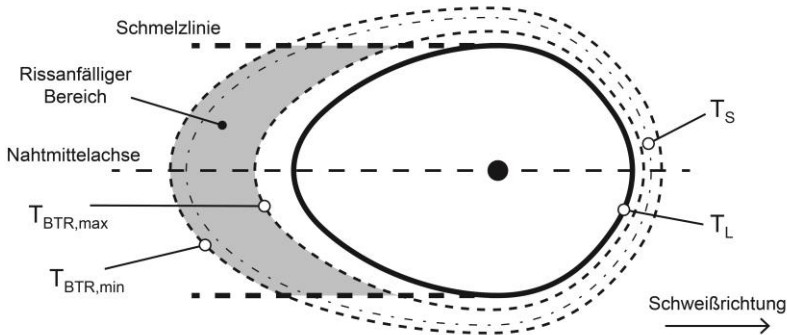


Abbildung 2.6: Eingrenzung des rissanfälligen Bereichs durch die beiden Grenzisothermen des BTR und die Schmelzlinien der Naht

Entsprechend lässt sich den Anfangs- und Endpunkten eines Erstarrungsrisses jeweils eine bestimmte Temperatur zuordnen. Sofern der betrachtete Riss das gesamte BTR des Werkstoffs abdeckt, entsprechen diese den beiden Rissenden zugeordneten Temperaturen genau $T_{BTR,max}$ und $T_{BTR,min}$. Grundsätzlich lässt sich auf diese Weise das BTR eines Werkstoffs aus den Längen von Erstarrungsrissen rekonstruieren. Entsprechende Untersuchungen zur Lage von Erstarrungsrissen wurden unter anderem von Kannengießler und Kollegen mittels Mikrofokus-Röntgen-Computertomografie (μ CT) durchgeführt [23]. Vollert und Kollegen erweitern diese Methodik mit Blick auf die qualitative Bewertung der Koordinaten der detektierten Risse [24-26]. So konnte gezeigt werden, dass die Lage der Grenzisothermen des BTR auch im dreidimensionalen Raum aus dem Ort und dem Verlauf von Erstarrungsrissen rekonstruiert werden kann.

2.1.3. Einflussfaktoren der Erstarrungsrissbildung

Ob und in welchem Umfang in einem bestimmten Anwendungsfall Erstarrungsrisse auftreten hängt von zahlreichen Einflussfaktoren ab, welche zudem teilweise durch komplexe Wechselwirkungen verknüpft sind. Sie lassen sich einteilen in werkstoffseitige bzw. metallurgische Einflüsse, mechanische Randbedingungen (auch solche, die durch die Bauteilgeometrie induziert werden) und prozessseitige Einflüsse. Zwischen den einzelnen Faktoren bestehen vielfältige Wechselwirkungen, wie in Abbildung 2.7 vereinfachend dargestellt. Verschiedene Prozessparameter können beispielsweise in unterschiedlichem Maße thermische Dehnungen hervorrufen, und so die Geometrie des betrachteten Kontinuums entscheidend verändern. Der Temperaturbereich, in dem solche geometrische Faktoren einen kritischen Einfluss auf die Erstarrungsrissbildung haben können, wird dabei von den Eigenschaften des Werkstoffs vorgegeben. Diese haben wiederum einen entscheidenden Einfluss auf den Kausalzusammenhang zwischen Prozessparameter und resultierender thermischer Dehnung. Ähnliche Einteilungen finden sich in der Literatur in teilweise leicht abweichender Form [27, 28], wobei die Gewichtung und Zuordnung der verschiedenen Einflüsse aufgrund der zahlreichen Wechselwirkungen nicht immer eindeutig sind. Zusammenfassend bleibt jedoch festzuhalten, dass für eine zuverlässige Bewertung der Erstarrungsrissgefahr in einem bestimmten Anwendungsfall stets die Gesamtheit aller Einflussfaktoren zu betrachten ist.

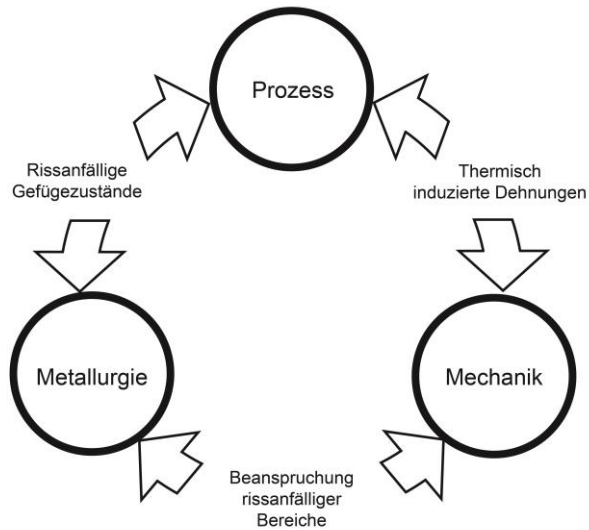


Abbildung 2.7: Einflussfaktoren auf die Heißrissentstehung, in Abgrenzung zu [27]

Im Folgenden sollen die einzelnen Einflussfaktoren der drei oben genannten Kategorien hinsichtlich ihrer qualitativen Effekte charakterisiert werden. Aus Gründen der Übersichtlichkeit konzentriert sich die Aufstellung auf praxisrelevante Aspekte auf dem Gebiet der Lichtbogen-schweißverfahren. Entscheidend sind dabei stets die im zuvor beschriebenen, rissanfälligen Bereich der Schweißnaht wirkenden, lokalen Dehnungen.

2.1.3.1. Metallurgische Einflüsse

Auf eine ausführliche Diskussion der Einflüsse verschiedener Legierungselemente auf die Erstarrungsrissneigung eines Werkstoffs soll an dieser Stelle verzichtet werden. Entsprechende Aufstellungen finden sich in [29], [12] und [6]. Stattdessen bieten die folgenden Abschnitte einen grundsätzlichen Überblick der bedeutsamsten metallurgischen Aspekte, die die Erstarrungsrissneigung maßgeblich beeinflussen.

Erstarrungsintervall

Das Erstarrungsintervall eines Werkstoffs korreliert in der Regel eng mit dessen BTR, und hat daher einen entscheidenden Einfluss auf die werkstoffseitige Erstarrungsrissneigung. Bestimmte Legierungselemente oder Verunreinigungen, die an der Bildung niedrigschmelzender Phasen beteiligt sind, und somit das Erstarrungsintervall eines Werkstoffs vergrößern, haben daher einen kritischen Einfluss auf die Erstarrungsrissanfälligkeit [11]. Im Falle von Eisenbasiswerkstoffen sind allen voran Phosphor und Schwefel zu nennen, ferner beispielsweise auch Bor, Arsen, Zinn oder Kupfer. Wie schädlich deren Einfluss genau ist, hängt unter anderem davon ab, wie effektiv sie von anderen Elementen abgebunden werden oder wie hoch ihre Löslichkeit im jeweiligen Kristallgitter ist [12, 28]. Allerdings ist ein breites Erstarrungsintervall kein hinreichendes Kriterium für eine erhöhte Rissneigung, wie sich am Beispiel von Aluminium-Magnesium-Legierungen zeigt. Trotz eines allgemein breiten Erstarrungsintervalls gelten sie dank ausgeprägter Festkörperdiffusion als ausgesprochen schweißgeeignet [30].

Orte, an denen sich niedrigschmelzende Verunreinigungen sammeln und anreichern, sind daher ein bevorzugter Entstehungsort von Erstarrungsrissen. Dies unterstreicht die im vorigen Abschnitt diskutierte Bedeutung der Korngrenzen, betrifft aber weiterhin auch interdendritische Bereiche, oder auf makroskopischer Skala den Bereich der Schweißnahtmitte, wo sich durch die elliptische Form des Schmelzbads stets die zuletzt erstarrenden Verunreinigungen sammeln [27].

Während flüssige Korngrenzenfilme grundsätzlich Voraussetzung für die Erstarrungsrissbildung sind, zeigt sich, dass die Erstarrungsrissneigung sinkt, wenn größere Mengen an Eutektikum gleichzeitig erstarren. Insgesamt weisen eutektische Legierungszusammensetzungen eine hohe Resistenz gegen Erstarrungsrissbildung auf. Sind zum Ende der Erstarrung ausreichende Mengen flüssiger Bestandteile im erstarrenden Gefüge zugegen, können vormals entstandene Erstarrungsrisse mit Schmelze aufgefüllt werden [11]. Dieser Vorgang wird auch als Rissausheilung bezeichnet. Weiterhin bilden Eutektika aufgrund ihres kurzen Erstarrungsintervalls weniger verzweigte Dendritennetzwerke aus, was ebenfalls das Nachfließen von Schmelze und damit die Ausheilung von Rissen erleichtert [12, 27].

Morphologie von Körnern bzw. Korngrenzenfilmen

Für die Kohärenz des Verbundes aus Restschmelze und erstarrter Matrix stellt die Morphologie der Korngrenzenfilme ein entscheidendes Kriterium dar. Die Gefahr der Erstarrungsrissbildung steigt signifikant, sobald flüssige Bestandteile in Form eines dünnen Films vorliegen, der die Korngrenzen vollständig, aber nur leicht benetzt [2, 31, 32]. Als Maß hierfür dient der als Dihedralwinkel bezeichnete Winkel zwischen flüssiger und fester Phase [4], schematisch dargestellt in Abbildung 2.8.

Bei Unterschreiten eines kritischen Dihedralwinkels sinkt die minimale Duktilität im Sinne des BTR, wodurch schließlich die relative Rissanfälligkeit deutlich ansteigt [33]. Umgekehrt wirken sich restflüssige Bestandteile kaum negativ auf die Rissbildung aus, sofern der Dihedralwinkel ausreichend groß ist und die Restschmelze somit in den Ecken zwischen den Körnern koaguliert [34, 35]. Abbildung 2.8c illustriert diesen Sachverhalt durch die Darstellung der relativen Rissanfälligkeit in Abhängigkeit des Dihedralwinkels.

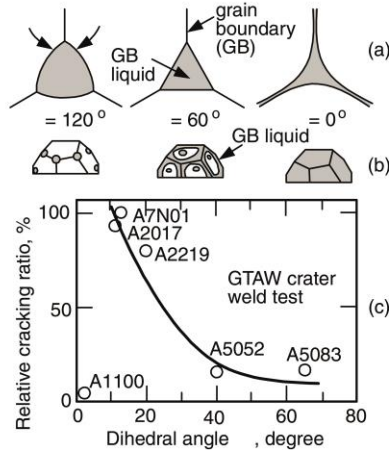


Abbildung 2.8: Verschiedene Dihedralwinkel (a), und die daraus resultierende Verteilung schmelzflüssiger Bestandteile über die Korngrenzen (b) [10]. Zusammenhang von Rissanfälligkeit und Dihedralwinkel am Beispiel verschiedener Aluminiumlegierungen (c) [36], Darstellung aus [10].

Auch die Korngröße hat entscheidenden Einfluss auf die Erstarrungsrisssneigung eines Gefüges. Je feinkörniger der Werkstoff, desto weitläufiger verteilt sich eventuell vorhandene Restschmelze, wodurch großflächige Korngrenzenfilme tendenziell verhindert werden [12]. Gleichzeitig verteilen sich Spannungen bzw. Dehnungen auf viele Korngrenzen und eventuell entstandene Risse müssen während ihres Wachstums mehr Richtungswechsel vollziehen, was sich ebenfalls günstig auf die Rissanfälligkeit feinkörniger Gefüge auswirkt [27, 37, 38].

Primärerstarrungsart

Einen weiteren metallurgischen Einflussfaktor auf die Erstarrungsrisssneigung stellt die Art der Primärerstarrung dar. Grundsätzlich lässt sich festhalten, dass primär austenitische Erstarrung einen negativen Einfluss auf die Rissneigung hat, während im Gegensatz dazu ein gewisser Ferritanteil grundsätzlich positiv zu beurteilen ist [39-41]. Ferritische und austenitische Gefüge unterscheiden sich hinsichtlich ihrer Diffusionskoeffizienten, Löslichkeiten für Legierungselemente, thermischer Leitfähigkeiten und Ausdehnungskoeffizienten, Grenzflächenenergien der Korngrenzen, sowie in der Regel auch hinsichtlich ihrer Erstarrungsmorphologie [12, 42, 43].

Die Primärerstarrungsart hochlegierter Stähle lässt sich mit ausreichender Genauigkeit anhand ihres Chrom-Nickel-Äquivalentverhältnisses abschätzen. Bei Unterschreiten eines Äquivalentverhältnisses von 1,5 kann von primär austenitischer Erstarrung ausgegangen werden [39, 44]. Abbildung 2.9 zeigt eine qualitative Einteilung verschiedener rostfreier Stähle hinsichtlich ihrer Erstarrungsrisanfälligkeit, aufgetragen über die jeweiligen $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$ -Verhältnisse. Unabhängig von den Schwefel- und Phosphorgehalten der Legierungen erweist sich die Grenze von $Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}} = 1,5$ grundsätzlich als zuverlässiges Kriterium für die Bewertung der Erstarrungsrisanfälligkeiten [45].

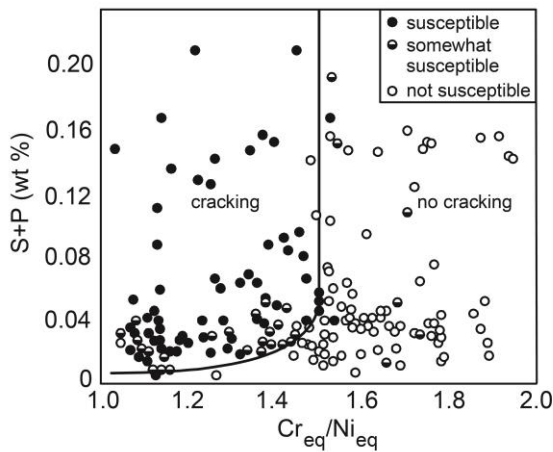


Abbildung 2.9: Einteilung verschiedener rostfreier Stähle „heißrissanfällig“ (susceptible), „mäßig anfällig“ (somewhat susceptible) und „heißrissanunfähig“ (not susceptible) in Abhängigkeit ihrer chemischen Zusammensetzung nach [44]

Allgemeine chemische Zusammensetzung

Für die chemische Zusammensetzung einer Legierung gilt daher grundsätzlich, dass Ferritbildner die Erstarrungsrissneigung eines Werkstoffs senken, während hohe Anteile an Austenitbildnern die Entstehung von Erstarrungsrissen tendenziell begünstigen. Dabei bleibt zu beachten, dass ambivalente Effekte durchaus möglich sind, wie beispielsweise im Falle von Mangan, welches zwar austenitstabilisierend wirkt, gleichzeitig aber Schwefel abbündet, der sonst die Bildung niedrigschmelzender Korngrenzenfilme begünstigen würde [28].

Mittels einfacher Kriterien wie dem Phosphor- bzw. Schwefelgehalt, oder auch anhand zahlreicher Berechnungsvorschriften kann die Heißrissanfälligkeit eines Werkstoffs basierend auf seiner chemischen Zusammensetzung außerdem überschlägig eingeschätzt werden. So beschreiben beispielsweise Borland oder Feuer Berechnungen des Einflusses einzelner Elemente auf den Dihedralwinkel oder das Erstarrungsintervall eines Werkstoffs [7, 46]. Entsprechende Ansätze spielen allerdings in der Praxis kaum eine Rolle.

2.1.3.2. Mechanische Einflüsse

Dehnungen, die auf erstarrende Schweißnahtbereiche wirken, stellen das maßgebliche Kriterium für die Erstarrungsrissbildung in der schweißtechnischen Verarbeitung dar [9, 47]. Je geringer die akkumulierten Dehnungen, die auf die erstarrende Naht wirken, desto unwahrscheinlicher ist das Erreichen der kritischen Dehnung innerhalb des erstarrungsrisskritischen Temperaturbereichs. Da dieser Temperaturbereich beim Erstarren einer Schweißnaht üblicherweise schnell durchlaufen wird, formuliert Prokhorovs Theorie die Dehnrates nach der Temperatur als kritischen Faktor. Erst bei ausreichend hoher Dehnrates kann eine erstarrungsrisskritische Dehnung effektiv erreicht werden. Die Heißrissanfälligkeit eines Werkstoffs lässt sich daher beispielsweise als Kehrwert der maximal zulässigen Dehnrates definieren, mit der das Material beaufschlagt werden kann, ohne dass Heißrisse entstehen [17].

Prokhorovs Theorie unterscheidet weiterhin zwischen intrinsischen und extrinsischen Dehnungen [9]. Erstere entstehen durch thermische Spannungsfelder, beispielsweise infolge

eventueller Phasenumwandlungen. Entsprechende Einflüsse wurden von Zacharia et al. detailliert beschrieben [48, 49]. Intrinsic Dehnungen kann beispielsweise plastische Deformation, diffusionsgestütztes Kriechen oder die Umverteilung teilflüssiger Bereiche entgegenwirken [50]. Als extrinsische Dehnungen werden diejenigen Dehnungen bezeichnet, die losgelöst vom jeweiligen Anwendungsfall betrachtet werden können, also künstlich aufgebrachte Dehnungen, oder solche, deren Höhe von der Einspannung des Bauteils abhängt. Beispielsweise wurde beobachtet, dass höhere Einspanngrade zu geringerem Erstarrungsrisssaufkommen führen [51, 52].

Als Sonderfall zwischen mechanischen und prozesstechnischen Einflussfaktoren kann das Aufschmelzen von Heftpunkten genannt werden. Dieses kann entlang der Naht mitunter zu abrupten Verformungen führen. In der Praxis sollte daher Bereichen um Heftpunkte in Bezug auf Erstarrungsrisse grundsätzlich eine höhere Aufmerksamkeit zukommen als anderen Nahtbereichen [15].

2.1.3.3. Prozesstechnische Einflüsse

Die Eigenschaften des Schweißprozesses lassen sich maßgeblich anhand des Wärmeeintrags, also der Kombination aus Schweißgeschwindigkeit und Schweißstrom quantifizieren. Eine getrennte Betrachtung der beiden Parameter hinsichtlich ihrer Einflüsse auf die Erstarrungsrisssbildung ist aufgrund zahlreicher Wechselwirkungen allerdings kaum möglich. Auf unterschiedliche Weise verändern beide den Temperaturgradienten der Naht sowie die Größe und die Form des Schmelzbads. Diese Faktoren wiederum beeinflussen sowohl metallurgische Aspekte wie das Seigerungsverhalten oder die Gefügemorphologie, als auch thermomechanische Aspekte wie die Größe des rissanfälligen Bereichs oder Form und Lage der induzierten Spannungsfelder. Im Folgenden sollen die grundlegenden Einflüsse dieser Aspekte auf die Erstarrungsrisssbildung in verkürzter Form umrissen werden. Für eine detaillierte Diskussion sei an dieser Stelle auf die Literatur verwiesen [53-55].

Die in Kapitel 2.1.3.1 aufgeführten Effekte hinsichtlich der Ansammlung von erstarrungsrissskritischen Begleitelementen in der Nahtmitte stehen in engem Zusammenhang mit der Schmelzbadform, und damit in erster Linie mit der Schweißgeschwindigkeit [56, 57]. Die gängige Lehrmeinung besagt, dass steigende Schweißgeschwindigkeiten die Erstarrungsrisssbildung begünstigen. Hintergrund ist der Übergang von ovalem zu tropfenförmigem Schmelzbad (vgl. Abbildung 2.4), wodurch die Bildung von Nahtmittenkorngrenzen begünstigt wird [37, 58, 59]. Diese wirken als Sammelbecken für niedrigschmelzende Phasen, was die Erstarrungsrisssbildung lokal stark begünstigt.

Unabhängig von der Form des Schmelzbads beeinflusst der Wärmeeintrag die Größe des Schmelzbads und den Abkühlverlauf des erstarrenden Schweißguts, und spielt somit eine entscheidende Rolle für die Ausprägung von Seigerungen auch abseits eventueller Nahtmittenkorngrenzen [60]. Grundsätzlich lässt sich außerdem festhalten, dass der rissanfällige Bereich mit steigendem Abkühlgradienten bzw. sinkender Leistung des Schweißprozesses kleiner wird.

Auch die thermisch induzierten Spannungsfelder verändern sich in Abhängigkeit des Wärmeeintrags. Bei niedrigen Schweißgeschwindigkeiten wirken in der Regel Zugspannungen senkrecht zu den thermischen und mechanischen Gradienten. Mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit können sich die Spannungsfelder in und um die Naht unter Umständen

derart wandeln, dass schließlich Druckspannungen auf das Schmelzbad wirken, die die Entstehung von Erstarrungsrissen erschweren [19, 37]. Gleiches gilt für Veränderungen des Wärmeeintrags infolge einer Erhöhung des Schweißstroms, die sich sowohl positiv [27] als auch negativ [58, 61] auswirken kann. Durch gezielte Beeinflussung der thermisch induzierten Spannungsfelder ist somit schließlich auch eine aktive Unterdrückung der Erstarrungsrissbildung möglich [62]. Die genaue Ausprägung der resultierenden Spannungsfelder hängt jedoch von weiteren Randbedingungen ab, beispielsweise der Bauteilgeometrie oder dem temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten des jeweiligen Werkstoffs.

2.2. Grundlagen der Erstarrungsrissprüfung

Um die Sicherheit geschweißter Komponenten gewährleisten zu können, bleibt auch zu beachten, in welchem Umfang die verwendeten Werkstoffe zur Bildung von Erstarrungsrissen neigen. Aufgrund der in den vorangehenden Abschnitten erläuterten komplexen Hintergründe der Erstarrungsrissbildung ist es jedoch nach derzeitigem Stand der Technik nicht möglich, das Auftreten von Erstarrungsrissen anhand der nominellen Werkstoffeigenschaften oder sonstiger Randbedingungen des Anwendungsfalls vorherzusagen. Für eine zuverlässige Bewertung von Werkstoffen hinsichtlich ihres Erstarrungsrissverhaltens sind daher experimentelle Prüfungen notwendig. Hierzu existieren unzählige Prüfverfahren [12, 28], denen grundsätzlich allen gemein ist, dass sie versuchen, künstlich einen Belastungszustand hervorzurufen, der die Rissbildung provoziert. Verschiedene Schweißverfahren können verwendet werden, um die untersuchten Werkstoffe auf entsprechende kritische Temperaturen zu bringen. Die zweite Voraussetzung, das Erreichen einer kritischen Dehnung bzw. Dehnrate, kann entweder durch sogenannte Eigen- oder durch Fremdbeanspruchung der Proben gewährleistet werden.

Das Funktionsprinzip der eigenbeanspruchenden Heißrissstests sind speziell geformte Proben, an denen sich durch den Temperatureinfluss einer eingebrachten Prüfnacht Spannungsfelder ausbilden, die erstarrungsrisskritische Dehnbeanspruchungen auf die teilflüssigen Nahtbereiche ausüben. Als Beispiel ist in Abbildung 2.10 eine Houldcroft-Probe nach erfolgter Prüfung skizziert. Bei der Prüfung nach Houldcroft [63] werden Bleche überschweißt, die mit in Schweißrichtung stetig länger werdenden Schlitzten vom Rand in Richtung Mitte versehen sind. Die thermisch induzierten Spannungsfelder erzeugen durch die in Schweißrichtung abnehmende Steifigkeit der Probe einen Rückgang der risskritischen, thermisch induzierten Dehnungen über den Nahtverlauf. Als Maß der Heißrissanfälligkeit können später die rissfreie Länge auf der Probe, die Länge des Risses oder die Schlitztiefe am Ort des Rissendes herangezogen werden.

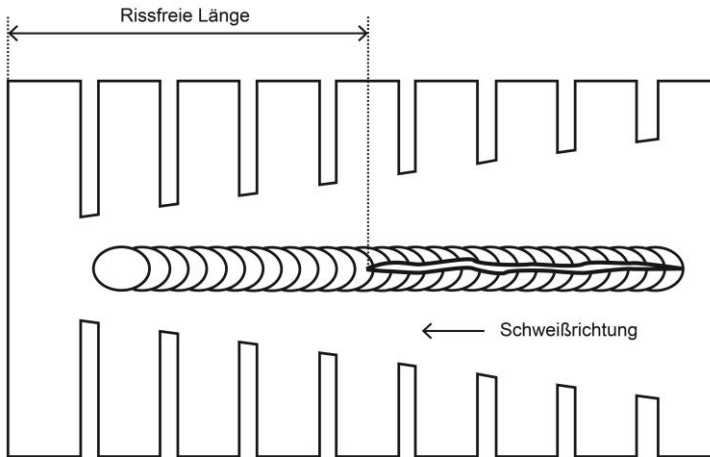


Abbildung 2.10: Schematische Darstellung einer Houldcroft-Probe nach erfolgter Prüfung

Selbstbeanspruchte Tests stellen eine vergleichsweise simple Möglichkeit der Prüfung dar, bergen allerdings auch immer das Risiko, dass sie hinter den Belastungsbedingungen realer Bauteile zurückbleiben, und so möglicherweise die Anfälligkeit des untersuchten Werkstoffs unterbewerten. Sie sind jedoch mindestens dazu geeignet, binäre Aussagen zur Rissanfälligkeit eines Werkstoffes zu liefern [15], und werden daher in der industriellen Praxis häufig zur Qualitätssicherung eingesetzt [64].

Demgegenüber steht die Gruppe der fremdbeanspruchten Heißrisstests, deren gemeinsames Funktionsprinzip die aktive Deformation von Proben in speziellen Prüfmaschinen während des Schweißens ist. Die Dehnung stellt neben der Temperatur den zweiten kritischen Einflussfaktor für die Bildung von Heißrissen dar. Durch ihre Variation können schließlich alle für die Rissbildung entscheidenden äußeren Umstände in gewissen Grenzen gezielt beeinflusst werden, was eine mehr oder weniger genaue Eingrenzung der kritischen Temperaturen und Dehnungen ermöglicht.

Es bleibt jedoch zu beachten, dass erhebliche Unterschiede zwischen den nominell aufgetragenen und den tatsächlich auf die teilflüssigen Nahtbereiche wirkenden Dehnungen bestehen können. Für die Rissbildung maßgeblich sind allerdings allein die tatsächlichen Dehnungen [15]. Ihre Verteilung im nahtnahen Bereich ist stark von den Charakteristika des verwendeten Prüfverfahrens abhängig, allem voran der Probengeometrie, der Krafteinleitung und der thermisch induzierten Spannungsfelder.

Die tatsächlichen Dehnungen in unmittelbarer Schmelzbadnähe sind nur mit beträchtlichem Aufwand zu erfassen. Entsprechende Anstrengungen wurden von Gollnow unter Verwendung digitaler Bildkorrelation (DIC, Digital Image Correlation) unternommen [65]. Es zeigte sich, dass die ermittelten Verschiebungen auf der Schmelzbadoberfläche weder ausreichend groß noch konstant genug waren, als dass sich daraus zuverlässige Rückschlüsse auf die Rissbildung ziehen lassen würden. Auch Coules et al. [66] kommen zu einem ähnlichen Schluss und unterstreichen die Problematik von Störeinflüssen und hohen Dehnungsgradienten. Im Regelfall wird daher für fremdbeanspruchte Heißrisstests die lokale Dehnung vereinfachend mit der nominellen Gesamtdehnung gleichgesetzt.

Die große Mehrzahl der fremdbeanspruchenden Heißrisstests verwendet die absolute Dehnung der Probenoberfläche als Kriterium zur Quantifizierung der mechanischen, rissbegünstigenden Einflussfaktoren. Einige Prüfverfahren betrachten allerdings stattdessen die kritische Dehnrate im Sinne der Technological Strength Theory [9] als Maß für die Heißrisanfälligkeit. Diese Verfahren bringen daher den Vorteil, dass aus den Prüfergebnissen theoretisch direkt auf die Werkstoffeigenschaften geschlossen werden kann. Beispiele sind etwa der Programmierte-Verformungsraten-Test (PVR) [67] oder der Variable-Deformation-Rate Test (VDR) [68].

Grundsätzlich bleibt festzuhalten, dass sich die Charakteristika der verschiedenen Prüfverfahren immer zu einem gewissen Grad in den erzeugten Ergebnissen wiederfinden. Daher sind Ergebnisse aus verschiedenen Prüfverfahren zu ein und demselben Werkstoff nur bedingt miteinander vergleichbar. Auch der Transfer von Prüfergebnissen auf reale Anwendungsfälle ist nur eingeschränkt möglich. Die vorliegende Arbeit soll einen Beitrag zur besseren Vergleichbarkeit von Prüfergebnissen leisten. Als Basis hierfür soll das Varestreint-Verfahrensprinzip dienen, welches daher im nächsten Abschnitt detailliert behandelt wird.

2.3. Der Varestreint-Test

Die Ursprungsvariante des Varestreint-Tests (Akronym für „Variable Restraint“) entstand in den 1960er Jahren von Savage und Lundin am amerikanischen Rensselaer Polytechnic Institute [47], und wurde seitdem in zahlreichen Varianten weiterentwickelt. Das Grundprinzip des Verfahrens ist die definierte Biegedeformation eines Bleches während des Schweißens. In denjenigen Bereichen der Schweißnaht, deren Temperatur während der Deformation im kritischen Bereich liegt, wird so die Entstehung von Heißrissen forciert. Grundsätzlich lässt sich dieses Verfahrensprinzip mit verschiedenen Schweißverfahren kombinieren, in der Praxis werden jedoch in aller Regel mittels Wolfram-Inertgas-Verfahren (WIG) hergestellte Blindnähte betrachtet.

Hinsichtlich der Aufbringung der Deformation lassen sich drei bedeutende Varianten des Varestreint-Funktionsprinzips unterscheiden. Die ursprüngliche Bauart nach Lundin (Variante A, Abbildung 2.11a) sieht eine einseitige Krafteinleitung über einen Stempel (links) und eine feste Einspannung der Probe an ihrem gegenüberliegenden Ende vor. Infolge der einsetzenden Bewegung des Stempels in Pfeilrichtung wird die Probe über eine Matrize mit dem definierten Radius R gebogen. Da sich hierbei während der Prüfung die Oberfläche der Probe in Bewegungsrichtung des Stempels absenkt, ist gegebenenfalls eine Nachführung des Schweißbrenners in Biegerichtung erforderlich, um die Lichtbogenlänge über die Prüfung hinweg konstant zu halten. Die in Abbildung 2.11b dargestellte, symmetrische Adaption des Funktionsprinzips (Variante B) kann dieses Problem umgehen, indem die Biegung simultan durch zwei Stempel an beiden Enden der Probe eingeleitet wird, wodurch der Prüfbereich in der Probenmitte ortsfest bleibt. Gleiches gilt für das in Abbildung 2.11c skizzierte Prinzip der Gesenkbiegung (Variante C).

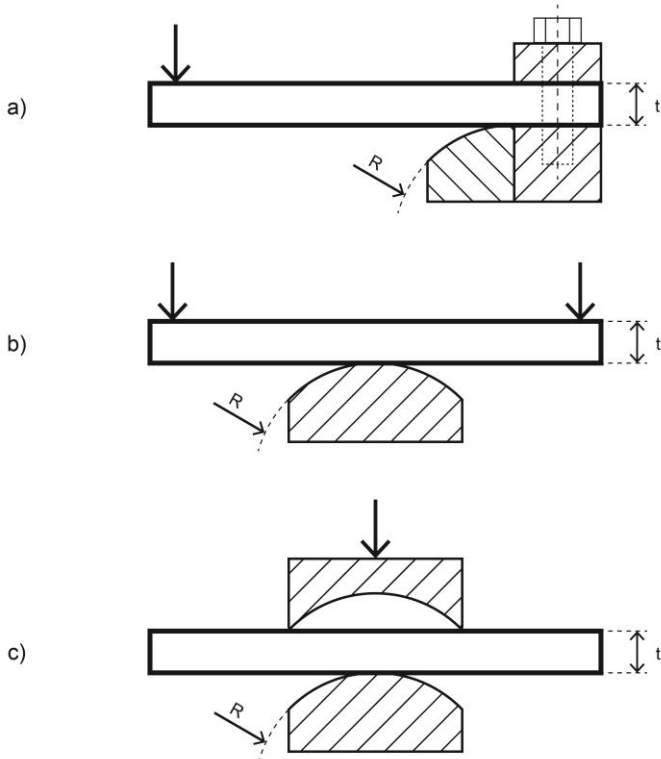


Abbildung 2.11: Verschiedene Bauformen von Vareststraint-Prüfanlagen: Ursprüngliches Prinzip nach Lundin (a), deren symmetrische Adaption (b), sowie der von der MVT-Anlage angewandte Ansatz der Gesenkbiegung (c)

Je nach Dicke und Festigkeit der Probe kann es bei Prüfmaschinen der Bauarten A und B zu Knicken oder Beulen der Probe kommen, was stark inhomogene Dehnungen der Probenoberfläche und somit ungleiche Voraussetzungen für die Rissentstehung bedeutet. Um eine gleichmäßige Biegung der Probe über die Matrize zu gewährleisten, werden daher mitunter sogenannte Support-Bleche eingesetzt (siehe Abbildung 2.12). Diese sind zur einmaligen Verwendung vorgesehen und werden längs der späteren Prüfnäht auf die Probe aufgelegt und teilweise zusätzlich durch Heftnähte fixiert [69]. Prüfmaschinen der Variante C benötigen keine Support-Bleche, da hier die aufeinander abgestimmten, konvexen und konkaven Stempel bzw. Matrizen ausreichende Steifigkeit bieten und so eine gleichmäßige Biegung gewährleisten.

Die Unterschiede im Aufbau verschiedener Prüfmaschinen und der jeweils etablierten Prüfabläufe erschweren die Standardisierung des Vareststraint-Tests. Vollwertige internationale Normen existieren zum gegenwärtigen Zeitpunkt nicht, grundsätzliche Beschreibungen des Vorgehens finden sich jedoch im nationalen Standard AWS B4.0:2016 [70] der American Welding Society (AWS) sowie im DIN-Fachbericht ISO/TR 17641-3 [71]. Allerdings legt keines der beiden Dokumente den Prüfablauf in ausreichender Detailtiefe fest, als dass Ergebnisse, die unter Beachtung der dort festgelegten Angaben ermittelt wurden, notwendigerweise untereinander vergleichbar wären.



Abbildung 2.12: Varestraint Probe mit aufgelegten Support-Blechen in einer Prüfanlage der Variante B, vor der Prüfung (links) sowie nach erfolgter Prüfung (rechts) [72]

Aus geometrischen Gründen liegt die maximale Dehnung stets an der Probenoberfläche vor, womit dort auch das höchste Rissaufkommen zu erwarten ist. Die nominelle Gesamtdehnung ε an der Probenoberfläche lässt sich aus dem Matrizenradius R und der Probendicke t für alle Varianten des Varestraint-Tests gemäß Gleichung 2.9 berechnen. Der Zusammenhang zwischen Gesamtdehnung und Verfahrenweg der Stempel hingegen ist abhängig von der Konstruktion der jeweiligen Prüfmaschine.

$$\varepsilon = \frac{t}{2R + t}$$

Gleichung 2.9

Die Auswertung von Varestraint-Proben erfolgt in der Regel durch Quantifizierung der an der Probenoberfläche entstandenen Risse. Das genaue Vorgehen ist hierbei nicht einheitlich, setzt allerdings in der Regel auf die Verwendung von Lichtmikroskopen bei festgelegter Vergrößerung. Als Ergebnis der Varestraint-Prüfung wird meist die sogenannte Gesamtrisslänge angegeben, welche sich als Summe der Längen aller Risse auf der Probenoberfläche berechnet („total crack length“, TCL). Zusätzlich wird teilweise auch die maximale Risslänge angegeben („maximum crack length“, MCL) angegeben.

2.3.1. Der Modifizierte Varestraint-/Transvarestraint-Test (MVT)

Die an der BAM verwendete Adaption des Varestraint-Tests ist der Modifizierte Varestraint-/Transvarestraint-Test MVT, in seiner ursprünglichen Form bereits zu Beginn der 1980er Jahre entwickelt von Wilken und Kleistner [73]. Die Konstruktion der Prüfanlage entspricht Variante C aus Abbildung 2.11. Es werden quaderförmige Proben mit den festen Abmessungen $100 \times 40 \times 10 \text{ mm}^3$ verwendet. Diese werden mit einem WIG-Brenner oberflächlich geschmolzen. Der Brenner wird mittels Linearachse um insgesamt 80 mm entlang der Probenlängsachse verfahren. Nach einer Wegstrecke von 40 mm steht der Brenner genau in der Probenmitte. Exakt zu diesem Zeitpunkt setzt die Verformung der Probe ein. Hierzu wird die Probe durch verschiedene Kombinationen passender Stempel und Matrizen auf einen definierten Radius gebogen.

Die MVT-Anlage kann die Proben nicht nur längs zur Schweißrichtung biegen, wie es dem ursprünglichen Varestraint-Test entspricht, sondern auch quer dazu. Dieser Modus wird als Transvarestraint („Transverse Varestraint“) bezeichnet. Zur Vereinfachung werden im Folgenden alle verwandten Modi und Unterverfahren unter dem Begriff „Varestraint“ subsumiert. Eine schematische Darstellung beider Modi ist Abbildung 2.13 zu entnehmen.

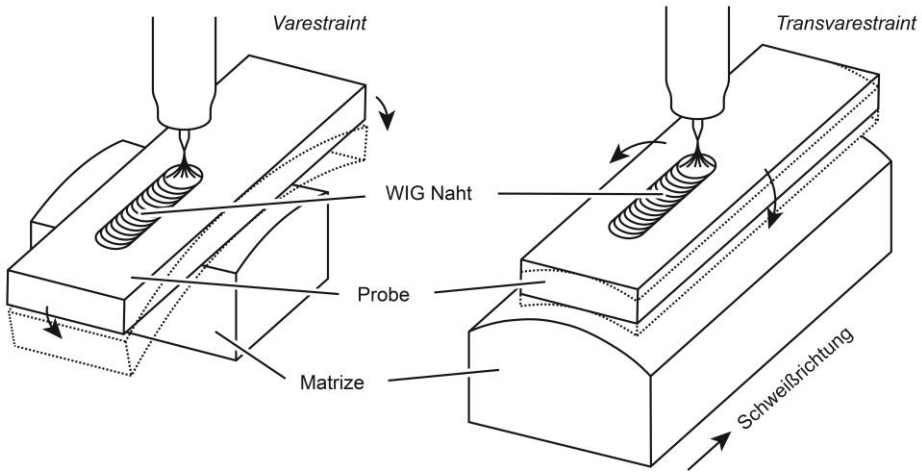


Abbildung 2.13: Schematische Darstellung des MVT-Versuchs im Varestraint- (a) bzw. im Transvarestraint-Modus (b)

Mittels sechs auswechselbarer Stempelpaare lassen sich an der MVT-Anlage sowohl im Varestraint- als auch im Transvarestraint-Modus jeweils Gesamtdehnungen von 1 %, 2 % oder 4 % einstellen. Die Krafteinleitung erfolgt durch einen hydraulisch betriebenen Kniehebelmechanismus, welcher die an einer Traverse befestigten Stempel nach unten Richtung Matrize bewegt. Der Faktor Biegegeschwindigkeit wird daher für den Fall der MVT-Anlage auch als Traversenhubgeschwindigkeit bezeichnet, und kann stufenlos auf bis zu 20 mm/s eingestellt werden.

Die Berechnung der Gesamtdehnung erfolgt nach der allgemeinen Gleichung 2.9 aus Matrizenradius und Probendicke. Der Zusammenhang zwischen Traversenhub und Gesamtdehnung ergibt sich nach [28] aus Gleichung 2.10 für den Varestraint-Modus, bzw. aus Gleichung 2.11 für den Transvarestraint-Modus.

$$H_{geo,v} = (R_M + t) - \sqrt{(R_M + t)^2 - \frac{G_{B,v}^2}{4}} \quad \text{Gleichung 2.10}$$

$$H_{geo,t} = R_M - \sqrt{R_M^2 - \frac{(b - G_{E,t})^2}{4}} \quad \text{Gleichung 2.11}$$

In die Berechnung der geometrischen Traversenhöhe $H_{geo,v}$ und $H_{geo,t}$ fließen neben dem Matrizenradius R_M und der Probendicke t außerdem die Probenbreite b , die Gesenkbreite $G_{B,v}$ und der Gesenkeingriff $G_{E,t}$ ein. Abbildung 2.14 zeigt die Eingriffsverhältnisse für den Varestraint-Modus und illustriert dabei die maßgeblichen geometrischen Zusammenhänge. Abbildung 2.15 enthält die analoge Darstellung für den Transvarestraint-Modus.

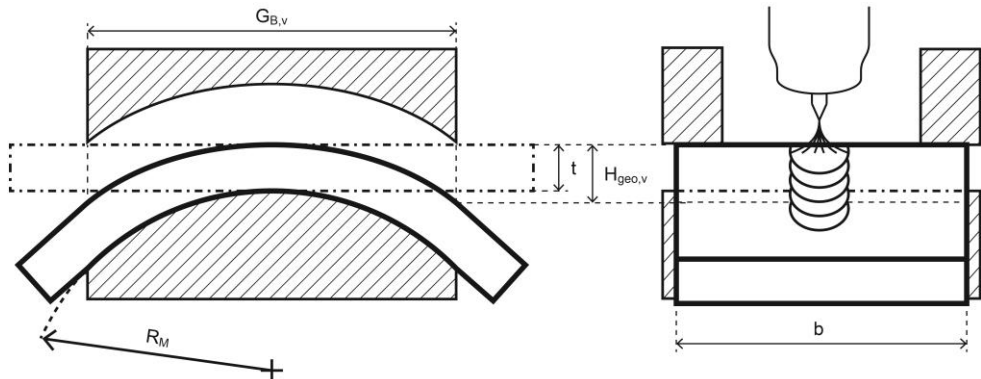


Abbildung 2.14: Geometrische Zusammenhänge zwischen Probendeformation und Stempelweg im Varestreinst-Modus

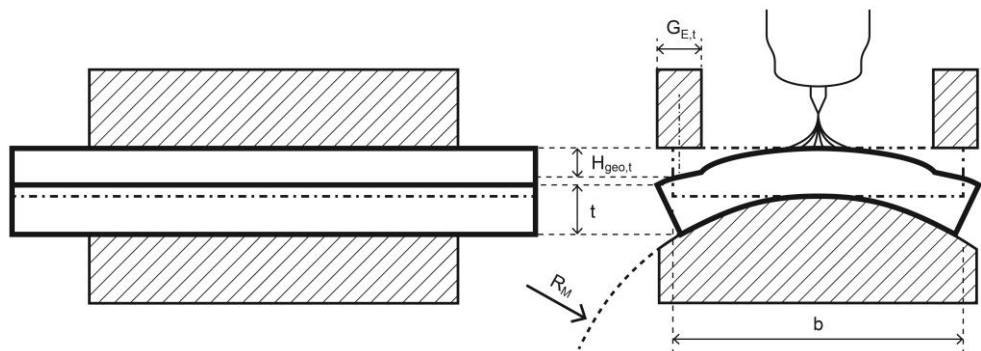


Abbildung 2.15: Geometrische Zusammenhänge zwischen Probendeformation und Stempelweg im Transvarestreinst-Modus

Die Zeitdauer bis zum Erreichen der vollen nominellen Dehnung wird als Deformationsdauer t_{def} bezeichnet, und berechnet sich aus Traversenhub H und Biegegeschwindigkeit v_b gemäß Gleichung 2.12.

$$t_{def} = \frac{H}{v_b} \quad \text{Gleichung 2.12}$$

Die Dehnrates ϵ' berechnet sich schließlich zu:

$$\epsilon' = \frac{\epsilon}{t_{def}} \quad \text{Gleichung 2.13}$$

Die eigentliche MVT-Prüfmaschine wird ergänzt durch eine Schweißquelle Modell „GLW 450 I-H-P-R“ der Firma Cloos. Die Leistungsdaten der Quelle gewährleisten die freie Einstellbarkeit des Schweißstromes im gesamten technisch relevanten Bereich. Die Lichtbogenspannung wird durch Einhaltung einer Lichtbogenlänge von 1,8 mm auf ca. 12 V gehalten. Die

Schweißgeschwindigkeit kann über die Linearachse des Brenners beliebig eingestellt werden.

Die Auswertung der MVT-Proben erfolgt nach ISO/TR 17641-3 durch Quantifizierung der entstandenen Oberflächenrisse mit Hilfe eines Lichtmikroskops bei 25-facher Vergrößerung. Als Ergebnis stehen für jede Probe schließlich die maximale Risslänge sowie die Gesamtrisslänge fest. Wird dann die Gesamtrisslänge gegen die Biegedehnung aufgetragen, wie in Abbildung 2.16 dargestellt, kann der Werkstoff nach [71] in eine der drei Kategorien „heißrissicher“, „zunehmendes Heißrissrisiko“ und „hohes Heißrissrisiko“ eingeordnet werden. Es bleibt zu beachten, dass die Einteilung der Sektoren in Abbildung 2.16 schlicht auf Erfahrungswerten basiert und somit lediglich eine Interpretationshilfe darstellt.

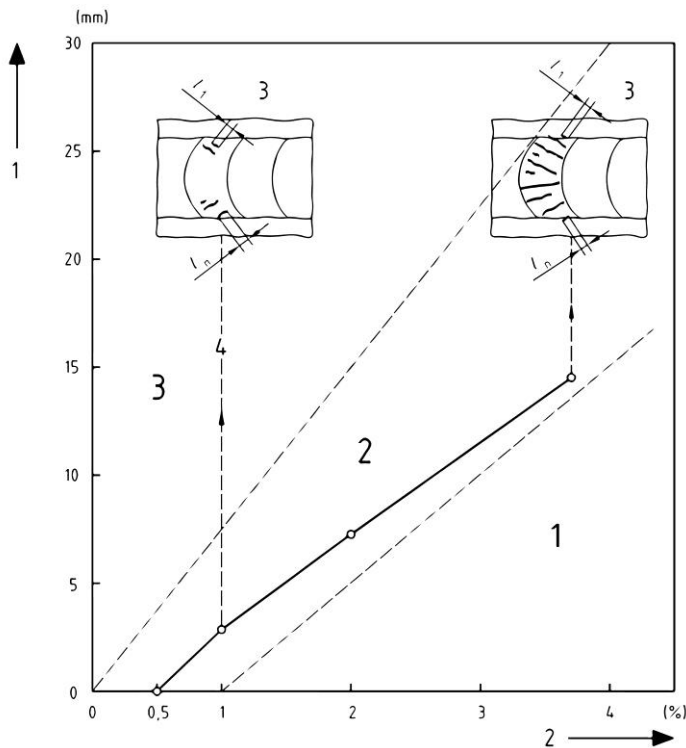


Abbildung 2.16: Einordnung der Gesamtrisslänge nach ISO/TR 17641-3 durch Eintragung der Gesamtrisslänge (Y-Achse, 1) als Funktion der Biegedehnung (X-Achse, 2). Der untersuchte Werkstoff kann so den Bereichen 1 (heißrissicher), 2 (zunehmendes Heißrissrisiko) oder 3 (hohes Heißrissrisiko) zugeordnet werden [71]

Abweichend von den in ISO/TR 17641-3 empfohlenen Prozessparametern werden an der BAM in der Regel die Streckenenergien 7,6 kJ/cm und 14,5 kJ/cm verwendet. Die Biegegeschwindigkeit wird dabei zumeist konstant bei 2 mm/s gehalten, und die Gesamtdehnung je nach Anwendungsfall zwischen 1 % und 4 % eingestellt. Daraus ergeben sich die beiden in Tabelle 2.1 aufgeführten Standardparametersätze.

Tabelle 2.1: Standard-Parametersätze der BAM für die MVT-Prüfung

	Parametersatz 1	Parametersatz 2
Streckenenergie (kJ/cm)	7,6 kJ/cm	14 kJ/cm
Schweißstrom (A)	190 A	210 A
Schweißgeschwindigkeit (mm/s)	3 mm/s	1,8 mm/s
Lichtbogenspannung (V)		12 V
Biegegeschwindigkeit		2 mm/s
Gesamtdehnung		1% / 2% / 4%

2.3.2. Einfluss der Prüfparameter

Neben der Gesamtdehnung stellen Wärmeeintrag, Schweißgeschwindigkeit und Deformationsgeschwindigkeit die maßgeblichen Parameter der Vareststraint-Prüfung dar [11, 47]. Über ihren jeweiligen Einfluss auf die Rissentstehung herrscht in der Literatur nicht immer Einigkeit [45], und die Auswahl und Bewertung geeigneter Parameter ist bis heute Gegenstand der Forschung [74]. Zur Verdeutlichung dieses Umstands sei auf Tabelle 2.2 verwiesen, die einen Überblick gängiger Parametersätze aus technischen Standards, bedeutenden Veröffentlichungen sowie ausgewählten Arbeiten der jüngeren Vergangenheit aufzeigt.

Zahlreiche Untersuchungen zeigen, dass die tatsächlich auf der Probenoberfläche vorliegenden Dehnungen mitunter beträchtlich von den nominellen Gesamtdehnungen abweichen können [28, 69]. Dabei ist zu beachten, dass die jeweiligen Messungen aufgrund der unterschiedlichen Grundvoraussetzungen verschiedener Vareststraint-Prüfmaschinen quantitativ nicht vergleichbar sind. In der Literatur besteht allerdings stets der grundsätzliche Konsens, dass mit steigender nomineller Dehnung eine zunehmende Diskrepanz zwischen der nominellen und der tatsächlichen Oberflächendehnung existiert.

Tabelle 2.2: Ausgewählte Varestreint-Prüfparameter aus der Literatur (vgl. [45])

Quelle	Strom (A)	Spannung (V)	Schweißgeschwindigkeit (cm/min)	Streckenenergie (kJ/cm)	Stempelgeschwindigkeit (mm/s)	Gesamtdehnung (%)	Dehnrate (%/s)	Vergrößerung (-)	Probenbreite (mm)
ISO TR 17641-3 [71]	85	12,5	18	3,54	> 1,8	-	-	25	10
ISO TR 17641-3 [71]	220	13,5	11	16,2	> 1,8	-	-	25	10
ANSI AWS B4.0:2016 [70]	-	-	-	-	-	0 - 4	-	40 - 80	3 - 10
BAM Standard 1	190	12	18	7,6	2	1 - 4	< 7	25	10
BAM Standard 2	210	12,7	10,8	14,82	2	1 - 4	< 7	25	10
Thomas et al. 2020 [45]	190 - 210	12	1,8 - 3	7,6 - 14,5	0,2 - 6	1 - 4	< 21	25	10
S. Zhu et al. 2019 [75]	150	17	10	15,3	-	0 - 6	-	-	6
D. Statharas et al. 2019 [76]	225	12	21	7,71	-	2 - 11	-	-	24
S. Singh et al. 2018 [72]	180	10	13	0,8	1	5	-	-	5
D. Abe et al. 2018 [77]	200	14,3	16	10,73	150	1,96 - 5,88	-	-	10
S. Singh et al. 2018 [78]	70	-	6	-	10	0,8 - 8,2	-	-	3,3
J. Lippold 2015 [11]	160 - 190	-	10,2 - 15	-	152 - 254	0,5 - 7	-	20 - 50	6,35
G. Srinivasan et al. 2015 [79]	90	11,5	25,2	2,46	-	0,25 - 4	< 266,7	60	3
J. Andersson et al. 2016 [57]	70 - 90	-	6 - 18	-	10 - 250	2,7 - 4	-	-	3,2
K. Yushchenko et al. 2011 [80]	90	9,7	4,8	10,91	-	0,2 - 2	-	50	3,5
C. Lundin et al. 1982 [56]	190	-	12,7	-	-	0 - 4	< 40	40 - 80	7,93
Y. Arata et al. 1974 [81]	250	17	10	25,5	-	0,2 - 4	-	40	12
T. Senda et al. 1971 [33]	250	18	15	18	170 - 250	0.15 - 1,5	-	42 - 100	6 - 9

Aus Prokhorovs Technological Strength Theory ergibt sich, dass die Deformationsgeschwindigkeit ein maßgeblicher Einflussfaktor auf die Entstehung von Erstarrungsrissen ist. Prinzipbedingt bestimmt sie, welche maximale Gesamtdehnung während des beschränkten Erstarrungsintervalls auf einen bestimmten Punkt entlang der Naht wirken kann [4]. Während die Dehnrate in der Literatur zur Heißrissprüfung lange Zeit nur als zweitrangiger Einflussfaktor angesehen wurde, bestätigen insbesondere Arbeiten der jüngeren Vergangenheit ihren kritischen Einfluss auf die Rissbildung. Beispielsweise spielt sie eine Schlüsselrolle beim interdendritischen Druckabfall der Schmelze [82]. Auch werden einmal entstandene Risse je nach Deformationsgeschwindigkeit unterschiedlich stark geweitet, was schließlich die erfassten Risslängen beeinflusst [74]. Experimentelle Untersuchungen bestätigen, dass sich die Biegegeschwindigkeit grundsätzlich als Parameter zur quantitativen Charakterisierung der Heißrissneigung eignet [28, 65]. Trotzdem jedoch wird die Deformationsgeschwindigkeit von einigen Autoren noch immer als wenig bedeutend angesehen [57].

Die Angabe der Deformationsgeschwindigkeit für Varestraint-Untersuchungen erfolgt üblicherweise in mm/s. Der Zusammenhang zwischen Deformationsgeschwindigkeit und der nach Prokhorov eigentlich maßgeblichen Faktoren Dehnrate hängt allerdings vom Versuchsaufbau ab. Wie aus Gleichung 2.13 und Abbildung 2.11 hervorgeht, bestimmt die Konstruktion der Prüfmaschine wie lange eine vollständige Deformation bis zur angestrebten Gesamtdehnung dauert. Die ursprüngliche Varestraint-Versuchsmaschine von Savage und Lundin beispielsweise leitet die Deformation über einen Hebel von 200 mm zwischen dem Auflagepunkt des Stempels und dem Mittelpunkt des Biegeradius ein (siehe Abbildung 2.11). Die alleinige Angabe einer Stempelgeschwindigkeit lässt somit keine Rückschlüsse auf die Dehnrate zu. Zweckmäßig wäre daher die Angabe einer dimensionslosen Dehnrate in s^{-1} an Stelle der Biegegeschwindigkeit.

Es bleibt zu beachten, dass hohe Beanspruchungsgeschwindigkeiten eine mögliche Ausheilung vormals entstandener Risse durch den Nachfluss von Schmelze erschweren oder sogar vollständig unterbinden können [60]. So werden Werkstoffe, die aufgrund ihrer metallurgischen Eigenschaften in besonderem Maße zum Ausheilen von Rissen fähig sind, gegenüber ihrer Erstarrungsrissanfälligkeit in realen Anwendungsfällen möglicherweise schlechter bewertet [11, 83].

In Abschnitt 2.1.2 wurde erläutert, wie Heißrisse durch die Trennung flüssiger Korngrenzfilme infolge äußerer Dehnungen entstehen. Daraus folgt, dass die Vorzugsrichtung der Rissentstehung genau entlang der Richtung der aufgetragenen Dehnung liegt. Diese wird im Fall der Varestraint-Prüfung gezielt eingestellt, und liegt entweder längs der Schweißnaht (Varestraint-Modus), oder quer dazu (Transvarestraint-Modus). Entsprechend besteht ein qualitativer Unterschied zwischen Varestraint- und Transvarestraint-Modi hinsichtlich der typischerweise gebildeten Rissfelder. Varestraint-Versuche erzeugen im Allgemeinen breiter aufgefächerte Risse, die von der Schmelzlinie ausgehend entlang der Kristallisationsverläufe wachsen, während der Transvarestraint-Modus die Ausbildung von Mittenrissen begünstigt. Abbildung 2.17 illustriert diesen Umstand anhand des Vergleichs zweier Makroaufnahmen typischer Rissfelder für den Varestraint- (a) bzw. den Transvarestraint-Modus (b).

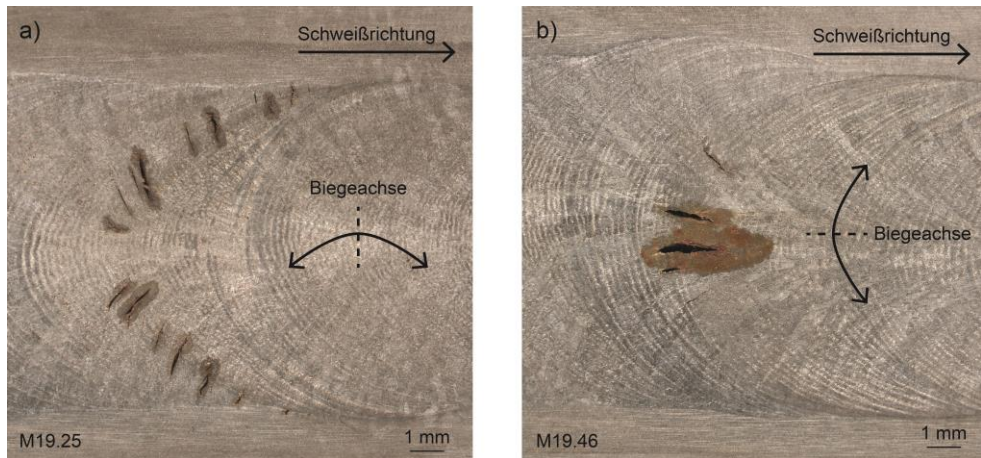


Abbildung 2.17: Beispielhafter Vergleich typischer Rissverteilungen an Varestraint- (a) bzw. Transvarestraint-Proben (b)

Weiterhin wirkt die Probendicke als wesentlicher Einflussfaktor auf die Dehnung der Probenoberfläche [56]. Je nach Institut werden verschiedene Probendicken verwendet, oft ist die Probendicke auch durch die Bauart der Prüfmaschine festgelegt. Sie wird üblicherweise innerhalb einer Versuchsreihe nicht variiert. Jedoch hat die Steifigkeit der verwendeten Proben, und damit auch deren Dicke, einen signifikanten Einfluss auf die komplexen Zusammenhänge zwischen aufgebrachtener Dehnung und der realen Deformation der nahtnahen Bereiche.

Die zahlreichen in Abschnitt 2.1.3 erläuterten Einflussfaktoren in Kombination mit den hier aufgeführten Varestraint-spezifischen Besonderheiten untermauern den breiten Konsens der Fachliteratur hinsichtlich des signifikanten Einflusses der Versuchsparameter auf das resultierende Erstarrungsrissaufkommen. Zusammenfassend kann daher festgehalten werden, dass Varestraint-Ergebnisse aus unterschiedlichen Versuchsreihen nicht direkt vergleichbar sind, und die jeweiligen Einflüsse der verwendeten Parameter nicht isoliert betrachtet werden können. Dies gilt insbesondere vor dem Hintergrund der wenig detailliert ausgeführten technischen Regelwerke (AWS B4.0:2016 und ISO/TR 17641-3, vgl. Abschnitt 2.3).

2.3.3. Übertragbarkeit von Ergebnissen

Unterschiede in den Bauarten der Varestraint-Prüfmaschinen, die an verschiedenen Instituten vorhanden sind, sowie die nicht vorhandene Standardisierung von Prüfparametern und -abläufen erschweren die Vergleichbarkeit von Ergebnissen teilweise erheblich. Zur Charakterisierung derselben Werkstoffe an verschiedenen Standorten wurden in der Vergangenheit Ringversuche durchgeführt [84, 85]. Dabei wurden vier verschiedene Werkstoffe an vier verschiedenen Instituten im Varestraint-Verfahren auf ihre Erstarrungsrissanfälligkeit geprüft. Die Konstruktion der verwendeten Prüfmaschinen, und damit auch die jeweils etablierten Probenabmessungen, Prüfparameter und die grundlegenden Abläufe der Prüfung und Auswertung unterscheiden sich mitunter deutlich. In der Folge ermittelten die beteiligten Prüfstellen teilweise stark unterschiedliche Ergebnisse. Während allerdings rein quantitative Abweichungen der Ergebnisse mit den unterschiedlichen Probengeometrien und Prüfparametern erklärbar sind, bestehen teilweise auch deutliche qualitative Unterschiede zwischen

verschiedenen Versuchsreihen hinsichtlich der relativen Bewertung verschiedener Werkstoffe untereinander.

2.3.4. Ergebnisunsicherheit

Messunsicherheiten und Streuungen der Risslängen an Varestraint-Proben werden in der Literatur meist außer Acht gelassen. Obwohl die grundsätzliche Problematik stark streuender Ergebnisse allgemein bekannt ist [57, 78, 86-91], beschränken sich die meisten Autoren bestenfalls auf die Angabe von Fehlerbalken in Risslängendiagrammen. Zwischen verschiedenen Wiederholungen desselben Versuchs ist mit Schwankungen der Gesamtrisslänge um ca. $\pm 20\%$ zu rechnen [90]. Gängige Praxis für Varestraint-Versuche ist daher die Prüfung von mindestens zwei, besser drei Proben pro Parametersatz.

Eine detaillierte Analyse möglicher Störeinflüsse in der Erfassung von Risslängen wurde von Andersson et al. [57] durchgeführt. Zunächst wurde die Messkette analysiert und Messunsicherheiten nach verschiedenen Einflüssen aufgeschlüsselt. Für die ermittelten Gesamtrisslängen wurden Variationen von $\pm 1,5$ mm dem Einfluss unterschiedlicher auswertender Personen zugeschrieben, während die Unsicherheit zwischen zwei Messungen derselben Person $\pm 1,1$ mm betrug. Weiterhin wurden die zufälligen Variationen von Varestraint-Prüfergebnissen betrachtet, gezielt aufgeschlüsselt nach den Einflüssen verschiedener Prozessparameter. Hierzu wurden Prüfungen mit unterschiedlichen Biegegeschwindigkeiten, Schweißgeschwindigkeiten, Gesamtdehnungen und Schweißströmen durchgeführt, und jeweils die Streuung der Ergebnisse berechnet. Es wurde gezeigt, dass verschiedene Schweißgeschwindigkeiten die größten Unterschiede hinsichtlich der Gesamtrisslänge erzeugen. Die gemessenen Standardfehler betragen je nach Probe zwischen 2 und 134 % der jeweiligen Mittelwerte des Parametersatzes, und untermauern das grundsätzliche Problem beträchtlicher Streuungen der ermittelten Risslängen.

Schließlich kommt als weitere Unsicherheit der menschliche Einfluss in der Auswertung hinzu. Werden dieselben Proben von verschiedenen Personen ausgewertet, ist mit signifikanten Abweichungen zu rechnen [90]. Detaillierte Untersuchungen des menschlichen Einflusses sind in der Literatur selten zu finden. Ein Beispiel ist die Arbeit von Johansson et al. [89], welche die Unterschiede zwischen Varestraint-Ergebnissen betrachtet, die von vier verschiedenen Personen an denselben Proben ermittelt wurden. Die ermittelten Variationskoeffizienten (Standardabweichung/Mittelwert) betragen bei niedrigen Gesamtrisslängen bis zu 35 %, bei höheren Gesamtrisslängen noch immer mindestens ca. 10 %. Weiterhin wurden Unterschiede zwischen analoger und digitaler Auswertung durch dieselbe Person betrachtet. Mit der höherauflösenden digitalen Vorgehensweise wurden im Schnitt gegenüber den analog ermittelten Ergebnissen rund 50 % erhöhte Rissanzahlen und Gesamtrisslängen bestimmt. Sowohl zwischen verschiedenen Personen als auch im Vergleich der analogen und digitalen Auswertungen traten die stärksten Abweichungen bei den ermittelten Rissanzahlen auf (Variationskoeffizient bis zu 45 %), die geringsten bei der maximalen Risslänge (Variationskoeffizient bis zu 12 %).

2.4. Quantifizierung werkstoffspezifischer Erstarrungsrisssanfälligkeiten

Die Durchführung von Erstarrungsrisssprüfungen ermöglicht die quantitative Bewertung von Werkstoffen hinsichtlich ihrer Erstarrungsrisssanfälligkeit. Als Ergebnisgrößen liefern die meisten Verfahren dabei Anzahl und Länge der Risse, die unter bestimmten Prüfbedingungen an

einer genormten Probe entstehen. Diese Parameter ermöglichen einfache Vergleiche verschiedener Werkstoffe unter sonst gleichen Bedingungen. Da sie allerdings keine Informationen zu kritischen Temperaturen oder Dehnungen abbilden, stellen sie keine Werkstoffkennwerte dar, und ihre Aussagekraft beschränkt sich auf das jeweilige Prüfverfahren und die verwendeten Prüfparameter. Aufgrund der zahlreichen verfahrensspezifischen Einflussfaktoren, die in den vorangehenden Abschnitten eruiert wurden, eignen sich Ergebnisse aus Erstarrungsrisss-Prüfungen daher nur eingeschränkt für die Quantifizierung werkstoffspezifischer Erstarrungsrisanfälligkeiten [82]. Dies gilt insbesondere für die in Vareststraint-Versuchen bevorzugt ermittelten Gesamtrisslängen. Diese stehen nur indirekt mit den beiden kritischen Randbedingungen Temperatur und Dehnung in Verbindung, welche sich aus Prokhorovs Technological Strength Theory ergeben. Es existieren allerdings verschiedene technische Möglichkeiten, die Ausgangs- und Endpunkte einzelner Erstarrungsrisse mit den Temperaturen und Dehnungen in Verbindung zu bringen, die sie im Sinne des BTR repräsentieren. Entsprechend der in Abschnitt 2.1.2 erläuterten Zusammenhänge lassen sich so werkstoffspezifische Aussagen hinsichtlich des Erstarrungsrisssverhaltens treffen.

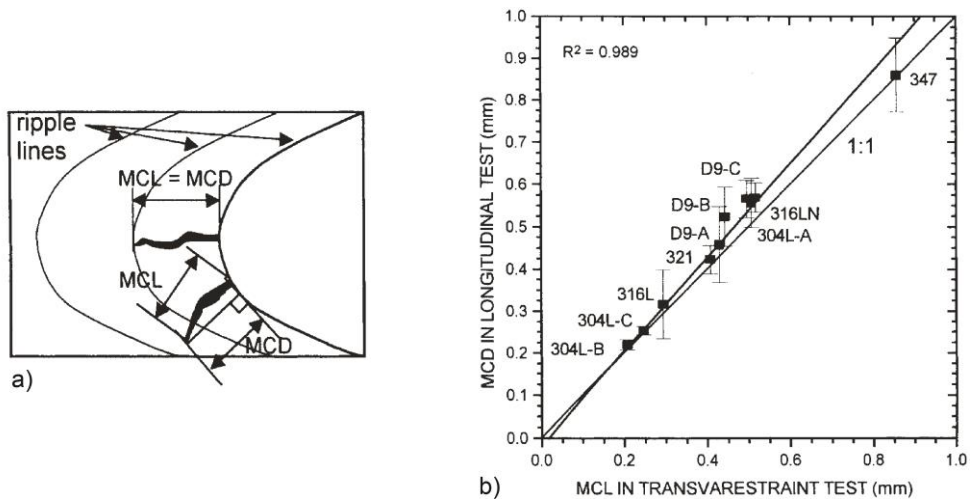


Abbildung 2.18: a) Messung der Maximum Crack Distance (MCD) senkrecht zur Schmelzbadfront; b) Korrelation der MCD aus Vareststraint-Versuchen mit der maximalen Risslänge aus Transvareststraint-Versuchen [86]

Der direkteste Weg hierzu ist die Bestimmung der sogenannten Maximum Crack Distance (MCD). Hierbei handelt es sich um die maximale Risslänge senkrecht zu den Schmelzbadisothermen gemessen [85]. Der geometrische Bereich, innerhalb dessen Erstarrungsrisse entstehen und wachsen können, ergibt sich aus der oberen und der unteren Grenztemperatur des BTR. Da dieser Temperaturbereich eine Werkstoffeigenschaft ist, gilt dies theoretisch auch für die MCD. Voraussetzung hierfür ist, dass die Deformation der Probe quasi-instantan erfolgt [92]. Abbildung 2.18a illustriert die geometrischen Zusammenhänge für die Bestimmung der MCD, und zeigt dabei, dass im Falle eines Mittenrisse die MCD genau der Risslänge entspricht. Shankar et al. [86] berichten, dass die MCD aus Vareststraint-Versuchen eng mit den maximalen Risslängen korrelieren, die in Transvareststraint-Versuchen mit den sonst gleichen Parametern ermittelt wurden. Entsprechende Ergebnisse sind in Abbildung 2.18b

dargestellt. Die Ermittlung der MCD stellt also eine zuverlässige Möglichkeit dar, die Länge von Rissen zu vergleichen, welche nicht entlang der Nahtmittellachse verlaufen.

Aus der Beschränkung der maximalen Länge von Erstarrungsrissen ergibt sich bei gradueller Steigerung der Dehnung die Existenz einer Sättigungsgrenze. Ab der Überschreitung dieser sogenannten Sättigungsdehnung kommt es nicht mehr zu weiterem Risswachstum [85]. Die Risslänge wird ab diesem Punkt als gesättigt bezeichnet, da sie das gesamte kritische Temperaturintervall abdeckt. Der experimentelle Nachweis dieser Sättigungsgrenze ist problemlos möglich, beispielsweise in Transvarestraint-Versuchen, die mit hohen Dehnraten über verschiedene Gesamtdehnungen hinweg wiederholt werden [93, 94]. Abbildung 2.19 zeigt beispielhaft den Verlauf der Maximum Crack Distance über verschiedene Gesamtdehnungen hinweg. Die MCD ist somit eine direkte Kenngröße des Werkstoffverhaltens unter den festgelegten Randbedingungen.

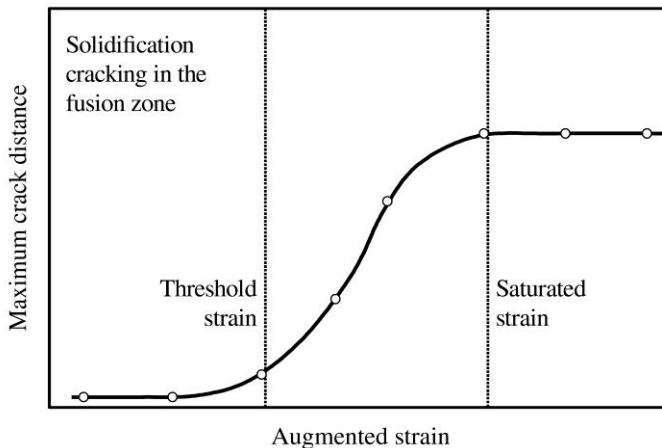


Abbildung 2.19: Verlauf der maximalen Erstarrungsrisslänge (Maximum crack distance) aufgetragen gegen die aufgebrachte Gesamtdehnung (Augmented strain). Ebenfalls eingezeichnet sind die untere Grenzdehnung (Threshold strain) sowie die Sättigungsdehnung (Saturated strain) [11]

Eine instantane Deformation von Proben ist in der Praxis der Erstarrungsrissprüfung nicht zu erreichen. Die Zeitdauer der Deformation führt deshalb zu einer Verlängerung von Rissen um den Verfahrensweg des Schweißbrenners während der Deformation, die nicht charakteristisch für die Erstarrungsrissanfälligkeit des Werkstoffs ist. Ein gewisser Anteil der ermittelten Risslängen ist also stets auf den Einfluss des Prüfprozesses zurückzuführen. Entsprechend wurde von Wolf [28] eine Korrektur der maximalen Risslänge vorgeschlagen, die den Einfluss der Verformungsdauer herausrechnet. Diese $L_{MCL,korr}$ genannte Risslänge lässt sich gemäß Gleichung 2.14 aus der real beobachteten maximalen Risslänge L_{MCL} berechnen. Für den Fall eines Mitternisses entspricht sie somit der tatsächlichen Maximum Crack Distance.

$$L_{MCL,korr} = L_{MCL} - \frac{H_{geo}}{v_{trav}} \cdot v_s \quad \text{Gleichung 2.14}$$

Dabei bezeichnet H_{geo} den Traversenweg der MVT-Anlage, der bis zur vollständigen Deformation der Probe zurückgelegt werden muss (siehe Gleichung 2.10 und Gleichung 2.11), die

Traversenhubgeschwindigkeit wird als v_{trav} bezeichnet, v_s stellt die Schweißgeschwindigkeit dar. Aus der Länge eines Mittenrisses kann auf diese Weise leicht derjenige Anteil des Risses berechnet werden, der dem zugrundeliegenden BTR entspricht.

Für Proben, die im Vareststraint-Modus geprüft wurden, entstehen in aller Regel keine einzelnen Mittenrisse, sondern vermehrt kleinere Risse in unmittelbarer Nähe der Schmelzlinien. Die bevorzugte Orientierung liegt hierbei entsprechend der beaufschlagten Biegung genau quer zur Naht. Dies erschwert die Zuordnung von Rissen zu ihren entsprechenden Grenztemperaturen $T_{\text{BTR,max}}$ und $T_{\text{BTR,min}}$ deutlich. Es lassen sich somit aus der herkömmlichen, quantitativen Auswertung generell keine direkten Schlüsse auf die Erstarrungsrisseanfälligkeit des entsprechenden Werkstoffs ziehen [95]. Sofern kein Mittenriss beobachtet wird, ist es unerheblich, ob die Gesamtrisslänge oder die maximale Risslänge betrachtet werden. Ein Vergleich verschiedener Parameter oder Werkstoffe trifft, auch wenn er auf quantitativen Messgrößen (Risslängen) basiert, letztlich nur eine ungenaue Aussage über die beobachtete Erstarrungsrisseanfälligkeit. Teilweise widersprüchliche Prüfergebnisse aus Ringversuchen an denselben Werkstoffen unterstreichen diese Problematik [84, 85].

Anstatt der zuvor beschriebenen Charakterisierung von Werkstoffen anhand von Risslängen kann die Erstarrungsrisseanfälligkeit mit gesteigertem Aufwand auch anhand des BTR eines Werkstoffs quantifiziert werden. Sofern der Abkühlverlauf der betreffenden Naht bekannt ist, können die Endpunkte einzelner Erstarrungsrisse definierten Temperaturen zugeordnet, und daraus das eigentliche BTR eines Werkstoffs bestimmt werden. Die Erfahrung zeigt, dass das BTR eine konsistente und universelle Vergleichsgröße ist, und zwar unabhängig von dem Verfahren, mit dem es ermittelt wurde [96].

Eine mögliche Vorgehensweise zur Bestimmung des BTR aus Vareststraint-Versuchen wurde von Senda et al. detailliert beschrieben [33]. Hierbei wird zunächst mittels direkt ins Schmelzbad eingebrachter Thermoelemente der Abkühlverlauf der Proben für bestimmte Prozessparameter ermittelt. Aus Startpunkt der Rissbildung sowie der Risslänge kann der entsprechende Temperaturbereich der Erstarrungsrissebildung bestimmt werden. Hierbei wird ausgenutzt, dass zum Zeitpunkt des Einsetzens der Verformung der Probe eine leichte Veränderung des Nahtgefüges zu beobachten ist, welche metallografisch erfasst werden kann und später als Markierung dient. Unter der Annahme, dass der Rissstartzeitpunkt genau dem Einsetzen der Verformung entspricht, und durch Festlegen der Temperatur des Schmelzbadrandes, kann die Lage des Risses entlang des Abkühlverlaufes bestimmt werden (siehe Abbildung 2.20). Die auf diese Weise konstruierten Teilbereiche des BTR zeigen nur eine geringe Abhängigkeit von den Schweißparametern [96]. Allerdings wird auch bei Senda die genaue Form des BTR nicht vollständig festgelegt, es wird lediglich ein skalarer Wert in °C angegeben. Als Kenngröße für die Erstarrungsrisseanfälligkeit eines Werkstoffes wird die „Critical Strain Rate for Temperature Drop“ (CST) vorgeschlagen, welche der kritischen Dehnrate nach Prokhorov entspricht. Spätere Untersuchungen zeigten, dass die CST gut mit praktischen Erfahrungswerten hinsichtlich der Schweißbarkeit verschiedener Metalle korreliert [82].

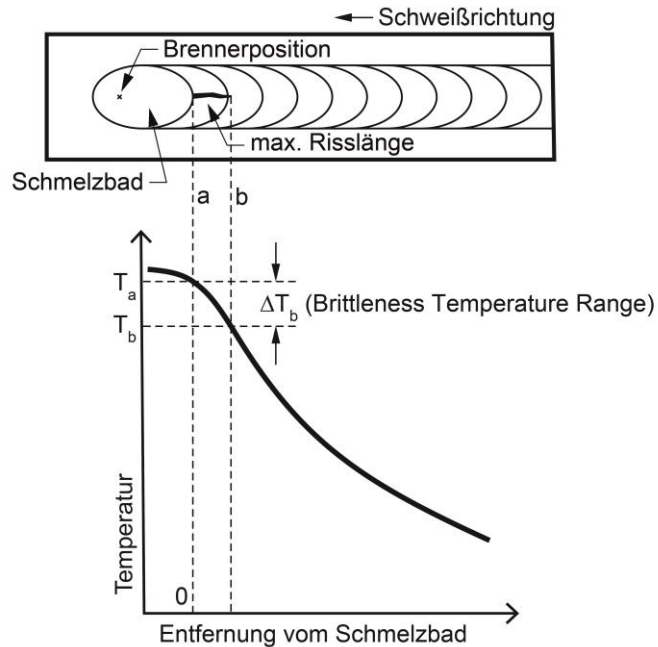


Abbildung 2.20: Schematische Darstellung der Vorgehensweise zur Ermittlung des BTRs aus der Länge von Oberflächenrissen nach [33]

Matsuda und Kollegen ermittelten in den 1980er Jahren durch In-Situ-Beobachtung von Rissentstehung und -fortschritt schließlich die genaue Gestalt des BTRs bestimmter Werkstoffe, basierend auf verschiedenen Prüfverfahren [97-100]. In neueren Untersuchungen von Abe et al. konnte die grundsätzliche Vorgehensweise durch Einsatz eines Zweifarben-Pyrometers zur Bestimmung des Temperaturfelds in der Nähe der beobachteten Risse vereinfacht werden [77]. In jedem Fall ist es jedoch nötig bei verschiedenen Dehnungen eine ausreichende Anzahl Wertepaare kritischer Temperaturen einzeln zu bestimmen.

Eine weniger aufwändige Möglichkeit zur Charakterisierung des Erstarrungsrissverhaltens eines Werkstoffs basierend auf Risslängen wird von Lippold et al. beschrieben [93, 94]. Die Vorgehensweise basiert auf der rechnerischen Bestimmung eines erstarrungsrisskritischen Temperaturintervalls. Hierzu wird zunächst in Transvarestraint-Versuchen mit hoher Beanspruchungsgeschwindigkeit die Sättigungsrisslänge ermittelt. Zusammen mit der Schweißgeschwindigkeit und der Abkühlrate kann daraus gemäß Gleichung 2.15 der sogenannte „Solidification Cracking Temperature Range“ (SCTR) bestimmt werden. Abbildung 2.21 dient der Illustration der Berechnung und zeigt den Zusammenhang zwischen Sättigungsrisslänge und SCTR entlang des Abkühlverlaufs.

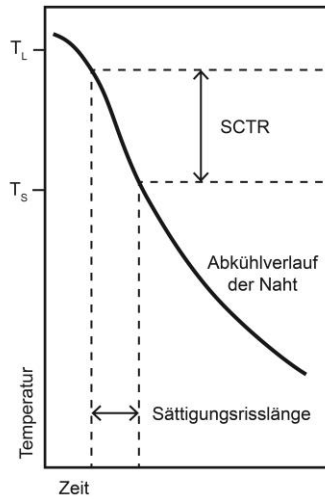


Abbildung 2.21: Eindimensionaler Schnitt durch das BTR eines Werkstoffs durch Betrachtung des SCTR nach [94]

$$SCTR = \frac{\text{gesättigte Risslänge}}{\text{Schweißgeschwindigkeit}} \cdot \text{Abkühlrate} \quad \text{Gleichung 2.15}$$

Der skalare SCTR-Wert entspricht zwar lediglich einem eindimensionalen Schnitt durch das BTR des jeweils betrachteten Werkstoffs, bietet aber eine vergleichsweise simple Möglichkeit, verschiedene Werkstoffe hinsichtlich ihrer Rissanfälligkeit in einem bestimmten Anwendungsfall zu vergleichen. Die Ermittlung mehrerer SCTR-Werte für verschiedene Lastfälle ermöglicht eine näherungsweise Bestimmung des BTR mit erhöhtem Detaillierungsgrad [11], wie in Abbildung 2.22 dargestellt.

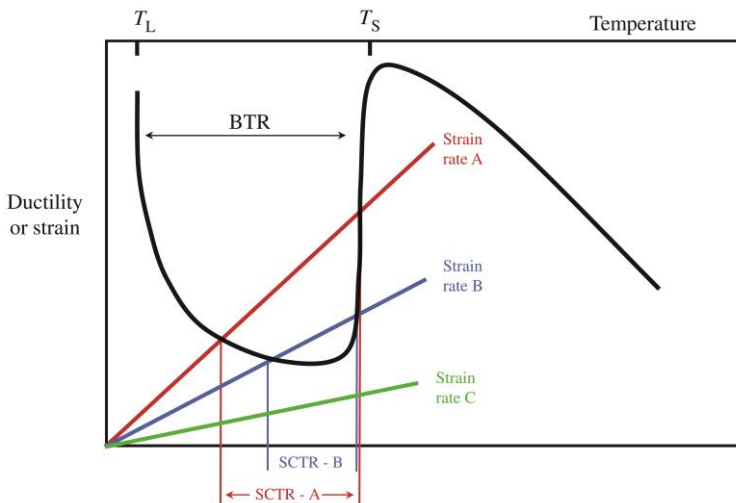


Abbildung 2.22: Näherungsweise umrissenes BTR durch Bestimmung mehrerer SCTR für verschiedene Lastfälle [11]

Abschließend bleibt festzuhalten, dass die Ergebnisse von Vareststraint-Untersuchungen keine direkte Quantifizierung der werkstoffspezifischen Erstarrungsrissanfälligkeit ergeben. Insbesondere für Ermittlung des BTR eines Werkstoffs sind ergänzende Analysen erforderlich. Auch existieren einige formelbasierte Ansätze, mit denen verschiedene werkstoffspezifische Kennwerte aus Vareststraint-Ergebnissen berechnet werden können. Grundsätzlich fehlt es jedoch zum gegenwärtigen Zeitpunkt noch immer an geeigneten Methoden, um aus den Ergebnissen von Vareststraint-Versuchen, unabhängig vom genauen Prüfablauf und den verwendeten Prüfparametern, robuste und übertragbare Aussagen zum Erstarrungsrissverhalten eines Werkstoffs für bestimmte Anwendungsfälle zu entwickeln.

2.5. Low Transformation Temperature Schweißzusatzwerkstoffe

Die Verwendung von Low Transformation Temperature (LTT) Schweißzusatzwerkstoffen ist eine innovative und wissenschaftlich etablierte Möglichkeit, um die beim Schweißen hochfester Stähle üblicherweise entstehenden schweißbedingten Zugeigenspannungen zu reduzieren [101, 102]. Besonders der Nachweis entstehender Druckeigenspannungen [103, 104], die Erforschung der zugrundeliegenden Mechanismen [105, 106], sowie die Ermüdungsfestigkeit [107, 108] waren in der Vergangenheit Inhalt zahlreicher Publikationen. Jüngere Arbeiten befassen sich bereits mit fortgeschrittenen Fragestellungen wie der Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Mikrostruktur [109-113], dem Werkstoffverhalten bei Mehrlagenschweißungen [114-118] oder der Anwendung von LTT in Verbindung mit Strahlschweißverfahren [119].

Das Funktionsprinzip von LTT beruht auf der im Vergleich zu herkömmlichen Schweißzusatzwerkstoffen deutlich herabgesetzten Martensitstarttemperatur M_s , die durch Zugabe bestimmter Legierungselemente eingestellt wird. Der wohl gängigste Ansatz hierzu ist die kombinierte Verwendung von Chrom und Nickel als Hauptlegierungsbestandteile, während andere Legierungen entsprechende Effekte beispielsweise durch die Verwendung von Chrom und Mangan erzielen. Durch das die Naht umgebende, kalte Grundmaterial wird deren mit der Austenit-Martensit-Phasenumwandlung einhergehende Volumenzunahme behindert, sodass der Schweißnahtbereich elastisch-plastisch gestaucht wird. Dieser Vorgang wirkt der Schrumpfungsbegrenzung während des Abkühlens, und damit der Entstehung von Zugeigenspannungen in der Schweißnaht entgegen. Dieser Effekt wird umso ausgeprägter, je niedriger die Martensitstarttemperatur liegt. Dadurch ist es möglich, schweißbedingten Zugeigenspannungen mit LTT-Schweißzusatzwerkstoffen gezielt zu reduzieren oder sogar Druckeigenspannungen zu erzeugen.

Auch das Erstarrungsrissverhalten verschiedener LTT-Schweißzusatzwerkstoffe war in der Vergangenheit Thema zahlreicher Forschungsarbeiten [23, 25, 45, 120]. Die entsprechenden Vareststraint-Untersuchungen zeigen eine starke Abhängigkeit der Erstarrungsrissgefahr von der chemischen Zusammensetzung. Die Kohlenstoff- und Nickelgehalte der betrachteten Werkstoffe scheinen die maßgeblichen Einflussfaktoren auf das Ausmaß der Erstarrungsrissbildung zu sein. Es wurden weiterhin teilweise erhebliche Einflüsse der verwendeten Prüfparameter festgestellt [45]. Durch ihr grundsätzlich vielschichtiges Erstarrungsrissverhalten eignen sich LTT-Schweißzusatzwerkstoffe daher gut zur Erforschung der Einflüsse einzelner Prüfparameter auf die Ergebnisse der Vareststraint-Prüfung.

2.6. Schlussfolgerungen zum Kenntnisstand

Die in den vorausgehenden Abschnitten diskutierten Grundlagen zum Forschungsthema dieser Arbeit lassen sich wie folgt zusammenfassen:

1. Erstarrungsrisse sind Defekte, die während der schweißtechnischen Verarbeitung metallischer Werkstoffe auftreten können. Notwendige Voraussetzungen sind die grundsätzliche Erstarrungsrisseanfälligkeit des verwendeten Werkstoffs sowie das Vorhandensein von kritischen Dehnbeanspruchungen, die auf die teilflüssigen Nahtbereiche wirken.
2. Gemäß Prokhorovs „Technological Strength Theory“ weisen Werkstoffe, die anfällig für Erstarrungsrisse sind, innerhalb eines bestimmten Temperaturbereichs eine signifikant verringerte Duktilität auf. Dieser Bereich wird als „Brittleness Temperature Range“ (BTR) oder „Temperaturintervall der Sprödigkeit“ (TIS) bezeichnet.
3. Erstarrungsrisse entstehen nach Prokhorov, wenn Werkstoffe innerhalb ihres BTR eine kritische Dehnbeanspruchung erfahren, deren Betrag ihre punktuell eingeschränkte Duktilität übersteigt. Gestalt und Lage des BTR sind somit charakteristisch für die Erstarrungsrisseanfälligkeit eines Werkstoffs. Das BTR ist eine Werkstoffeigenschaft, die von zahlreichen metallurgischen Einflussfaktoren abhängt.
4. Die Parameter des Schweißprozesses bestimmen das Isothermenfeld der Schweißnaht, und beeinflussen so, welcher Teil des Werkstoffvolumens zu einem gegebenen Zeitpunkt innerhalb des BTR liegt.
5. Erstarrungsrisse können nur innerhalb eines eingeschränkten geometrischen Bereichs der Schweißnaht entstehen. Form und Lage dieses risseanfälligen Bereichs werden von den Parametern des Schweißprozesses, der anliegenden Dehnbeanspruchung und dem BTR des Werkstoffs festgelegt.
6. Beginn und Ende eines Erstarrungsrisse repräsentieren die obere und untere Grenztemperatur des zugrundeliegenden BTR. Aus der gegenseitigen Zuordnung von Temperaturen und Risskoordinaten lassen sich daher Rückschlüsse auf das BTR, und somit auf die Erstarrungsrisseanfälligkeit des Werkstoffs ziehen.
7. Zur Prüfung der Erstarrungsrisseanfälligkeit von Werkstoffen existieren zahlreiche Prüfverfahren. Ihr gemeinsames Grundprinzip ist die künstlich herbeigeführte Dehnbeanspruchung teilflüssiger Schweißnahtbereiche.
8. Der Modifizierte Vareststraint-/Transvareststraint-Test (MVT) ist ein an der BAM entwickeltes und eingesetztes Verfahren zur Erstarrungsrisseprüfung. Es handelt sich um eine von zahlreichen Umsetzungen des Vareststraint-Verfahrens, bei dem Proben während einer WIG-Blindschweißung mit einer definierten Biegebelastung beaufschlagt werden, um so die Entstehung von Erstarrungsrisse zu provozieren. Als Prüfparameter können die Gesamtdehnung der Probe, die Deformationsgeschwindigkeit, sowie die Parameter des Schweißprozesses in gewissen Grenzen eingestellt werden. Als Prüfergebnis dienen die Gesamtlänge aller Risse, die unter den gewählten Prüfbedingungen entstehen. Die zeitaufwändige Erfassung der Risslängen erfolgt manuell am Lichtmikroskop. Rückschlüsse auf die werkstoffspezifischen erstarrungsrissekritischen Grenztemperaturen werden im Rahmen der

Standardauswertung nicht gezogen, MVT-Prüfergebnisse stellen daher keine Werkstoffkennwerte dar.

9. Die Literatur beschreibt verschiedene Möglichkeiten, wie aus Risslängen an Varestraint-Proben auf das Erstarrungsrisssverhalten des Werkstoffs geschlossen werden kann. Sie basieren auf der kombinierten Betrachtung von Risskoordinaten und Temperaturverteilungen, und stellen in der Regel einen erheblichen Mehraufwand gegenüber der simplen risslängenbasierten Bewertung von Varestraint-Proben dar.
10. Die verschiedenen Umsetzungen des Varestraint-Prüfverfahrens teilen einige gemeinsame Unzulänglichkeiten. Beispielsweise erschweren komplexe Interferenzen der verschiedenen Prüfparameter die Beurteilung ihrer jeweiligen Einflüsse auf das Ausmaß der Erstarrungsrisssbildung. Bauartbedingte Unterschiede zwischen verschiedenen Prüfmaschinen und der sich daraus ergebenden Prüfabläufe verstärken diese Problematik. Weiterhin existieren keine universellen Standards hinsichtlich der verwendeten Prüfparameter, und es besteht in der Fachliteratur kein klarer Konsens hinsichtlich des Einflusses verschiedener Prüfparameter auf die Erstarrungsrisssanfälligkeit eines Werkstoffs. Die Vergleichbarkeit von Ergebnissen, die unter verschiedenen Prüfbedingungen oder sogar an verschiedenen Prüfmaschinen ermittelt wurden, ist daher nur eingeschränkt möglich.
11. Sogenannte „Low Temperature Transformation“-Schweißzusatzwerkstoffe (LTT) ermöglichen die gezielte Beeinflussung des Eigenspannungszustands der Schweißnaht. Ihre Verarbeitung wird allerdings durch ihre Erstarrungsrisssanfälligkeit erschwert. Frühere Untersuchungen unterstrichen hierbei insbesondere die verschiedenartigen Auswirkungen unterschiedlicher Prüfparameter auf die Rissanfälligkeit. LTT-Schweißzusatzwerkstoffe eignen sich daher gut, um die Einflüsse bestimmter Prüfparameter auf die Prüfergebnisse gezielt sichtbar zu machen.

3. Zielsetzung und Vorgehensweise

Das übergeordnete Ziel dieser Arbeit ist es, zu eruieren, inwiefern sich aus den Ergebnissen einer MVT-Prüfung direkte Rückschlüsse auf die dem praktischen Anwendungsfall zugrundeliegende Erstarrungsrisanfälligkeit ziehen lassen. Prüfergebnisse, die nach dem MVT-Standardvorgehen gewonnen wurden, sind in hohem Maße abhängig von den Charakteristika des Prüfverfahrens und den verwendeten Parametern. Im Rahmen dieser Arbeit sollen Kenngrößen entwickelt werden, die exklusiv das Werkstoffverhalten abbilden, während die spezifischen Einflüsse des Prüfverfahrens möglichst vollständig eliminiert werden. Auf diese Weise soll die Übertragbarkeit von MVT-Prüfergebnissen verbessert werden.

Als theoretisches Fundament der entwickelten Ansätze soll die Technological Strength Theory von Prokhorov, sowie die darauf aufbauenden, etablierten Erkenntnisse zur Initiierung und Ausbreitung von Erstarrungsrisen dienen. Durch deren detaillierte Ausgestaltung und die Anwendung auf den MVT-Test sollen geeignete Kennwerte entwickelt werden, die in direktem Zusammenhang mit den der Rissbildung zugrundeliegenden Mechanismen stehen. Damit soll eine aussagekräftige Bewertung anhand universell vergleichbarer Prüfergebnisse ermöglicht werden.

Zur Implementierung der entwickelten Kennwerte soll eine digitale Auswerteroutine entwickelt werden. So soll eine zuverlässige und wiederholbare Bewertung von MVT-Proben ermöglicht werden, die bei gesteigertem Informationsgehalt der Ergebnisse gleichzeitig weniger anfällig für menschliche Fehler ist als die bisherige, analoge Auswertemethodik. Der neu entwickelte Prozess soll anschließend an gezielt angelegten MVT-Versuchsreihen validiert werden. Hierbei ist insbesondere die gut erforschte Nickelbasislegierung Alloy 602 CA als Referenz zu verwenden, da für diesen Werkstoff die meisten Prüfergebnisse zum Abgleich vorliegen.

Frühere Untersuchungen an LTT-Schweißzusatzwerkstoffen zeigten ein komplexes Erstarrungsrisverhalten verschiedener Legierungszusammensetzungen, sowie vielfältige Einflüsse der verwendeten Prüfparameter, die auf Basis der klassischen Auswertemethodik nicht final zu erklären waren. Diese Werkstoffe eignen sich daher gut zur Validierung der neu zu entwickelnden, digitalen Auswertemethodik. Es sind dafür zunächst MVT-Proben aus den verschiedenen Schweißzusätzen zu fertigen. Um die Qualität der Probenfertigung zu sichern, sollen die hergestellten Proben einer vollständigen Durchstrahlungsprüfung unterzogen werden. Anschließend soll das Erstarrungsrisverhalten der LTT-Legierungen bei verschiedenen Prüfparametersätzen untersucht werden, und die Proben sowohl analog als auch digital ausgewertet werden. Als Nebenprodukt werden neue Erkenntnisse über die Erstarrungsrisneigung verschiedener LTT-Legierungen erwartet.

Ein weiteres Ziel dieser Arbeit ist die Klärung des Einflusses des Grundwerkstoffs bei der Prüfung von Schweißzusätzen. Hierzu sollen identische Schweißzusätze an verschiedenen Substraten geprüft werden, und fundierte Empfehlungen für zukünftige Prüfungen abgeleitet werden.

Die Klärung der offenen Punkte teilt sich in folgende Arbeitspakete auf:

- Detaillierte Ausarbeitung der theoretischen Zusammenhänge der Entstehung und Ausbreitung von Erstarrungsrissen für den speziellen Fall von Oberflächenrissen an Vareststraint-Proben
- Untersuchung des quantitativen Einflusses verschiedener MVT-Prüfparameter auf das Ausmaß der Erstarrungsrissbildung
- Identifizierung möglicher Kenngrößen, die auf Basis von MVT-Versuchen eine möglichst prüfprozessunabhängige Bewertung der Erstarrungsrissanfälligkeit ergeben
- Konzeptionierung und Entwicklung einer digitalen Analysemethodik für MVT-Proben zur Abbildung der zuvor entwickelten Bewertungsmaßstäbe
- Fertigung von MVT-Schweißgutproben aus verschiedenen LTT-Legierungen mit begleitender Durchstrahlungsprüfung; Fertigung von MVT-Proben aus Alloy 602 CA
- Durchführung und Auswertung von MVT-Versuchen an verschiedenen Werkstoffen unter gezielter Variation der Prüfparameter
- Untersuchung des Einflusses verschiedener Grundwerkstoffe bei der MVT-Prüfung von Schweißzusatzwerkstoffen
- Metallografische Untersuchungen der LTT-Legierungen zur weiteren Charakterisierung ihres Erstarrungsrissverhaltens
- Ergänzende digitale Auswertung ausgewählter MVT-Proben zur Validierung der neu entwickelten Auswertemethodik sowie weiterhin zur Identifizierung der tatsächlichen, werkstoffspezifischen Erstarrungsrissanfälligkeit

4. Theoretische Betrachtungen zur Ausbreitung von Erstarrungsrisen

In Abschnitt 2.1.2 wurden die Zusammenhänge zwischen Start- und Endpunkten von Erstarrungsrisen und den ihnen entsprechenden Temperaturen innerhalb des BTR erläutert. Basierend auf diesen Erkenntnissen wurden bereits grundlegende Möglichkeiten aufgezeigt, wie aus den Eigenschaften beobachteter Risse auf die Erstarrungsrisanfälligkeit eines Werkstoffs geschlossen werden kann. Derartige theoretische Überlegungen lassen sich durch Einbeziehung der geometrischen Aspekte des zugrundeliegenden Prüfablaufs weiter konkretisieren. Dieses Kapitel widmet sich daher der detaillierten Ausgestaltung der zuvor eingeführten Grundlagen der Entstehung und Ausbreitung von Erstarrungsrisen für den spezifischen Anwendungsfall der Varestreint- bzw. Transvarestreint-Prüfung.

4.1. Bestandteile von Risslängen

Abbildung 4.1 stellt die beiden Grenzisothermen $T_{BTR,min}$ und $T_{BTR,max}$ eines sich nach rechts bewegenden Schmelzbads mit der Liquidus-Isotherme T_L dar. Die relative Lage der Grenzisothermen ist dabei im Sinne der Theorie von Prokhorov charakteristisch für den betrachteten Werkstoff. Zusammen mit den Schmelzlinien fassen die Grenzisothermen den rissanfälligen Bereich ein. Für den theoretischen Fall einer instantanen Dehnung entspricht die maximale Länge eines Erstarrungsrisse, der entlang der Nahtmitte verläuft (rot eingezeichnet) genau dem Abstand der beiden Grenzisothermen. Sofern der Abkühlverlauf der Schweißnaht bekannt ist, kann aus der Korrelation von $L_{R,max}$ mit dem Temperaturfeld zum Zeitpunkt der Deformation auf die Grenzisothermen $T_{BTR,max}$ und $T_{BTR,min}$ geschlossen werden. Die maximale Risslänge $L_{R,max}$ ist in diesem Fall ein direktes Maß für die Erstarrungsrisanfälligkeit des Werkstoffs. Es gilt:

$$L_{R,max} = d_{BTR}$$

Gleichung 4.1

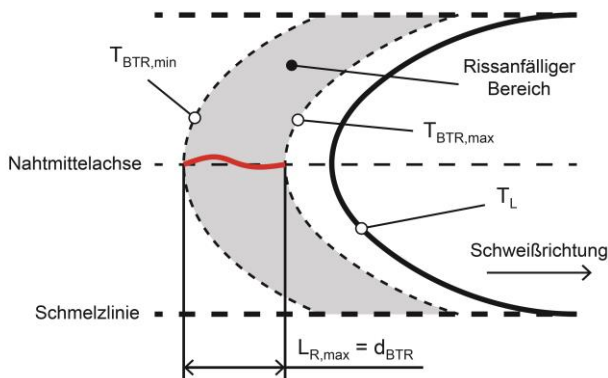


Abbildung 4.1: Die maximal mögliche Länge eines Erstarrungsrisse im theoretischen Fall der instantanen Dehnung, begrenzt durch den Abstand der Grenzisothermen $T_{BTR,max}$ und $T_{BTR,min}$ entlang der Nahtmittelachse

Für den realen Fall einer Verformung, die sich über einen definierten Zeitraum erstreckt, wird der rissanfällige Bereich durch die Bewegung des Schmelzbads vergrößert. Er wird nun

begrenzt von der Isotherme $T_{BTR,min}(t_B)$ zum Zeitpunkt des Deformationsbeginns und der Isotherme $T_{BTR,max}(t_E)$ zum Zeitpunkt des Deformationsendes, wie in Abbildung 4.2 dargestellt. Somit beinhaltet die Länge eines Risses, welcher sich über den gesamten Zeitraum der Verformung hinweg ausbreitet, neben dem Abstand d_{BTR} der beiden Grenzisothermen des BTR zusätzlich einen Anteil $d_{t,def}$, welcher derjenigen Wegstrecke entspricht, die das Schmelzbad während des Deformationsvorgangs zurücklegt. Die beiden Anteile unterscheiden sich grundlegend darin, dass $d_{t,def}$ allein durch den Prüfablauf bestimmt wird, und daher werkstoffunabhängig ist, während d_{BTR} dem maximalen Abstand der beiden Grenzisothermen $T_{BTR,max}$ und $T_{BTR,min}$ entspricht, und somit in jedem Fall vom Werkstoffverhalten abhängig ist.

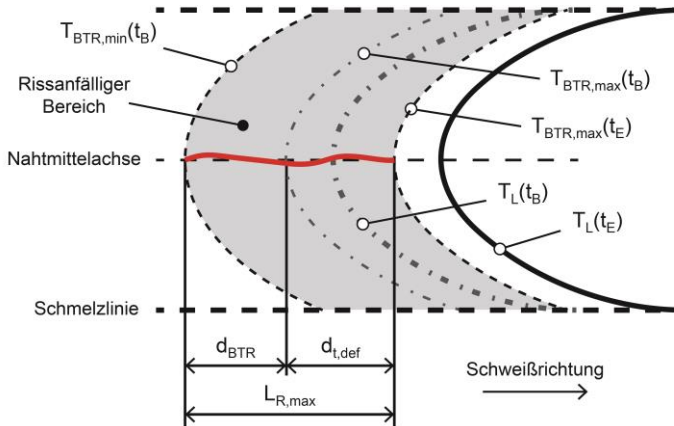


Abbildung 4.2: Verlängerung der maximal möglichen Länge eines Erstarrungsrisses durch die Bewegung der Grenzisothermen des BTR während einer Deformation der Zeitdauer t_{def}

Für den Fall eines Risses, der wie abgebildet genau entlang der Nahtmittellachse verläuft, entspricht der werkstoffunabhängige Anteil $d_{t,def}$ der Risslänge genau dem Abstand d_{SF} der Schmelzbadfronten zu Beginn und Ende der Deformation. Dieser wiederum lässt sich leicht aus Schweißgeschwindigkeit v_s und Deformationsdauer t_{def} berechnen. Es gilt:

$$d_{t,def} = d_{SF} = v_s \cdot t_{def} \quad \text{Gleichung 4.2}$$

Damit ergibt sich für die maximale Risslänge $L_{R,max}$, die infolge einer Vareststraint-Prüfung entstehen kann:

$$L_{R,max} = d_{BTR} + d_{t,def} \quad \text{Gleichung 4.3}$$

Der werkstoffabhängige Risslängenanteil d_{BTR} entspricht der bereits von Wolf [28] vorgeschlagenen korrigierten Risslänge $L_{MCL,korr}$ aus Gleichung 2.14. Das Verhältnis der beiden Anteile d_{BTR} und $d_{t,def}$ gibt demnach an, welchen Anteil werkstoffunabhängige Einflüsse an der Länge eines Risses haben. Es soll an dieser Stelle gemäß Gleichung 4.4 als Verhältnisfaktor f_v eingeführt werden.

$$f_v = \frac{d_{BTR}}{d_{t,def}}$$

Gleichung 4.4

4.2. Einfluss der Deformationsdauer

Je nach Prüfablauf verändert sich das zuvor eingeführte Verhältnis zwischen den werkstoffabhängigen und den werkstoffunabhängigen Anteilen der entstehenden Risse. Zur Erläuterung dieses Zusammenhangs sind in Abbildung 4.3 zwei identische Risslängen in unterschiedlichen Szenarien dargestellt. Der linke Bildteil enthält die modellhafte Darstellung eines Risses an einem Werkstoff mit ausgedehntem BTR, entstanden infolge einer zeitlich kurzen Deformation. Analog dazu zeigt der rechte Bildteil die gleiche Risslänge für einen Werkstoff mit schmalen BTR, der jedoch über einen längeren Zeitraum verformt wurde. So wird offensichtlich, dass die entstandenen Risse zwar quantitativ im Sinne der Risslänge identisch sind. Das bedeutet jedoch keinesfalls, dass die tatsächlichen Erstarrungsrissanfälligkeiten der beiden untersuchten Szenarien ebenfalls auf dem gleichen Niveau liegen. Dieser Umstand lässt sich gut anhand des zuvor eingeführten Verhältnisfaktors quantifizieren. Für den im linken Bildteil dargestellten Fall ist $f_v \approx 3$, für den rechten Bildteil hingegen ist $f_v \approx 1/3$.

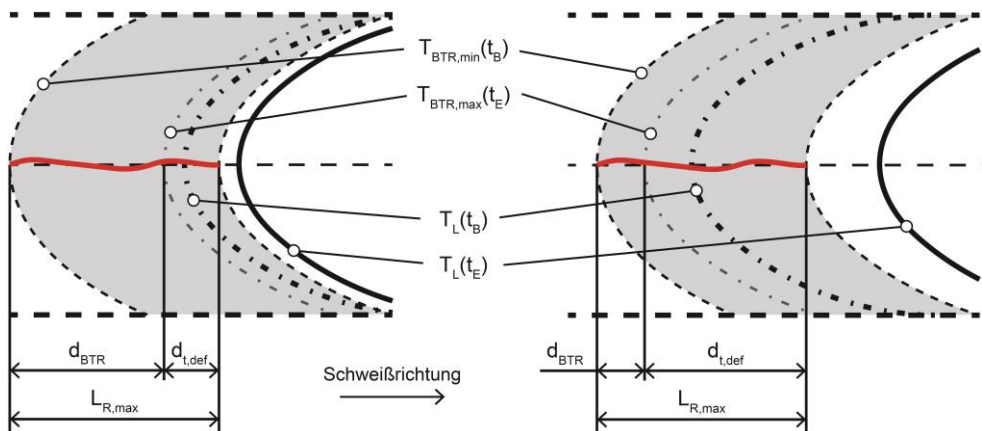


Abbildung 4.3: Zwei Mitterisse gleicher Länge, die infolge einer zeitlich kürzeren (links) oder längeren Deformation entstanden sind

Um aus den Risslängen verschiedener Vastrestraint-Proben auf möglicherweise unterschiedliche Erstarrungsrissanfälligkeiten schließen zu können, müssen also zwingend die jeweiligen Prüfparameter berücksichtigt werden. Insbesondere die Dauer der Deformation spielt eine entscheidende Rolle. Ohne Berücksichtigung der Prüfparameter ergibt sich bei unterschiedlichen Verhältnisfaktoren f_v aus dem reinen Vergleich der absoluten Risslängen eine ungenaue Bewertung der Erstarrungsrissanfälligkeit.

4.3. Orientierung und Lage von Rissen

Die bisher eingeführten Betrachtungen gehen von Rissen aus, die genau entlang der Nahtmittelachse liegen. In der Realität verlaufen Erstarrungsrisse, die infolge der MVT-Prüfung entstehen, jedoch nicht ausschließlich entlang der Nahtmittelachse (vgl. Abschnitt 2.1.2).

Weiterhin erfolgt die Ausbreitung von Erstarrungsrissen notwendigerweise entlang der Vorzugsrichtung der Kristallisation, und somit senkrecht zur Schmelzbadisotherme. Aufgrund der annähernd elliptischen Gestalt der Schmelzbadisothermen ist die maximale Ausbreitung eines Erstarrungsrisses, der sich zwischen den beiden kritischen Grenzisothermen $T_{BTR,max}$ und $T_{BTR,min}$ erstreckt, stets abhängig von seinen Endpunkten. Zur Verdeutlichung dieses Sachverhalts zeigt Abbildung 4.4 die beiden Grenzisothermen sowie vier identische Verläufe des idealen Kristallisationsverlaufs, jeweils um verschiedene Beträge entlang der Nahtmittelachse verschoben.

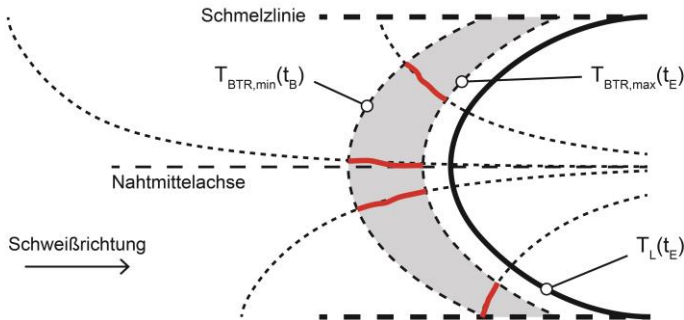


Abbildung 4.4: Maximal mögliche Risslänge in Abhängigkeit vom Abstand des Rissausgangsorts von der Nahtmitte.

Aus Abbildung 4.4 wird deutlich, dass Erstarrungsrisse je nach ihrem Abstand zur Nahtmitte unterschiedliche maximale Längen erreichen können. Gleichzeitig jedoch sind alle vier Risse im metallurgischen Sinne äquivalent, da sie denselben Temperaturbereich, bzw. dasselbe BTR repräsentieren.

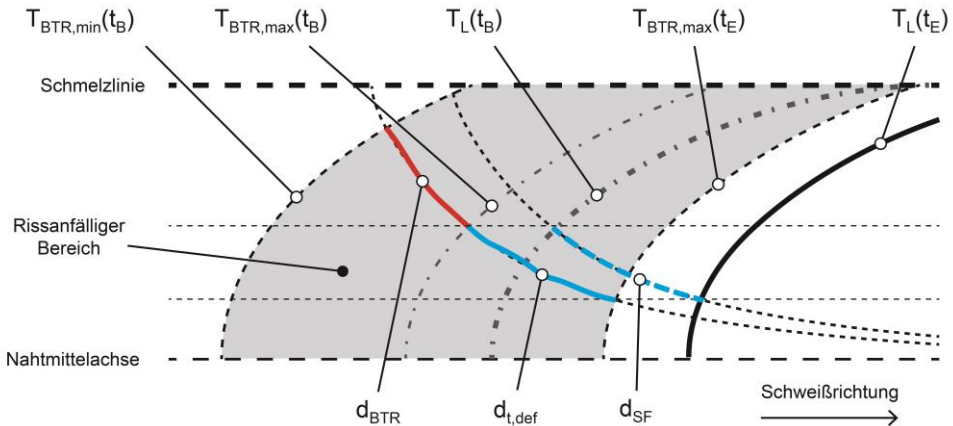


Abbildung 4.5: Näherungsweise Bestimmung des werkstoffunabhängigen Risslängenanteils von Rissen abseits der Nahtmitte

Für Risse, die genau entlang der Nahtmittelachse verlaufen, gilt gemäß Gleichung 4.2, dass der werkstoffunabhängige Anteil $d_{t,def}$ der Risslänge genau dem Abstand d_{SF} der Schmelzbadfronten zu Beginn und Ende der Deformation entspricht. Für Risse, die außerhalb der

Nahtmitte liegen, ist stattdessen der Abstand der Isothermen $T_{BTR,max}(t_B)$ und $T_{BTR,max}(t_E)$ entlang des idealen Kristallisationsverlaufs zu ermitteln. Sofern deren exakter Verlauf jedoch nicht bekannt ist, kann stattdessen näherungsweise der Abstand d_{SF} der beiden Liquidus-Isothermen verwendet werden. Dieser wird in gleichem Abstand von der Nahtmitte wie das rechte Ende des Risses und entlang des idealen Verlaufs der Kristallisation bestimmt, wie in Abbildung 4.5 dargestellt. In diesem Fall gilt:

$$d_{t,def} \approx d_{SF}$$

Gleichung 4.5

4.4. Gesättigte und ungesättigte Risse

Sofern mehrere Risse an derselben MVT-Probe auftreten, erreichen diese nicht notwendigerweise alle die theoretisch maximale Risslänge im Sinne von Gleichung 4.3. Daher soll an dieser Stelle die Unterscheidung in gesättigte und ungesättigte Risse eingeführt werden. Als gesättigt werden diejenigen Risse bezeichnet, deren physische Ausdehnung gemäß den obigen Ausführungen die Erstarrungsrissanfälligkeit des Werkstoffs im vorliegenden Anwendungsfall charakterisieren. Gesättigte Risse wachsen demnach über die gesamte Zeitdauer der Deformation hinweg, und erstrecken sich zusätzlich über die Länge d_{BTR} , decken also das gesamte BTR des Werkstoffs unter den gegebenen Bedingungen ab. Ihre Länge L_R entspricht der maximal möglichen Risslänge $L_{R,max}$, im Folgenden daher auch Sättigungsrisslänge genannt. Diese Eigenschaft ist Grundvoraussetzung für die Berechnung des Verhältnisfaktors f_v . Für den Grenzfall, dass nur ein Riss an einer Probe auftritt, bleibt auch nur dieser eine Riss zur Charakterisierung der Erstarrungsrissanfälligkeit. Der Riss kann damit automatisch als gesättigt angenommen werden.

Risse, die nicht die charakteristische Sättigungsrisslänge erreichen, werden im Folgenden als ungesättigt bezeichnet. Sie charakterisieren nicht zwingend die Erstarrungsrissanfälligkeit des zugrundeliegenden Anwendungsfalls. Die Länge L_R eines ungesättigten Risses setzt sich zu unbekanntem Anteil aus werkstoffabhängigen und werkstoffunabhängigen Anteilen zusammen. Eine Unterteilung seiner Länge in d_{BTR} und $d_{t,def}$, und somit die Berechnung des Verhältnisfaktors f_v , ist demnach nicht möglich.

Analog zu f_v kann jedoch entsprechend Gleichung 4.6 der Sättigungsfaktor f_s formuliert werden. Die Gleichung verwendet dabei die volle Risslänge L_R anstelle der werkstoffabhängigen Teilstrecke d_{BTR} . Somit ist es unerheblich, ob der betrachtete Riss gesättigt ist. Der Sättigungsfaktor f_s lässt sich also, anders als der Verhältnisfaktor f_v , für jeden beliebigen Riss berechnen. Zwar sind durch den Wegfall der expliziten Unterscheidung zwischen den beiden Anteilen der Risslänge Rückschlüsse auf die kritischen Temperaturen $T_{BTR,max}$ und $T_{BTR,min}$ nicht mehr möglich. Stattdessen aber trifft der Sättigungsfaktor f_s eine belastbare Aussage darüber, ob das Wachstum des Risses möglicherweise schon vor dem zeitlichen Ende der Deformation zum Erliegen kommt. Dies ist zwingend der Fall, wenn $f_s < 1$ ist. Somit stellt f_s eine leicht zugängliche, werkstoffspezifische Kenngröße dar, mithilfe derer sich rein geometrisch feststellen lässt, wie hoch unter bestimmten Randbedingungen die Resistenz des Werkstoffs gegen die Ausbreitung von Erstarrungsrissen ist.

$$f_s = \frac{L_R}{d_{t,def}} \quad \text{Gleichung 4.6}$$

Bei Erreichen der Sättigungsrisslänge $L_{R,max}$ ergibt sich der in Gleichung 4.7 formulierte Zusammenhang von f_s und f_v durch Einsetzen von Gleichung 4.3 in Gleichung 4.6. Der entsprechende Betrag des Sättigungsfaktors an diesem Punkt wird als Grenzsättigung $f_{s,g}$ bezeichnet (Gleichung 4.8).

$$f_s(R_L = R_{L,max}) = f_v + 1 = f_{s,g} \quad \text{Gleichung 4.7}$$

$$f_{s,g} = \frac{d_{BTR}}{d_{t,def}} + 1 \quad \text{Gleichung 4.8}$$

4.5. Bewertung des Sättigungsfaktors

Aus der Trennung von werkstoffabhängigen und werkstoffunabhängigen Einflüssen ergibt sich die Möglichkeit, Risslängen auch qualitativ zu bewerten. Hierfür eignet sich besonders der zuvor beschriebene Sättigungsfaktor f_s , der für jeden beliebigen Riss leicht berechnet werden kann. Für den simplen Fall, dass an einer Probe nur ein Riss entsteht, kann demnach die Erstarrungsrissanfälligkeit der Probe im untersuchten Anwendungsfall anhand des Sättigungsfaktors dieses einen Risses charakterisiert werden.

Sobald mehrere Risse an der Probe entstehen, ist bei der Bewertung der Probe stets auch die Gesamtheit der Risse zu berücksichtigen, da diese charakteristisch für die beobachtete Erstarrungsrissanfälligkeit der Probe ist. Das Standardvorgehen der MVT-Auswertung greift hierfür auf die Gesamtrisslänge zurück. Analog lässt sich auch der Sättigungsfaktor f_s auf die Gesamtheit aller Risse einer Probe übertragen. Da es sich jedoch um einen relativen Wert handelt, kann keine Summe gebildet werden, wie im Fall der Gesamtrisslänge, sondern es ist ein Mittelwert zu finden. Hierzu wird der Sättigungsfaktor $f_{s,P}$ der gesamten Probe als das arithmetische Mittel der Sättigungsfaktoren aller Risse (Anzahl n) gemäß Gleichung 4.9 festgelegt. Analog ergibt sich die äquivalente (durchschnittliche) Risslänge der Probe nach Gleichung 4.10.

$$f_{s,P} = \frac{\sum f_s}{n} \quad \text{Gleichung 4.9}$$

$$L_{R,P} = \frac{\sum L_R}{n} \quad \text{Gleichung 4.10}$$

Für die zusammenfassende Bewertung der Probe ist die Unterscheidung in gesättigte und ungesättigte Risse, und somit die Frage, ob ein einzelner Riss jeweils charakteristisch für die Erstarrungsrissanfälligkeit des Werkstoffs ist, nicht mehr relevant. Stattdessen wird die Gesamtheit der Risse als charakteristischer, und somit quasi-gesättigter Zustand festgelegt. Aus Gleichung 4.8 und Gleichung 4.10 ergibt sich somit der Sättigungsfaktor $f_{s,P}$ für die gesamte Probe:

$$f_{s,P} = \frac{L_{R,P}}{d_{t,def}} = \frac{d_{BTR,P}}{d_{t,def}} + 1$$

Gleichung 4.11

Anhand des Sättigungsfaktors $f_{s,P}$ lässt sich schließlich eine Bewertung der Erstarrungsrissanfälligkeit der gesamten Probe vornehmen. Dabei lassen sich folgende Fälle unterscheiden:

1. $f_{s,P} = 0$: Rissfreier Bereich

Es kommt nicht zur Rissbildung.

2. $0 < f_{s,P} \leq 1$: Unterkritischer Bereich

Risse können unter den gegebenen Randbedingungen zwar entstehen, der Werkstoff vermag es allerdings auch, ihre Ausbreitung zu verzögern bzw. vor Ende des Deformationsvorgangs zu stoppen. Die Risslänge ist im Mittel kürzer als diejenige Strecke, die der Schweißbrenner während der Deformation zurücklegt.

3. $1 < f_{s,P} \leq 2$: Übergangsbereich:

Die durchschnittliche Risslänge entspricht mindestens der Wegstrecke, die der Schweißbrenner während der Deformation zurücklegt. Es lässt sich jedoch keine Aussage darüber treffen, ob der Werkstoff imstande ist, die Rissausbreitung zu stoppen, da die genaue Verteilung der werkstoffabhängigen und werkstoffunabhängigen Anteile der Risslängen unbekannt ist.

4. $2 < f_{s,P}$: Kritischer Bereich

Der werkstoffabhängige Anteil $d_{BTR,P}$ der äquivalenten Risslänge $L_{R,P}$ ist zwingend größer als ihr werkstoffunabhängiger Anteil $d_{t,def}$. Bei hinreichend schneller Deformation, und somit kleinem $d_{t,def}$, lässt sich daraus schließen, dass die Rissbildung gesättigt ist.

Schlussfolgerung:

Die Einteilung des Sättigungsfaktors in die beschriebenen vier Bereiche verdeutlicht, dass aus der kombinierten Betrachtung von Risslängen und Prüfablauf zusätzliche, qualitative Aussagen über das Werkstoffverhalten gezogen werden können. Insbesondere lässt sich so feststellen, in welchem Maße der Werkstoff entstandene Risse an ihrer Ausbreitung hindern kann, und inwiefern im betreffenden Anwendungsfall eine gesättigte Rissbildung vorliegt.

4.6. Bestimmung der Relativen Risslänge

Mit Hilfe des Sättigungsfaktors $f_{s,P}$ einer MVT-Probe lässt sich feststellen, in welchem Maße der betreffende Werkstoff Erstarrungsrisse an ihrer Ausbreitung hindern kann. Durch die getrennte Betrachtung werkstoffabhängiger und werkstoffunabhängiger Bestandteile von Risslängen stellt der Sättigungsfaktor im Gegensatz zur Risslänge einen werkstoffspezifischen Kennwert dar. Seine genaue Bestimmung erfordert jedoch die Kenntnis der werkstoffunabhängigen Risslängenteile $d_{t,def}$.

Für Risse, die außerhalb der Nahtmitte liegen, ist $d_{t,def}$ von der Lage der kritischen Isothermen $T_{BTR,max}$ abhängig (vergleiche Abschnitt 4.3), welche jedoch prinzipbedingt nicht vorab bekannt ist. Dies wäre allerdings erforderlich, um den zuvor eingeführten Sättigungsfaktor $f_{s,P}$

auch praktisch für die Bewertung der Erstarrungsrissanfälligkeit anwenden zu können. Um diese Lücke zu schließen, soll an dieser Stelle analog zum Sättigungsfaktor $f_{s,P}$ die Relative Risslänge $L_{R,rel}$ eingeführt werden. Diese ergibt sich gemäß Gleichung 4.12 aus der gemessenen Risslänge L_R und dem Abstand d_{SF} der Schmelzbadfronten zu Beginn und Ende der Deformation, gemessen entlang des idealen Kristallisationsverlaufs. Analog zu Gleichung 4.10 lässt sich die Relative Risslänge entsprechend Gleichung 4.13 auch für die gesamte Probe berechnen.

$$L_{R,rel} = \frac{L_R}{d_{SF}} \quad \text{Gleichung 4.12}$$

$$L_{rel} = \frac{\sum L_{R,rel}}{n} \quad \text{Gleichung 4.13}$$

Für den Fall eines Mitternisses sind d_{SF} und $d_{t,def}$ identisch (Gleichung 4.2), und es gilt: $L_{R,rel} = f_{s,P}$. Für Risse, die abseits der Nahtmittelachse liegen, stellt $L_{R,rel}$ hingegen eine Näherung des Sättigungsfaktors dar (vgl. Gleichung 4.5). Allerdings erfolgt diese Näherung uniform für alle Risse, wodurch keine relativen Abweichungen zwischen einzelnen Rissen entstehen können.

Zur Bestimmung der Relativen Risslänge werden die tatsächliche Risslänge, der Abstand des Risses von der Nahtmitte, sowie der Abstand der Schmelzbadfronten entlang des idealen Kristallisationsverlaufs benötigt. Somit lässt sich das werkstoffspezifische Erstarrungsrissverhalten einer MVT-Probe anhand der Schmelzbadform, der Schweißgeschwindigkeit, der Deformationsdauer und der Koordinaten aller entstandenen Erstarrungsrisse charakterisieren.

4.7. Schlussfolgerung

In den vorhergehenden Abschnitten wurde aufgezeigt, wie genau die Erstarrungsrissanfälligkeit eines Werkstoffs mit den Anfangs- und Endkoordinaten der infolge einer MVT-Prüfung entstandenen Risse in Verbindung steht. So zeigt sich, dass durch die Anwendung der eingeführten Sättigungsfaktoren zusätzliche Erkenntnisse aus der Prüfung gewonnen werden können. Die Auswertung von MVT-Proben erhält so gegenüber dem Standardvorgehen eine zusätzliche, qualitative und quantitative Dimension. Die Implementierung dieser Berechnungen erfordert für jede betrachtete Probe die genaue Erfassung der Start- und Endpunkte aller Risse, die Vermessung der Nahtbreite und des horizontalen Schmelzbadradius, sowie die genaue Kenntnis der Deformationsdauer und der Schweißgeschwindigkeit. So kann unter Berücksichtigung der Prüfparameter ein direkter Zusammenhang zwischen den erfassten Rissen und der Erstarrungsrissanfälligkeit hergestellt werden. Dies ermöglicht belastbare Vergleiche unterschiedlicher Vareststraint-Ergebnisse, auch wenn die Prüfungen unter verschiedenen Bedingungen erfolgten.

5. Experimentelle Durchführung

Die durchgeführten Arbeiten lassen sich in zwei voneinander weitestgehend unabhängige Teilaspekte trennen. Zum einen dienen die durchgeführten MVT-Versuche der Charakterisierung der Erstarrungsrisanfälligkeit der betrachteten Werkstoffe. Ihre Auswahl erfolgte auf Basis früherer Untersuchungen und beschränkte sich bewusst auf Werkstoffe, die bekanntermaßen grundsätzlich anfällig für Erstarrungsrisse sind. Ihre technischen Eigenschaften werden zu Beginn dieses Kapitels vorgestellt, gefolgt von den Informationen zur Ausführung sämtlicher experimenteller Arbeiten. Zum zweiten dienen die durchgeführten MVT-Versuche als Instrument für die Entwicklung und Validierung einer Auswertemethodik auf Basis der im vorigen Abschnitt eingeführten theoretischen Betrachtungen, wobei die betrachteten Werkstoffe für dieses Arbeitspaket zweitrangig sind. Eine detaillierte Beschreibung der rechnergestützten Auswertung schließt dieses Kapitel ab.

5.1. Werkstoffe

In Abschnitt 2.5 wurde das Konzept der LTT-Schweißzusatzwerkstoffe erläutert, sowie offene Fragen des Einflusses ihrer chemischen Zusammensetzung auf ihr Erstarrungsrisverhalten herausgearbeitet. Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten MVT-Versuche dienen zunächst der Klärung eben jenes Einflusses der chemischen Zusammensetzung. Die hierzu betrachteten Schweißzusatzwerkstoffe wurden anhand der Ergebnisse aus früheren Untersuchungen zum Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die M_s -Temperatur [120] und auf die Erstarrungsrisanfälligkeit [45] ausgewählt. Ihre chemischen Zusammensetzungen, Chrom-Nickel-Äquivalentverhältnisse und Martensit-Start-Temperaturen (M_s) sind Tabelle 5.1 zu entnehmen. Die Werkstoffe lagen dabei in Form von Metallpulverfülldrähten der Durchmesser 1,2 mm und 1,6 mm vor.

Tabelle 5.1: Chemische Zusammensetzung der verwendeten LTT-Schweißzusatzwerkstoffe. Legierungsgehalte in Gewichts-% ermittelt durch optische Funkenemissions-Spektralanalyse (OES). Cr- und Ni-Äquivalente berechnet nach: $Cr_{\text{äq}} = Cr$, $Ni_{\text{äq}} = Ni + 30C + 0,5 Mn$. Martensit-Start-Temperaturen berechnet nach [121]

Typ	Nr.	C	Cr	Ni	Mn	Si	Fe	$Cr_{\text{äq}}/Ni_{\text{äq}}$	M_s in °C
CrNi	9	0,05	7,48	6,05	0,47	0,26	Rest	0,98	297
CrNi	10	0,07	7,41	6,08	0,49	0,27	Rest	0,90	275
CrMn	25	0,03	11,40	0,02	5,00	n. b.	Rest	3,28	176
CrNi	26	0,04	11,66	4,73	0,75	0,41	Rest	1,85	239
CrMn	27	0,07	10,34	0,04	9,45	0,38	Rest	1,51	120

Als zusätzlicher Werkstoff wurde die Nickelbasis-Legierung Alloy 602 CA ausgewählt (Werkstoff-Nr.: 2.4633, NiCr25FeAlY, auch Nicrofer 6025). Das Erstarrungsrisverhalten von 602 CA wurde bereits von [28] mittels umfangreicher MVT-Prüfungen untersucht. Ferner liegen aus früheren Prüfaufträgen an verschiedenen Laborchargen MVT-Ergebnisse für einige hundert weitere Proben vor. Übereinstimmend stellen alle verfügbaren Quellen eine

ausgeprägte Erstarrungsrisanfälligkeit des Werkstoffs fest. Somit eignet sich 602 CA hervorragend als verlässliche Bezugsgröße für die neu zu entwickelnde MVT-Auswertemethodik.

Der Werkstoff Alloy 602 CA erfährt aufgrund guter Oxidationsbeständigkeit bei hohen Temperaturen und hoher Beständigkeit in korrosiven Medien zunehmende Beachtung im wärmetechnischen und chemischen Anlagenbau, dem Kraftwerksbau oder der Automobilindustrie [122]. Die mittels optischer Emissionsspektroskopie ermittelte chemische Zusammensetzung der verwendeten Charge, sowie die vom Hersteller spezifizierte Zusammensetzung [122], sind Tabelle 5.2 zu entnehmen.

Tabelle 5.2: Chemische Zusammensetzung der Legierung Alloy 602 CA in Gewichts-%. Ist-Werte bestimmt mittels Funkenemissions-Spektralanalyse, Soll-Werte nach Herstellerangabe [122]

	Ni	Cr	Fe	C ¹	Mn	Si	Cu	Al	Ti	Y	Zr
Ist		25,53	8,91	n. b.	0,04	0,02	0,01	2,32	0,17	-	0,07
Soll, min.	Rest	24	8	0,15	-	-	-	1,8	0,1	0,05	0,01
Soll, max.		26	11	0,25	0,5	0,5	0,1	2,4	0,2	0,12	0,1

5.2. Fertigung der MVT-Proben

Im Falle der untersuchten Schweißzusatzwerkstoffe mussten zuerst Rohlinge hergestellt werden, aus denen MVT-Proben hergestellt werden konnten, deren Probenoberfläche aus Schweißgut besteht. Hierzu wurden zunächst einzelne Grundkörper mit den Abmaßen 130 x 40 x 15 mm³ gefertigt, die mit einer 20 mm breiten und 7 mm tiefen, mittigen Nut versehen waren. Diese Nuten wurden mittels Metallschutzgas-Verfahren in fünf Lagen mit dem jeweils verwendeten Schweißzusatzwerkstoff gefüllt. Der Lagenaufbau und das Nutprofil sind in Abbildung 5.1 dargestellt.

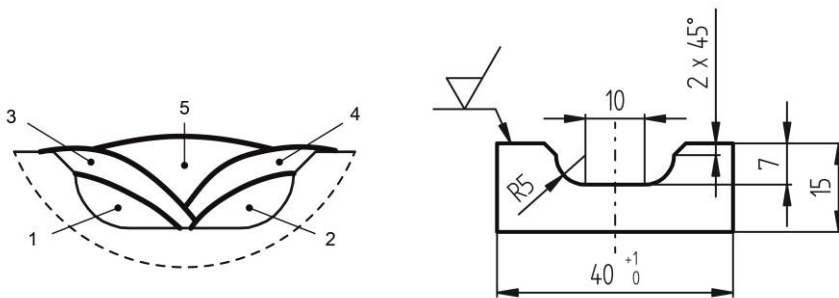


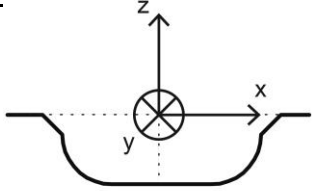
Abbildung 5.1: Lagenaufbau der MVT-Schweißgutproben (links). Das Schweißgut wird eingebracht in eine Nut mit den rechts dargestellten Abmessungen

¹ Der Kohlenstoffgehalt ist mit dem verwendeten OES-Gerät nicht bestimmbar.

Um eine möglichst hohe Reproduzierbarkeit zu gewährleisten, wurde die Brennerführung durch Einsatz eines Dreiachsportals vollständig automatisiert. Tabelle 5.3 enthält die Start- und End-Koordinaten der Verfahrenswege für jede Lage. Als Brennerposition wurde dabei das Drahtende bei einem Kontaktrahabstand von 18 mm festgelegt, der Nullpunkt eines jeden Rohlings entspricht dem Mittelpunkt der kürzeren Kante seiner Oberseite. Die Schweißgeschwindigkeit betrug 35 cm/min für alle Lagen. Zur Endkraterfüllung wurde eine Absenkung über 2 s auf 50 % Leistung programmiert, welche dann weitere 2,5 s gehalten wurde. Der Schweißbrenner wurde in 10° stechender Position geführt, die Zwischenlagentemperatur betrug 75 °C.

Tabelle 5.3: Position und verwendete Schweißparameter für die einzelnen Lagen

Lage	x	z	Drahtvorschub in m/min ²	Streckenenergie in kJ/cm
1	5	-4	7,5	9
2	-5	-4	7,5	9
3	7,5	-2	7,5	9
4	-7,5	-2	7,5	9
5	0	-1	12	15,5



Als Schweißstromquelle wurde das Modell „alpha Q 552 RC“ der Firma EWM in Verbindung mit der Drahtvorschubeinheit „alpha Q-drive 4L“ desselben Herstellers eingesetzt. Dabei wurden die Standardkennlinien für Fülldrähte der jeweils verwendeten Drahtdurchmesser eingestellt (Ø 1,2 mm: Kennlinie Nr. 229; Ø 1,6 mm: Kennlinie Nr. 230). Als Schutzgas wurde Argon mit 8% CO₂-Beimischung verwendet.

Die Fertigung der eigentlichen Proben mit den Maßen 100 x 40 x 10 mm³ erfolgte spanend, wobei sich die Abfolge der Fertigungsschritte vorrangig nach den verwendeten Halbzeugen bzw. Rohlingen richtete. Abschließend wurde die Probenoberseite in Längsrichtung (spätere Schweißrichtung) plangeschliffen, wodurch die Probe auf das exakte Endmaß von (10 ± 0,01) mm gebracht wurde. Die Markierung der Proben erfolgte durch Stempelung im äußersten Randbereich der geschliffenen Prüfseite.

5.3. Grundwerkstoffe der MVT-Schweißgutproben

In der Praxis der MVT-Prüfung von Schweißzusatzwerkstoffen kommt dem in der Probenherstellung verwendeten Grundwerkstoff meist keine nennenswerte Beachtung zu. Die Auswahl der Grundwerkstoffe richtet sich vielmehr nach praktischen Gründen wie der Verfügbarkeit, oder orientiert sich an den industriell bevorzugt eingesetzten Grundwerkstoffen. Um die Zulässigkeit dieser Praxis zu überprüfen, wurden für ausgewählte Werkstoffe MVT-Schweißgutproben mit den Grundwerkstoffen S235 und S960Q hergestellt. Diese wurden

² Angaben beziehen sich auf Drahtdurchmesser 1,2 mm. Für 1,6 mm ergeben sich die Drahtvorschübe analog zu 4,1 m/min bzw. 6,6 m/min

anschließend bei identischen Parametern geprüft, um eventuelle quantitative Unterschiede in den Ergebnissen eingrenzen zu können.

5.4. Durchstrahlungsprüfung der MVT-Schweißgutproben

Die Fertigung der MVT-Schweißgutproben wurde bereits prozessbegleitend anhand von Durchstrahlungsprüfungen validiert, um eine möglichst hohe Qualität der schweißtechnischen Fertigung gewährleisten zu können. Die verschiedenen Schweißzusätze zeigten eine unterschiedlich starke Neigung zu Schweißfehlern, insbesondere Bindefehlern zwischen den eingebrachten Lagen. Grundsätzlich lässt sich sagen, dass die Legierungen des Typs Chrom-Mangan hinsichtlich eventueller Schweißfehler relativ unproblematisch sind, während mit den Legierungen des Typs Chrom-Nickel nur nach sorgfältiger Anpassung des Lagenaufbaus fehlerfreie Mehrlagenschweißungen realisiert werden konnten. Besonders bei der Einbringung von Lagen, die ausschließlich auf zuvor eingebrachtem Schweißgut liegen, besteht die Gefahr von Bindefehlern. Diese Problematik wird durch zu geringe Zwischenlagentemperaturen weiter verstärkt.

Jede fertig bearbeitete MVT-Probe wurde vor der eigentlichen Prüfung durchstrahlt, um eventuelle Volumenfehler zuverlässig erkennen zu können. Während keine der gefertigten Proben äußerliche Anzeichen von Schweißfehlern zeigte, waren infolge der Durchstrahlungsprüfung an einigen Proben kleinere Defekte zwischen den Lagen zu erkennen, meist in Schweißrichtung zu Beginn oder Ende der Naht. Die Proben wurden daher entsprechend in die Kategorien A („Prüfbereich fehlerfrei“), B („Prüfbereich wahrscheinlich fehlerfrei“) und C („Kleinere Defekte im Prüfbereich“) eingeteilt.

Für die spätere Prüfung wurden die Proben anschließend so aufgeteilt, dass pro Parametersatz mindestens eine Probe der Kategorie A oder B zur Verfügung stand. Proben der Kategorie C wurden nur für die oberflächliche Auswertung herangezogen. Spätere Vergleiche im Anschluss an die erfolgte MVT-Prüfung zeigten, dass für Proben verschiedener Kategorien keine statistisch signifikanten Unterschiede hinsichtlich ihres Rissaufkommens an der Probenoberfläche bestehen.

Sämtliche Durchstrahlungen erfolgten gemäß DIN EN ISO 17636-1 unter Verwendung einer „TITAN 420“ Quelle mit 1,5 mm Fokus bei 150 kV, 6 mA und einer Belichtungszeit von 2 min. Als Film kam der Typ C4/C5 zum Einsatz, der Film-Fokus-Abstand betrug 1000 mm. Es wurde die Bildgütezahl w15 erreicht.

5.5. MVT-Prüfung

Die eigentliche Prüfung nach dem MVT-Verfahren erfolgte an der MVT-Anlage der BAM in Anlehnung an BAM-interne Standards. Das genaue Vorgehen wurde bereits in Abschnitt 2.3.1 detailliert beschrieben. Ausgehend von den beiden Standardparametersätzen (vgl. Tabelle 2.1) wurde das Parameterfeld im Laufe der Untersuchungen iterativ erweitert auf die in Tabelle 5.4 aufgeführten Prüfparameter. Daraus ergibt sich der in Tabelle 5.6 dargestellte Gesamtrahmen der durchgeführten Versuche. Die Tabelle gibt dabei an, wie viele Proben jeweils pro Werkstoff und Parametersatz geprüft wurden. Eine entsprechende Aufschlüsselung der Werkstoffbezeichnungen ist Tabelle 5.5 zu entnehmen. Als Schutzgas wurde Argon 5.0 verwendet.

Die Auswertung der Proben erfolgte für alle Proben zunächst gemäß des in Abschnitt 2.3.1 erläuterten Vorgehens nach ISO/TR 17641-3. Auf Basis dieser Ergebnisse erfolgte die Auswahl der Proben für die metallografischen Untersuchungen. Darüber hinaus wurden die Proben ausgewählter Versuchsreihen später zusätzlich digital ausgewertet.

Tabelle 5.4: Parameterfeld der durchgeführten MVT-Versuche

Bezeichnung Schweißparametersatz	6	7,6 (1)	7,6 (2)	7,6 (3)	7,6 (4)	10	14	18
Streckenenergie (kJ/cm)	6	7,6	7,6	7,6	7,6	10	14,5	18
Schweißstrom (A)	180	190	114	152	228	200	210	180
Schweißgeschwindigkeit (mm/s)	3,6	3	1,8	2,4	3,6	2,4	1,8	1,2
Lichtbogenspannung (V)	12 V							
Biegegeschwindigkeit	0,2 mm/s, 2 mm/s, 6 mm/s, 18 mm/s							
Gesamtdehnung	1% / 2% / 4%							

Tabelle 5.5: Verwendete Werkstoffe für die MVT-Prüfungen

Kurzbezeichnung	Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff ³	Anzahl Proben
9/960	S960Q	CrNi-LTT Nr. 9	42
10/960	S960Q	CrNi-LTT Nr. 10	54
25/235	S235	CrMn-LTT Nr. 25	3
25/960	S960Q	CrMn-LTT Nr. 25	54
26/235	S235	CrMn-LTT Nr. 26	39
26/960	S960Q	CrMn-LTT Nr. 26	5
27/235	S235	CrMn-LTT Nr. 27	39
27/960	S960Q	CrMn-LTT Nr. 27	48
602 CA	Alloy 602 CA ⁴	-	24
Summe			308

³ Chem. Zusammensetzung ist Tabelle 5.1 zu entnehmen

⁴ Chem. Zusammensetzung ist Tabelle 5.2 zu entnehmen

5 Experimentelle Durchführung

Tabelle 5.6: Versuchsmatrix für die MVT-Prüfungen. Die Zahlen im mittleren, weiß hinterlegten Teil der Tabelle geben an, wie viele Proben jedes Werkstoffs pro Parametersatz geprüft wurden.

Biegegeschw.	Dehnung		1%		2%		4%						Werkstoffe			
	Modus		V		V		Varestraint			Transvarestraint						
	2	2	2	2	6	18	0,2	2	6	18	0,2	2		6	18	
Streckenenergien	18						3		3						25/960	
	14	1	2	2	2	3	3	3	3	3	3	3	3	3	9/960	
															10/960	
															25/235	
		25/960														
		26/235														
		26/960														
		27/235														
		27/960														
		602 CA														
	10															9/960
																10/960
																25/960
																26/235
																27/235
																27/960
	7,6 (4)															26/235
																27/235
	7,6 (3)															26/235
																27/235
	7,6 (2)															10/960
																26/235
																27/235
																27/960
	7,6 (1)	1	2	2	2	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	9/960
10/960																
25/960																
26/235																
26/960																
27/235																
27/960																
602 CA																
6															9/960	
															25/960	
															26/235	
															27/235	

5.6. Analyse des Werkstoffgefüges

Für alle verwendeten LTT-Legierungen wurden metallografische Untersuchungen des Gefüges an ausgewählten Proben nach erfolgter Prüfung vorgenommen. Hierzu wurden Querschliffe durch die rissbehafteten Bereiche der Probenmitte angefertigt und nach Lichtenegger und Bloech 1 (LB1) geätzt. Die Auswertung erfolgte anschließend anhand lichtmikroskopisch erfasster Digitalaufnahmen. Darüber hinaus wurden zur Charakterisierung des Seigerungsverhaltens der Werkstoffe Nr. 10 und Nr. 27 Elektronenstrahlmikroanalysen (ESMA) mit einer Mikrosonde Typ „JXA-8900 RL“ der Firma JEOL durchgeführt.

5.7. Untersuchungen der Probentopografie

Zur Klärung des Einflusses verschiedener Grundwerkstoffe wurden die Oberflächen ausgewählter Proben des Werkstoffs Nr. 25 mittels 3D-Scans digitalisiert. Die Messungen erfolgten mit dem 3D-Laser-Profilsensor DSMax der Firma Cognex, ergänzt um einen 2D-Verfahrtisch. Die laterale Auflösung des Messaufbaus beträgt 15 µm. Die Auswertung der Daten erfolgte unter Verwendung der Software „GOM Inspect Suite“. Hierbei wurden die erfassten Punktwolken zunächst in Polygone umgewandelt und daraus die dreidimensionalen Oberflächen für die durchgeführten Analysen berechnet.

6. Entwicklung von Software-Tools zur Analyse von Rissen und Prüfparametern

In Kapitel 4 wurden die Zusammenhänge zwischen Orientierung und Lage eines Risses und den Mechanismen von Rissentstehung und -ausbreitung behandelt. Es wurde weiterhin erörtert, inwiefern Risslängen notwendigerweise von Prozessparametern abhängen, beziehungsweise welcher Anteil der Länge eines bestimmten Risses nicht auf die Rissanfälligkeit des Werkstoffs, sondern allein auf die Prüfbedingungen entfällt. Durch die gezielte Analyse der entsprechenden Zusammenhänge kann somit der Informationsgehalt von MVT-Prüfergebnissen gesteigert werden. Hierzu wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit zwei umfangreiche Software-Tools entwickelt, deren Funktionsweise in den folgenden Unterkapiteln erläutert wird.

6.1. Digitale Auswerteroutine zur Quantifizierung von Oberflächenrissen

Damit die Erkenntnisse aus Kapitel 4 auch praktisch für die Bewertung einer Probe verwendet werden können, müssen alle Risse, die an einer Probe in Folge der MVT-Prüfung entstanden sind, einzeln charakterisiert werden. Um dies für eine nennenswerte Anzahl an Proben mit beherrschbarem Aufwand konsistent bewerkstelligen zu können, musste die Auswertung mittels computergestützter Berechnungen durchgeführt werden. Es wurde hierzu eine Auswerteroutine in Matlab geschrieben. Die Software der Firma MathWorks ist ein in der Forschungswelt weit verbreiteter Standard für die Modellierung und Lösung mathematischer Probleme. Die folgenden Abschnitte beschreiben den entwickelten Prozess ausgehend von der Herstellung hochauflösender Oberflächenaufnahmen über die Datenverarbeitung bis hin zur Speicherung der Ergebnisse.

Von den untersuchten Werkstoffen wurden im ersten Schritt die LTT-Legierungen Nr. 10 und 27 und der Nickelbasiswerkstoff Alloy 602 CA für die digitale Analyse ausgewählt. Insgesamt umfasste die Auswertung 2598 Erstarrungsrisse an 117 Proben. Eventuell vorhandene Wiederaufschmelzrisse außerhalb der Schmelzlinien wurden außer Acht gelassen. Aus praktischen Gründen wurde die digitale Auswertung von einer anderen Person durchgeführt als die analoge Auswertung am Stereomikroskop. Um eine unbewusste Beeinflussung zu vermeiden, wurde die digitale Auswertung ohne Kenntnis der analogen Ergebnisse oder der jeweils für die Probe verwendeten Prüfparameter durchgeführt.

6.1.1. Herstellung hochauflösender Oberflächenaufnahmen

Zunächst wurden hochauflösende Makro-Fotografien sämtlicher Proben unter verschiedenen Beleuchtungen aufgenommen. Hierzu wurde eine Digitalkamera Modell „OM-D E-M1 Mark 3“ der Firma Olympus in Kombination mit dem Makro-Festbrennweitenobjektiv „M.Zuiko Digital ED 60mm F2.8 Macro“ desselben Herstellers verwendet. Sämtliche Aufnahmen wurden im RAW- und JPG-Format mit einer Auflösung von je 5184x3888 Pixeln gespeichert. Durch Feststellen der Fokuseinstellung des Objektivs auf 1:1 und Kalibrierung mit einem hochpräzisen Glasmaßstab der Firma Zeiss konnte das Abbildungsverhältnis des Kamerasystems auf 301,35 Pixel/mm bestimmt bzw. fixiert werden. Es wurde ein manueller Weißabgleich auf 5400 K, einen ISO-Wert von 200 und eine Blendenöffnung von f8 verwendet.

Jede Probe wurde zunächst beidseitig aus 45° beleuchtet aufgenommen. Anschließend wurde je eine Aufnahme mit einseitiger Beleuchtung von links bzw. rechts angefertigt. Die

unterschiedlichen Beleuchtungen ergeben jeweils leicht abweichende Kontrastierungen der Probenoberfläche, und helfen so, Risse zuverlässig von anderen rissartigen Strukturen zu unterscheiden. Für beidseitig beleuchtete Aufnahmen wurde eine Verschlusszeit von $1/40$ s verwendet, für einseitig beleuchtete Aufnahmen entsprechend der halbierten Lichtmenge eine Verschlusszeit von $1/20$ s. Der gesamte Aufbau von Kamera und Beleuchtung ist aus Abbildung 6.1 ersichtlich.

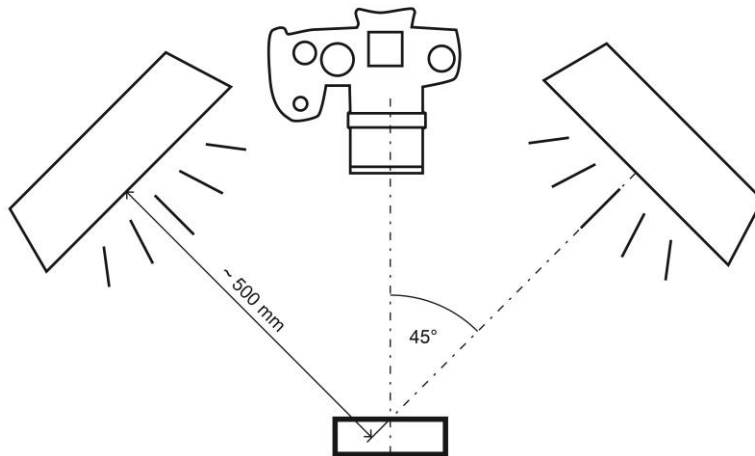


Abbildung 6.1: Position von Kamera und Beleuchtungseinrichtung relativ zur Probe

6.1.2. Datenverarbeitung in Matlab

Für die eigentliche Datenverarbeitung wurde eine maßgeschneiderte Software in Matlab geschrieben, welche nach der Identifikation möglicher Lösungswege durch viele Iterationen und Testläufe bis hin zur Endanwendertauglichkeit weiterentwickelt wurde. Das fertige Programm umfasst ca. 2400 Zeilen eigenen Quellcode und ermöglicht die unkomplizierte und konsistente Selektierung von Rissen, sowie deren anschließende Charakterisierung gemäß der in Kapitel 4 vorgestellten Zusammenhänge. Ausgewählte Subroutinen und Programmteile sind im Anhang dieser Arbeit enthalten. Die Bedienung des Programms wird in den folgenden Absätzen Schritt für Schritt erläutert. Die zugrundeliegenden Berechnungen und Algorithmen werden anschließend im Detail beschrieben.

6.1.2.1. Daten einlesen

Nach Programmstart öffnet sich zunächst ein Eingabefenster, worin mindestens eine Oberflächenaufnahme im JPG-Format auszuwählen ist. Für alle im Rahmen dieser Arbeit ausgewerteten Proben wurden jedoch drei unterschiedlich beleuchtete Bilder eingelesen, wie in Abschnitt 6.1.1 beschrieben. Die Bilder sollten idealerweise bereits so orientiert sein, dass die Naht horizontal liegt, und die Schweißrichtung von links nach rechts weist. Außerdem kann zusätzlich eine Ergebnisdatei aus einem früheren Programmdurchlauf mit eingelesen werden, deren Inhalte dann in den nächsten Schritten übernommen werden können. Vorgesehen sind hierzu Dateien des Typs „04 Output variables.mat“, welche nach Beendigung des Auswertungsvorgangs automatisch abgespeichert werden.

6.1.2.2. Meta-Daten eingeben und Arbeitsschritte festlegen

Nach erfolgreichem Einlesen der anfangs ausgewählten Dateien öffnet sich die Eingabemaske zur Initialisierung der Auswertung. In der rechten Bildhälfte wird das erste eingelesene Bild angezeigt, in der linken Bildhälfte finden sich die folgenden Informationen (vergleiche Abbildung 6.2):

- Eingelesene Dateien

Zunächst wird eine Übersicht der eingelesenen Dateien angezeigt. Sofern eine Ergebnisdatei aus einem früheren Programmdurchlauf erfolgreich eingelesen werden konnte, so erscheint zusätzlich ein Button „Neuenauswertung ausführen“ rechts neben der Datei-Liste, mit dem sämtliche Benutzereingaben übersprungen werden und eine reine Neuenauswertung der eingelesenen Ergebnisdatei ausgeführt werden kann. Dies ist insbesondere dann nützlich, wenn Änderungen an der Auswerterroutine der Software vorgenommen wurden, und Proben, auf deren Oberflächen bereits mit einer älteren Programmversion Risse selektiert wurden, nach der überarbeiteten Routine erneut analysiert werden sollen.

- Metadaten

Zu jeder Probe müssen vor Beginn der Auswertung die folgenden Metadaten eingegeben werden: Probennummer, Schweißgeschwindigkeit (in mm/s), Deformationsgeschwindigkeit (in mm/s), Aufgebrachte Dehnung (in %), Verfahrensvariante (Varestraint oder Transvarestraint), Probendicke (in mm), sowie Probenbreite (in mm). Die Probennummer dient dabei der Identifikation des Datensatzes und der Festlegung seines Speicherorts, die restlichen Eingaben werden für die Berechnung des Deformationszeitraums benötigt (vgl. Abschnitt 4.2).

- Optionale Schritte

Zusätzlich zur reinen Selektion von Rissen auf den ausgewählten Oberflächenaufnahmen können optional im Laufe der Auswertung folgende Schritte durchgeführt werden: Quantifizierung von Nahtbreite und Schmelzbadradius (1.), Charakterisierung aller selektierten Risse gemäß der in Kapitel 4 erläuterten Zusammenhänge (2.), vollständige grafische Darstellung der selektierten Risse (3.), sowie die Speicherung der selektierten Bereiche und des daraus generierten Ergebnisses (4.).

The screenshot shows a software window titled 'Eingelesene Dateien' (Loaded Files) with three image files: 201_1.jpg, 201_2.jpg, and 201_3.jpg. Below this is a 'Metadaten' (Metadata) section with a table for inputting parameters:

Parameter	Value
Probennummer	Probe#
Schweißgeschwindigkeit (mm/s)	3
Deformationsgeschwindigkeit (mm/s)	2
Aufgebrachte Dehnung (%)	4%
Verfahrensvariante	Varestraint
Probendicke (mm)	10
Probenbreite (mm)	40

To the right of the metadata table is an 'Optionale Schritte' (Optional Steps) section with four checked checkboxes:

- 1.) Nahtform analysieren
- 2.) Vollständige Charakterisierung der Risse (benötigt 1.)
- 3.) Vollständige grafische Aufbereitung der Ergebnisse
- 4.) Ergebnisse speichern

At the bottom right is a large button labeled 'Auswertung beginnen' (Start Evaluation).

Abbildung 6.2: Programmfenster Initialisierung

Durch Auswahl des Buttons „Auswertung beginnen“ springt das Programm schließlich zum nächsten Schritt.

6.1.2.3. Selektion der Risse

Im nun folgenden Abschnitt des Programmablaufs werden alle eventuell vorhandenen Risse auf der Probenoberfläche ausgewählt. Die Bedienung erfolgt dabei mit der Maus, wobei mit der linken Maustaste Risse selektiert werden, mit dem Mausrad herein- und herausgezoomt wird, und durch gedrückt halten des Mausrads in Verbindung mit bewegen des Cursors der Bildausschnitt verschoben wird. Selektierte Risse werden als grün eingefärbter Auswahlbereich angezeigt. Jeder einzelne zusammenhängende grüne Bereich wird später als einzelner Riss behandelt.

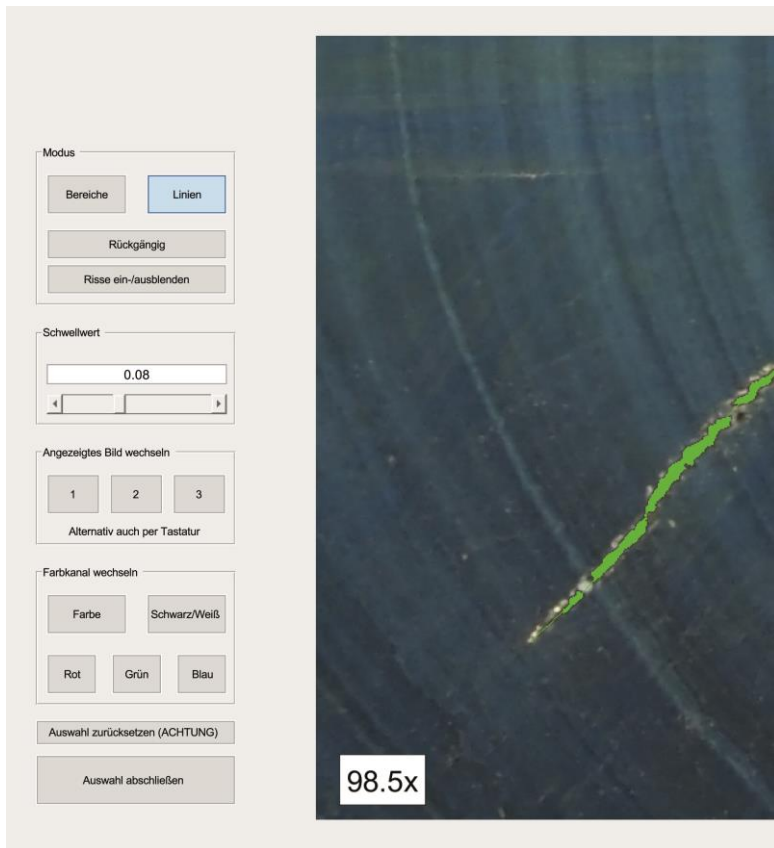


Abbildung 6.3: Programmfenster „Risse selektieren“

Das Programmfenster in diesem Schritt ist beispielhaft in Abbildung 6.3 zu sehen. Es besteht aus dem Arbeitsbereich, in welchem die Probenoberfläche mit überlagertem Auswahlbereich (grün) und der aktuelle Vergrößerungsfaktor angezeigt werden, sowie links davon einer Reihe von Schaltflächen und Reglern, mittels derer folgende Funktionen zur Verfügung stehen:

Modus „Bereiche“

Ist dieser Modus aktiv, so werden Risse selektiert durch Auswahl eines Startpunkts und anschließendes sogenanntes „Region Growing“. Die Funktionsweise dieses speziellen Algorithmus wird in 6.1.2.8 detailliert erläutert. Die Analyse basiert dabei auf dem aktuell ausgewählten Bildkanal.

Modus „Linien“

Manche Risse sind zu schmal oder nicht ausreichend monochrom, als dass sie mittels des Region Growing Algorithmus selektiert werden könnten. In diesen Fällen kann durch Auswahl des Modus „Linien“ der Verlauf des Risses entlang gerader Verbindungslinien nachgezeichnet werden. Mit jedem Klicken der linken Maustaste wird der gezeichneten Linie ein neuer

Punkt hinzugefügt. Eine Linie wird abgeschlossen durch Doppelklick an der Position des gewünschten Endpunkts, oder verworfen durch Drücken der Escape-Taste.

Rückgängig

Der zuletzt ausgewählte Bereich oder die zuletzt gezeichnete Linie wird wieder vom Auswahlbereich entfernt. Mehrmaliges Drücken des Buttons entfernt weitere Bereiche, immer entgegen der Reihenfolge, in der sie ausgewählt wurden.

Risse ein-/ausblenden

Die Sichtbarkeit des grün eingefärbten Auswahlbereichs wird ein- bzw. ausgeschaltet.

Schwellwert

Der hier eingestellte Wert legt fest, mit welcher Toleranz neue Pixel zum Auswahlbereich hinzugefügt werden (siehe oben). Die Voreinstellung von 0,1 bedeutet, dass ein angrenzender Pixel zum Auswahlbereich hinzugefügt wird, sofern sein Grauwert um weniger als 10% vom mittleren Grauwert des Auswahlbereichs abweicht. Eine Erhöhung des Schwellwerts sorgt also dafür, dass ausgewählte Bereiche schneller bzw. weiter wachsen, während eine Verringerung des Werts dazu führt, dass ausgewählte Bereiche langsamer bzw. weniger weit wachsen.

Angezeigtes Bild wechseln

Zum Programmstart konnten bis zu drei unterschiedliche Bilddateien eingelesen werden. Durch Drücken der entsprechenden Buttons, oder alternativ der Tasten 1 bis 3 auf der Tastatur, wird das im Arbeitsbereich des Fensters angezeigte Bild umgeschaltet. Durch das Hin- und Herwechseln zwischen unterschiedlich ausgeleuchteten Bildern wird es für die auswertende Person deutlich leichter, Risse zuverlässig zu identifizieren. Grundsätzlich sollte ein Bereich nur dann als Riss ausgewählt werden, wenn er auf allen verfügbaren Aufnahmen klar als solcher zu erkennen ist.

Farbkanal wechseln

Die Bildansicht im Arbeitsbereich kann zwischen Farbe (RGB), Schwarz-Weiß (Grauwerte des RGB-Kanals), sowie den isolierten Grauwertkanälen der einzelnen Farben rot, grün oder blau (R, G, B) umgeschaltet werden. Die Segmentierung von Bereichen (siehe oben) orientiert sich stets an dem im Arbeitsbereich angezeigten Bild. Meist erscheinen Risse auf einem der isolierten Grauwertkanäle deutlicher als auf den anderen. Es bietet sich daher an, vor der Segmentierung mittels der „Bereiche“-Funktion entsprechend den am besten geeigneten Kanal auszuwählen.

Auswahl zurücksetzen

Durch Drücken dieses Buttons wird der Auswahlbereich zurückgesetzt, und die Selektion der Risse muss von vorne begonnen werden.

Auswahl abschließen

Nachdem alle sichtbaren Risse ausgewählt wurden, wird durch Drücken dieses Buttons zum nächsten Auswertungsschritt gesprungen.

6.1.2.4. Analyse der Nahtform

Optional folgt an diesem Punkt die Analyse der Nahtgeometrie. Dazu wird zunächst die Position der Nahtträger festgelegt. Parallel dazu werden an die Oberflächenstrukturierung der Schweißnaht Ellipsen angelegt, welche die Schmelzbadform charakterisieren. In der Mitte des Fensters (siehe Abbildung 6.4) werden dem Bild überlagert die Nahtmittenachse und die Nahtträger als rote gestrichelte Linien, zwei Schmelzbadellipsen als rote durchgezogene Linien, sowie der sich daraus ergebende Kristallisationsverlauf als gestrichelte blaue Linien, sowie der sich daraus ergebende Kristallisationsverlauf als gestrichelte blaue Linien angezeigt. Sämtliche Linien reagieren dynamisch auf Veränderungen der Regler-Werte.

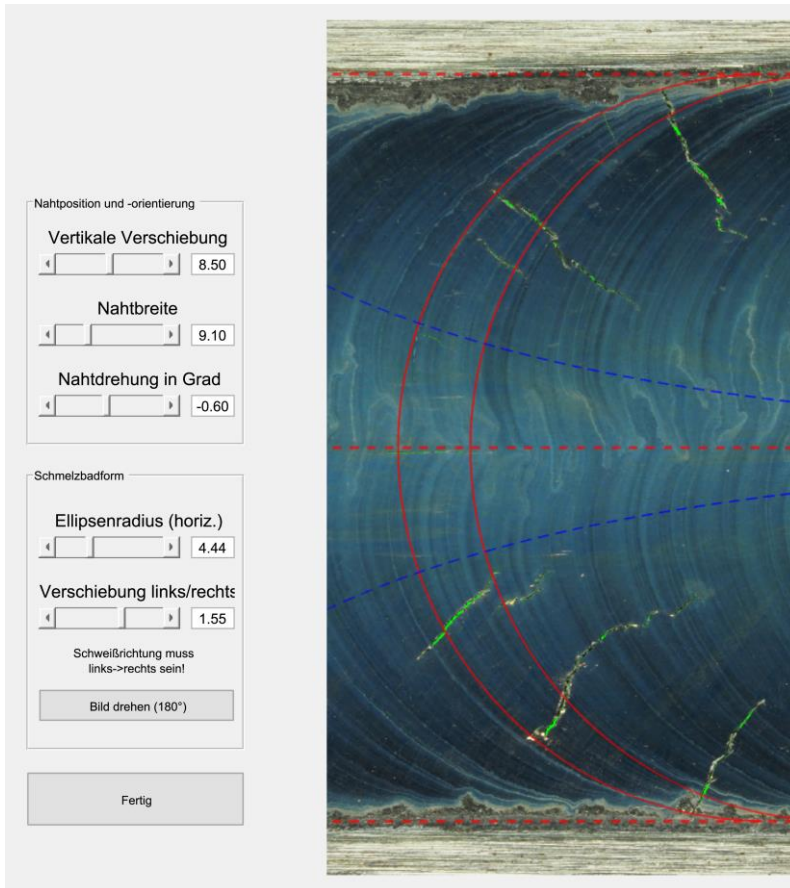


Abbildung 6.4: Programmfenster „Nahtform festlegen“

Am linken Fensterrand (siehe Abbildung 6.4) stehen Regler zur Verfügung, mittels derer die vertikale Position der Nahtmitte eingestellt werden kann, die Nahtbreite um ihre Mittelachse herum verändert werden kann, und das Bild gedreht werden kann, um die horizontale Ausrichtung des Nahtverlaufs zu justieren. Ebenfalls per Schieberegler können der horizontale Radius der auf die Naht projizierten Schmelzbadellipsen sowie deren horizontale Position eingestellt werden. Letztere hat keinen weiteren Einfluss auf die folgenden Berechnungen, sondern dient lediglich der Erleichterung der Bedienung, da meist nicht an jedem Punkt

entlang der Nahtachse aussagekräftige Merkmale zu sehen sind, anhand derer die Schmelzbadform zuverlässig festgelegt werden kann. Durch horizontales Verschieben der Ellipsen hin zu diesen Merkmalen, zu denen auch im vorigen Schritt selektierte Risse zählen können, ist in aller Regel eine belastbare Einstellung des Schmelzbadradius möglich. Nur in Ausnahmefällen sollten Einstellwerte von anderen Proben, die bei gleichen Prozessparametern geprüft wurden, zur Orientierung mit herangezogen werden.

6.1.2.5. Analyse der Rissgeometrien

Nachdem alle Risse auf der Oberfläche entsprechend des zuvor beschriebenen Vorgehens selektiert wurden, erfolgt deren Analyse. Dazu werden die Risse zunächst um 1 Pixel entlang ihres Umfangs erweitert, um zu vermeiden, dass durch eventuelle Bilddrehungen während vorausgegangener Arbeitsschritte ursprünglich zusammenhängende Bereiche in zwei getrennte Risse aufgeteilt werden⁵. Anschließend werden eventuelle Löcher in den Bereichen verfüllt und schließlich unter Zuhilfenahme der Matlab-Funktion „RegionProps“ für jeden Riss folgende Eigenschaften berechnet:

1. Risslänge L_R (mm): längste Strecke innerhalb eines zusammenhängenden selektierten Bereichs.
2. Rissbreite b_R (mm): Länge der kürzeren Halbachse einer Ellipse, deren zweites normiertes Moment dem des selektierten Bereichs entspricht.
3. Aspektverhältnis (-): Quotient aus Risslänge und Rissbreite.
4. Angelegte Gerade g : Direkte Verbindungslinie zwischen den beiden Enden des Risses.
5. Risswinkel α_R (°): Winkel zwischen angelegter Geraden und Nahtmitteachse.
6. Winkelabweichung ΔB (°): Winkel zwischen angelegter Geraden und der axialen Orientierung der Biegung (Varestraint: quer zur Schweißrichtung; Transvarestraint: längs zur Schweißrichtung).

Sofern der optionale Arbeitsschritt „Analyse der Nahtform“ ausgeführt wurde, werden zusätzlich die folgenden Eigenschaften berechnet:

7. Winkelabweichung $\Delta \alpha_R$ (°): Differenz zwischen Risswinkel (s.o.) und der idealen Rissorientierung im Flächenschwerpunkt des jeweiligen Selektionsbereichs (siehe Gleichung 6.10).
8. Korrigierte Risslänge $L_{R,k}$ (mm): Normierung der Risslänge auf den Anteil, der parallel zum idealen Verlauf des Risses liegt (siehe Gleichung 6.11)

⁵ Bilddrehungen während des Arbeitsschritts „Nahtform analysieren“ erfordern stets eine Interpolation der Pixel, hier ausgeführt als bikubische Interpolation. Insbesondere bei Rissen, die nur als Linie selektiert wurden (vgl. Abschnitt 6.1.2.3) kann es daher vorkommen, dass in der Linie infolge der Drehung Lücken von 1 bis 2 Pixel Breite entstehen. Dieses Problem ließe sich nur mittels vektorbasierter Auswahlbereiche umgehen, was allerdings aufgrund der notwendigerweise Pixel-basierten Selektion von Rissen als Bereiche (vgl. Abschnitt 6.1.2.3) ebenfalls nicht möglich ist. Der hier angewandte Kompromiss der Erweiterung selektierter Bereiche um 1 Pixel entlang des gesamten Umfangs bringt zwar eine gewisse Ungenauigkeit mit sich, bei den Auflösungsverhältnissen des verwendeten Bildmaterials beträgt die Abweichung der Risslänge jedoch lediglich 6,63 μm , und wird daher vernachlässigt.

9. Maximaler verschiebungsbedingter Risslängenanteil MVRL (mm): Derjenige Anteil einer Risslänge, die maximal auf die Dauer der Deformation entfällt. Zu ihrer Berechnung wird angenommen, dass der betrachtete Riss der Kristallisationsverlaufskurve folgend über den gesamten Zeitraum der Deformation (nicht jedoch darüber hinaus) wächst. MVRL beschreibt also den durch den Prüfvorgang bedingten Anteil eines Risses, dessen Ausbreitung nicht während der Deformation gestoppt wird, wie in Abschnitt 4.4 erläutert.
10. Relative Risslänge (%): Verhältnis von tatsächlicher Risslänge L_R zum maximalen verschiebungsbedingten Risslängenanteil MVRL. Zur genaueren Erläuterung vergleiche Abschnitt 6.1.2.8
11. Korrigierte Relative Risslänge (%): Verhältnis von korrigierter Risslänge $L_{R,k}$ zum maximalen verschiebungsbedingten Risslängenanteil MVRL. Zur genaueren Erläuterung vergleiche ebenfalls Abschnitt 6.1.2.8

Aus diesen elf Eigenschaften, die für jeden Riss berechnet werden, werden folgende Eigenschaftswerte der Probe bestimmt:

1. Gesamtrisslänge (mm): Summe aller Risslängen
2. Maximale Risslänge (mm): Größte Risslänge L_R
3. Durchschnittliche Risslänge (mm): Arithmetisches Mittel aller Risslängen L_R
4. Median-Risslänge (mm): Median aller Risslängen L_R
5. Korrigierte Gesamtrisslänge (mm): Summe aller Korrigierten Risslängen $L_{R,k}$
6. Maximale Korrigierte Risslänge (mm): Größte Risslänge $L_{R,k}$
7. Durchschnittliche Korrigierte Risslänge (mm): Arithmetisches Mittel aller Risslängen $L_{R,k}$
8. Median der Korrigierten Risslänge (mm): Median aller Risslängen $L_{R,k}$
9. Maximale Relative Risslänge (%): Größte Relative Risslänge
10. Durchschnittliche Relative Risslänge (%): Arithmetisches Mittel aller Relativen Risslängen
11. Median der Relativen Risslänge (%): Median aller Relativen Risslängen
12. Maximale Relative Korrigierte Risslänge (%): Größte Relative Korrigierte Risslänge
13. Durchschnittliche Relative Korrigierte Risslänge (%): Arithmetisches Mittel aller Relativen Korrigierten Risslängen
14. Median der Relativen Korrigierten Risslänge (%): Median aller Relativen Korrigierten Risslängen
15. Maximale Rissbreite (mm): Größte Rissbreite
16. Durchschnittliche Rissbreite (mm): Arithmetisches Mittel aller Rissbreiten
17. Median der Rissbreiten (mm)

18. Maximales Aspektverhältnis (-)
19. Durchschnittliches Aspektverhältnis (-): Arithmetisches Mittel der Aspektverhältnisse
20. Median der Aspektverhältnisse (-)

6.1.2.6. Ausführliche Aufbereitung der Ergebnisse

Sofern zu Beginn des Programmaufrufs die ausführliche Ergebnisaufbereitung angewählt wurde, erscheint an dieser Stelle eine tabellarische Übersicht aller oben aufgeführten 11 Parameter, die für jeden Riss ermittelt wurden, sowie der 20 Parameter, die als Gesamtergebnis für die Probe ermittelt wurden. Ergänzend wird eine grafische Übersicht aller Risse samt Nummerierung ausgegeben, mit der die Ergebnisse aus der Tabelle den einzelnen Auswahlbereichen im Bild zugeordnet werden können.

6.1.2.7. Speicherung der Ergebnisse

Abschließend werden optional folgende Daten gespeichert:

- Sämtliche Meta-Daten (siehe Abschnitt 6.1.2.2): „01 Metadaten.csv“, Komma-getrennte Datei
- Auswertungsergebnis der Probe in Form der 20 in Abschnitt 6.1.2.5 beschriebenen Parameter: „02 Zusammenfassung.csv“, Komma-getrennte Datei
- Tabellarische Aufstellung aller erkannten Risse und ihrer in Abschnitt 6.1.2.5 beschriebenen 11 Parameter: „03 Einzelauflistung Risse.csv“, Komma-getrennte Datei
- Sämtliche Nutzereingaben und selektierte Rissbereiche: „04 Output variables.mat“, Matlab-Datei
- Das Bild, auf dem die Auswertung fußt (wenn mehrere Bilder verwendet wurden: das erste dieser Bilder nach alphabetischer Reihenfolge): „05 Main Input Image.jpg“, Bild im JPG-Format
- Die selektierten Bereiche in grün eingefärbt dem Originalbild überlagert: „06 Detected Cracks.jpg“, Bild im JPG-Format
- Die selektierten Bereiche in grün eingefärbt dem Originalbild überlagert, ergänzt um eine Nummerierung entsprechend der Zusammenfassung in „03 Einzelauflistung Risse.csv“: „07 Uebersicht Risse.jpg“, Bild im JPG-Format

6.1.2.8. Zugrundeliegende Algorithmen und Berechnungen

Sämtliche Berechnungen erfolgen numerisch, sofern nicht anders angegeben.

Region Growing

Zunächst wird das Bild in Grauwerte umgewandelt, sofern nicht ohnehin schon ein bestimmter Schwarzweiß-Kanal ausgewählt ist. Anschließend erfolgt, ausgehend vom ursprünglich ausgewählten Pixel, ein iterativer Vergleich mit den umliegenden Pixeln, basierend auf den jeweiligen Grauwerten. Derjenige direkt an den Auswahlbereich angrenzende Pixel, dessen Grauwert die geringste Abweichung zum mittleren Grauwert des Auswahlbereichs aufweist,

wird zu diesem hinzugefügt. Das Vorgehen wird so lange wiederholt, bis kein angrenzender Pixel mehr existiert, dessen Grauwert maximal um den Betrag eines festgelegten Schwellwerts vom Grauwert des Auswahlbereichs abweicht, oder bis die vorgegebene Maximalgröße des Auswahlbereichs erreicht ist.

Berechnung der Schmelzbadellipsen

Die y-Werte der Ellipsen, welche an die Oberflächenstrukturierung der Naht angelegt werden, berechnen sich aus dem vertikalen Radius r_v (entspricht der halben Schweißnahtbreite), dem horizontalen Radius r_h (Eingabewert des entsprechenden Reglers) und der Funktionsvariable x mit $0 \leq x \leq b$ zu

$$y = \frac{r_v}{r_h} \sqrt{r_h^2 - x^2} \quad \text{Gleichung 6.1}$$

Die hieraus berechneten Vierteilellipsen werden horizontal um die Nahtmitte gespiegelt und ergeben eine Halbellipse, welche sich genau zwischen den eingestellten Nahträndern erstreckt. Diese Halbellipse wird anschließend dupliziert und um einen bestimmten Betrag nach rechts verschoben. Dieser Abstand d_{SF} berechnet sich aus den Prozessparametern Deformationsdauer t_{def} und Schweißgeschwindigkeit v_s zu

$$d_{SF} = t_{def} \cdot v_s \quad \text{Gleichung 6.2}$$

Der von den beiden Ellipsen aufgespannte Bereich entspricht somit der Fläche, die von der Schmelzbadfront während des Zeitraums der Proben deformation überstrichen wird.

Berechnung des Kristallisationsverlaufs

Gemäß der in Kapitel 2.1.2 ausgeführten Erläuterungen wird der Kristallisationsverlauf der Schweißnaht von der Schmelzlinie zur Nahtmitte aus der zuvor festgelegten elliptischen Schmelzbadform numerisch berechnet. Der verwendete Algorithmus basiert dabei auf der horizontalen Verschiebung von Normalen, die in konstanten Schritten entlang der x-Achse an den Verlauf der Schmelzbadfront angelegt werden. Das prinzipielle Vorgehen ist aus Abbildung 6.5 ersichtlich, die programmatische Umsetzung folgt Gleichung 6.6 und Gleichung 6.7.

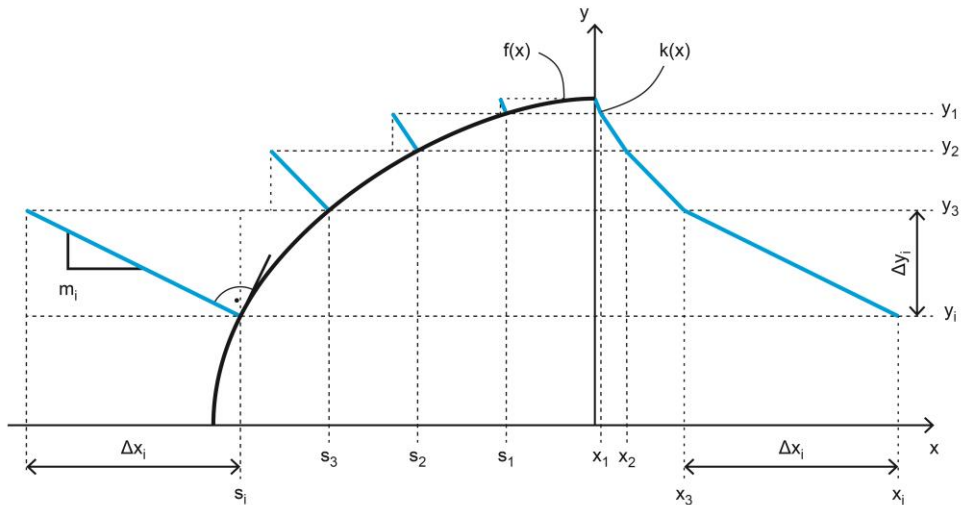


Abbildung 6.5: Grafische Herleitung des Algorithmus zur Berechnung der Kristallisationsverlaufskurve

Die x-Koordinate der iterativ berechneten Kurve $k(x)$ ergibt sich im Schritt i zu:

$$x_i = \Delta x_i + x_{i-1} \quad \text{Gleichung 6.3}$$

Da $k(x)$ in jedem Punkt normal auf $f(x)$ stehen soll, verhält sich die Steigung $m = k'(x)$ negativ reziprok zur Ableitung der Ellipsengleichung $f(x)$:

$$m_i = \frac{\Delta y_i}{\Delta x_i} = -\frac{1}{f'(s_i)} \quad \text{Gleichung 6.4}$$

Somit gilt für Δx_i :

$$\Delta x_i = -\Delta y_i \cdot f'(s_i) = (f(s_{i-1}) - f(s_i)) \cdot f'(s_i) \quad \text{Gleichung 6.5}$$

Damit ergibt sich für den Verlauf der Kristallisationskurve $k(x)$:

$$x_i = (f(s_{i-1}) - f(s_i)) \cdot f'(s_i) + x_{i-1} \quad \text{Gleichung 6.6}$$

$$y_i = f(s_i) \quad \text{Gleichung 6.7}$$

Das hier beschriebene, iterative Vorgehen wurde für den Fall simpler Ellipsen gemäß Gleichung 6.1 analytisch validiert. Damit jedoch perspektivisch auch Schmelzbäder verwendet werden können, deren Form sich nicht anhand kartesischer Ellipsengleichungen beschreiben lässt, wurde die numerische Lösung beibehalten. Die Laufzeit einer Berechnung mit 50000 Schritten in x beträgt bei Verwendung eines herkömmlichen Notebooks mittlerer Leistung ca. 0,05 s.

Während des Programmschritts „Analyse der Nahtform“ erfolgt die Berechnung mit 30 Schritten pro mm in x-Richtung. Dies erbringt ausreichende Genauigkeit für die reine Illustration des Kristallisationsverlaufs. Nach finaler Festlegung der Nahtform wird eine abschließende Berechnung mit 100 Schritten pro mm in x-Richtung durchgeführt, sodass die folgenden Analyseschritte auf eine genauere Datenbasis zurückgreifen können. Zusätzlich zum Kristallisationsverlauf wird an dieser Stelle außerdem bereits die Ableitung des Kristallisationsverlaufs nach x berechnet. Diese wird bei der Analyse der einzelnen Risse benötigt, um die Abweichung jedes einzelnen Risses von seiner im Sinne des Kristallisationsverlaufs idealen Ausbreitungsrichtung zu quantifizieren.

Die programmiertechnische Umsetzung des beschriebenen Vorgehens findet sich im Anhang dieser Arbeit in Form eines Matlab-Scripts.

Abweichungen vom idealen Kristallisationsverlauf

Jedem Punkt $P(x_P, y_P)$ innerhalb der Schmelzlinien der Naht lässt sich anhand der Kristallisationsverlaufskurve $k(y)$ ein Winkel β_P zuordnen, mit dem ein Riss im Punkt P idealerweise zur Nahtmittellachse orientiert sein sollte. Diese Berechnung erfolgt dabei über die Steigung der Kristallisationskurve an demjenigen Punkt ihres Verlaufs, der um den gleichen Betrag von der Nahtmitte entfernt ist wie der entsprechende Referenzpunkt P. Dem Punkt P kann so eine ideale Steigung m_i zugeordnet werden, aus der sich wiederum der Winkel β_P berechnen lässt.

$$m_i = k'(y_P) \quad \text{Gleichung 6.8}$$

$$\beta_P = \arctan(m_i) \quad \text{Gleichung 6.9}$$

Korrigierte Risslänge

Aus der Differenz $\Delta\alpha$, gemessen zwischen tatsächlichem Risswinkel und idealem Risswinkel im Flächenschwerpunkt S des Risses, lässt sich eine korrigierte Risslänge $L_{R,k}$ bestimmen, die genau dem Anteil der tatsächlichen Risslänge L_R entspricht, welcher tangential zum Kristallisationsverlauf verläuft. Die geometrischen Zusammenhänge ergeben sich aus Abbildung 6.6, die Berechnung erfolgt gemäß Gleichung 6.10 und Gleichung 6.11.

$$\Delta\alpha = |\alpha - \beta| \quad \text{Gleichung 6.10}$$

$$L_{R,k} = \cos(\Delta\alpha) \cdot L_R \quad \text{Gleichung 6.11}$$

Zu beachten ist, dass die korrigierte Risslänge im Unterschied zur relativen Risslänge nicht dem gekrümmten Verlauf der Kristallisationskurve folgt. Stattdessen handelt es sich um eine vereinfachte Berechnung, die den Flächenschwerpunkt des Risses als Referenzpunkt benutzt. Dieses Vorgehen erwies sich insbesondere bei kurzen, weit geöffneten Rissen als vorteilhaft. Die korrigierte Risslänge stellt somit einen zusätzlichen Parameter dar, welcher bei Bedarf zur erweiterten Beurteilung herangezogen werden kann.

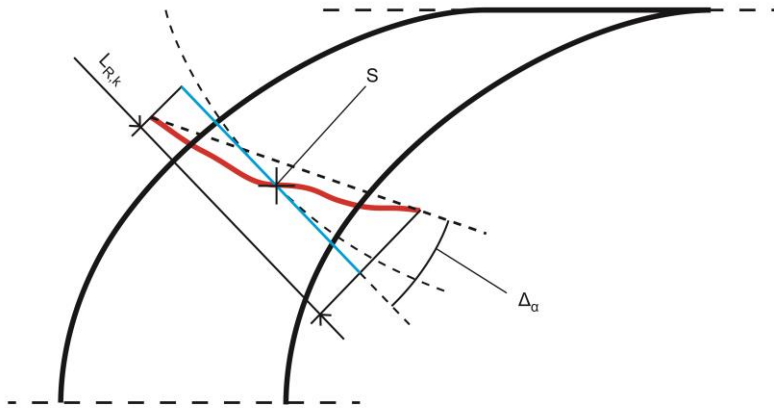


Abbildung 6.6: Skizze zur Bestimmung der korrigierten Risslänge

Maximaler verschiebungsbedingter Risslängenanteil MVRL

Gemäß der in Kapitel 4 erläuterten Zusammenhänge wird zur Bestimmung des MVRL stets angenommen, dass der Zeitpunkt der Rissentstehung mit dem Deformationsbeginn übereinstimmt. Für die Berechnung werden daher zuerst die beiden Schmelzbadellipsen so in der Horizontalen verschoben, dass die linke Ellipse den Riss in seinem linken Endpunkt schneidet, wie in Abbildung 6.7 dargestellt.

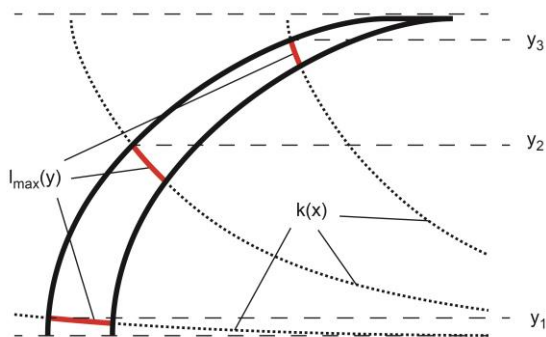


Abbildung 6.7: Berechnung des MVRL in Abhängigkeit vom Abstand des Risses von der Nahtmitte, gemessen entlang der Kristallisationsverlaufskurve $k(x)$

Im nächsten Schritt wird die Kristallisationsverlaufskurve so in der Horizontalen verschoben, dass auch sie das linke Ende des Risses durchläuft. Anschließend kann die Länge des Abschnitts der Kurve bestimmt werden, der zwischen den beiden verschobenen Schmelzbadellipsen liegt. Dies erfolgt numerisch durch schrittweise pythagoreische Addition der Punktkoordinaten des Kurvenabschnitts. Die so berechnete Länge $l_{\max}(y)$ entspricht schließlich dem maximal möglichen verschiebungsbedingten Risslängenanteil MVRL.

6.2. Sensitivitätsanalyse zum Einfluss der MVT-Prüfparameter

In Kapitel 4 wurde erörtert, wie Größe und Form des rissanfälligen Bereichs von den verwendeten Prüfparametern abhängen, und wie der werkstoffunabhängige Anteil von gesättigten Erstarrungsrissen näherungsweise aus den Parametern Nahtbreite, Schmelzbadradius, Schweißgeschwindigkeit und Deformationsdauer bestimmt werden kann. Ebenfalls wurde diskutiert, welchen Einfluss die Gestalt des rissanfälligen Bereichs auf das mögliche Ausmaß der Rissbildung hat. Entsprechend wurde in Matlab unter Zuhilfenahme der im vorangehenden Abschnitt erläuterten Algorithmen eine ausführliche numerische Analyse des Einflusses verschiedener Prozessparameter auf die maximal möglichen Risslängen durchgeführt. Auf diese Weise soll ermittelt werden, in welchem Umfang einzelne Prozessparameter das Ausmaß der Rissbildung allein aus geometrischen Gründen beeinflussen können. So soll schließlich für jeden Parametersatz das Potenzial zur Rissbildung berechnet werden können.

Abbildung 6.8 dient zur Illustration der durchgeführten Berechnungen. Sie zeigt zwei Ellipsen mit gleichen horizontalen und vertikalen Radii (r_h und r_v), die um den Betrag $v_s \cdot t_{def}$ entlang der Nahtmittelachse versetzt liegen. Zu jedem Punkt auf der rechten Ellipse kann sein Abstand zur linken Ellipse bestimmt werden, gemessen entlang des idealen Kristallisationsverlaufs. Da dieser Abstand neben der Form des Schmelzbads allein von dessen Verschiebung während der Deformation abhängt, soll er an dieser Stelle als verschiebungsbedingter Risslängenanteil (VRL) eingeführt werden. Nach iterativer Berechnung über die halbe Nahtbreite ergibt sich der Verlauf des maximal erreichbaren verschiebungsbedingten Risslängenanteils in Abhängigkeit des Abstands von der Nahtmitte (d_y).

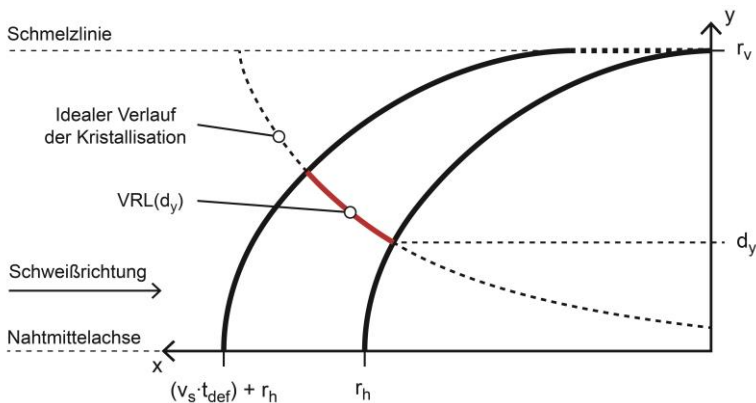


Abbildung 6.8: Form des rissanfälligen Bereichs, näherungsweise bestimmt aus Schweißgeschwindigkeit (v_s), Deformationsdauer (t_{def}), vertikalem (r_v) und horizontalem (r_h) Schmelzbadradius

Durch gezielte Variation der vier Eingangsgrößen wurden insgesamt 15730 Kombinationen verschiedener Prozessparameter ausgewertet, und für jede Parameterkombination der VRL in Abhängigkeit des Abstands von der Nahtmitte bestimmt. In Anlehnung an die real durchgeführten Versuche und die sich daraus ergebenden Nahtbreiten und Schmelzbadformen wurde für die Berechnungen der folgende Umfang festgelegt:

- Vertikaler Ellipsenradius r_v (entspricht der halben Schweißnahtbreite): 2,5 mm - 5 mm in Schritten von jeweils 0,25 mm

- Horizontaler Ellipsenradius r_h : 2,5 mm - 7,5 mm in Schritten von jeweils 0,5 mm
- Schweißgeschwindigkeit v_s : 1,8 mm/s - 3,6 mm/s in Schritten von jeweils 0,2 mm/s
- Deformationsgeschwindigkeit v_{def} : 2 mm/s - 10 mm/s in Schritten von jeweils 1 mm/s, 12 mm/s - 18 mm/s in Schritten von jeweils 2 mm/s

Das entwickelte Matlab-Script zur Berechnung der TMRL in Abhängigkeit von Prüf- und Nahtparametern ist dem Anhang dieser Arbeit beigelegt.

7. Ergebnisse und Diskussion

Dieses Kapitel erörtert zunächst die Ergebnisse der MVT-Prüfungen und der metallografischen Untersuchungen an den LTT-Schweißzusatzwerkstoffen. Auf Basis der Prüfergebnisse nach MVT-Standardvorgehen erfolgt im Anschluss die Validierung der digitalen Auswertemethodik. Schließlich werden die Einflüsse verschiedener Prüfparameter auf die MVT-Ergebnisse analysiert, und deren Bedeutung für die Bewertung werkstoffspezifischer Erstarrungsrisssanfälligkeiten herausgearbeitet.

7.1. Auswertung der MVT-Prüfungen

Die Bewertung der untersuchten Werkstoffe erfolgt in den folgenden Abschnitten zunächst nach Standardvorgehen in Anlehnung an ISO/TR 17641-3. Die entsprechenden Diagramme zeigen die mittels Standardauswertung gemessenen Gesamtrisslängen. Da in der Regel zwei bis drei Proben pro Einzelversuch geprüft wurden (vgl. Tabelle 5.6), geben die Datenpunkte das arithmetische Mittel der Gesamtrisslängen aller Proben des Versuchs an. Die Fehlerbalken stehen für den Standardfehler des Mittelwerts.

7.1.1. LTT-Schweißzusätze vom Typ Chrom-Nickel

Die durchgeführten MVT-Prüfungen an den LTT-Schweißzusatzwerkstoffen des Typs Chrom-Nickel zeigten sehr unterschiedlich stark ausgeprägte Erstarrungsrisssneigungen der Werkstoffe in Abhängigkeit ihrer chemischen Zusammensetzung. Für den Werkstoff Nr. 26 (Cr12Ni5C4) wurde unabhängig vom verwendeten Grundwerkstoff (S235 und S690) und den verwendeten Prüfparametern eine sehr gute Erstarrungsrisssbeständigkeit festgestellt. Ein minimales Rissaufkommen wurde lediglich am Versuchspunkt bei 14 kJ/cm Streckenenergie, 4 % Dehnung und einer Biegegeschwindigkeit von 6 mm/s im Transvarestreint-Modus festgestellt werden. Die Gesamtrisslänge betrug dort im Mittel ($0,61 \pm 0,21$) mm.

Die ähnlich zusammengesetzten Werkstoffe Nr. 9 (Cr7Ni6C5) und Nr. 10 (Cr7Ni6C7) hingegen zeigten sich grundsätzlich anfällig für Erstarrungsrisssbildung, fallen jedoch nach ISO/TR 17641-3 an fast allen Versuchspunkten in den mit „heißrisssicher“ bewerteten Sektor 1. Die breit angelegte Variation der verwendeten Prüfparameter ergibt für Werkstoff Nr. 9 kein klares Bild zum Einfluss verschiedener Streckenenergien, wie aus Abbildung 7.1 ersichtlich. Zwar sind teilweise unterschiedliche Gesamtrisslängen messbar, die Unterschiede sind jedoch nicht immer signifikant.

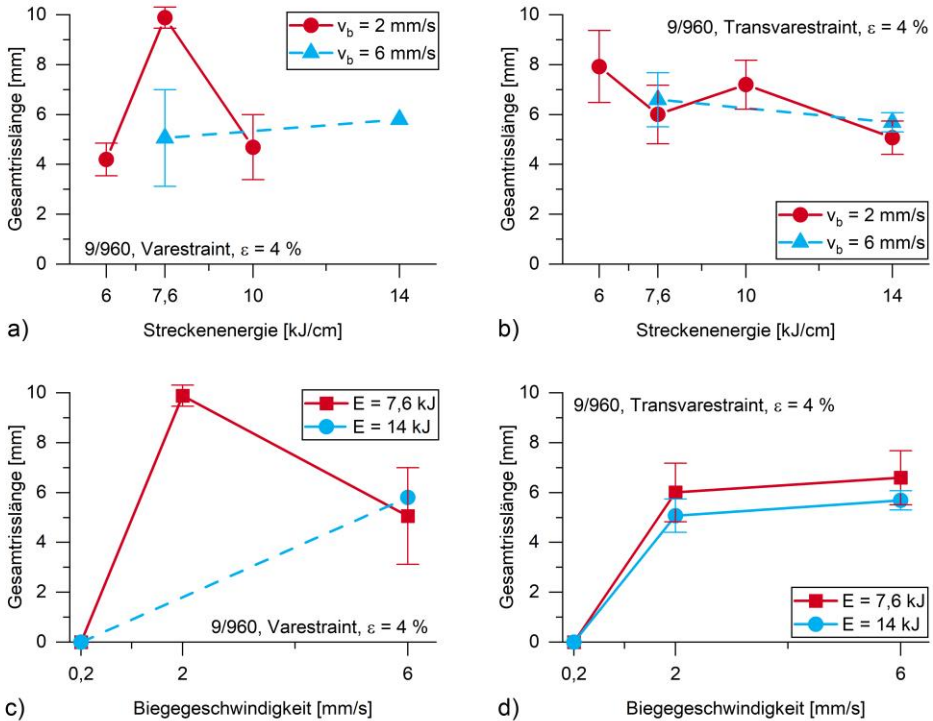


Abbildung 7.1: Gemessene Gesamtrisslängen für den LTT-Werkstoff Nr. 9 (Grundwerkstoff S960) aufgetragen über die Streckenenergie (a, b) oder die Biegegeschwindigkeit (c, d), jeweils für Varestraint- (a, c) und Transvarestraint-Modus (b, d).

Weiterhin zeigen Versuche am Werkstoff Nr. 10 mit unterschiedlichen Prozessparametern für die gleiche Streckenenergie (siehe Abbildung 7.2), dass je nach Auswahl der Schweißgeschwindigkeit und des Schweißstroms signifikante Unterschiede hinsichtlich des Rissaufkommens bei gleicher Streckenenergie auftreten können. Die Faktorstufe „7,6 kJ/cm (2)“ (1,8 mm/s Schweißgeschwindigkeit und 114 A Schweißstrom) führt zu geringeren Gesamtrisslängen als die üblicherweise verwendete Faktorstufe „7,6 kJ/cm (1)“ (BAM-Standard, $v_s = 3$ mm/s und $I = 190$ A). Hinsichtlich des Einflusses der Schweißgeschwindigkeit entsprechen die Ergebnisse somit den Erfahrungswerten aus der Literatur [53-55]. Sie unterstreichen jedoch wie zuvor auch bei Werkstoff Nr. 9 den oft unklaren Einfluss der Streckenenergie. Hinsichtlich des Einflusses der Biegegeschwindigkeit lässt sich an einigen Versuchspunkten ein leichter Rückgang der Gesamtrisslängen mit steigender Biegegeschwindigkeit beobachten.

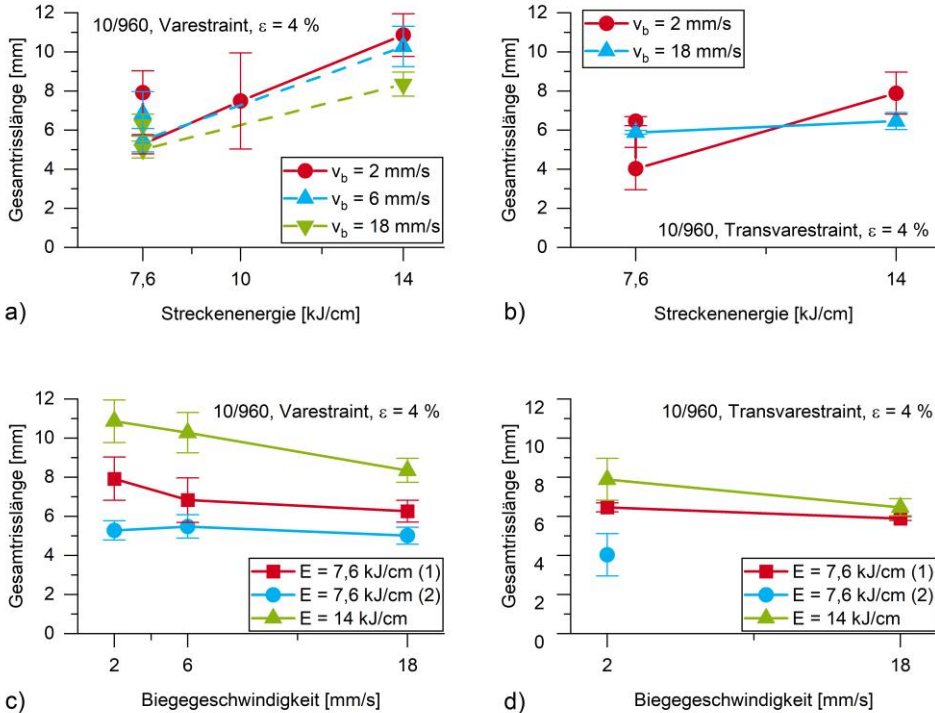


Abbildung 7.2: Gemessene Gesamtrisslängen für den LTT-Werkstoff Nr. 10 (Grundwerkstoff S960) aufgetragen über die Streckenenergie (a, b) oder die Biegeschwindigkeit (c, d), jeweils für Varestraint- (a, c) und Transvarestraint-Modus (b, d).

Metallografische Untersuchungen der Werkstoffe Nr. 9 und Nr. 10 zeigen ein in Wärmeabflussrichtung orientiertes, hauptsächlich martensitisches Gefüge (siehe Abbildung 7.3 und Abbildung 7.5). Durch die Ätzung nach Lichtenegger und Bloech 1 (LB1) erscheint das Gefüge aufgrund der hohen Chrom- und Nickelgehalte im charakteristischen Blau. Die Erstarrungsmorphologie erscheint zellulär, was auf primär austenitische Erstarrung schließen lässt. Zur Charakterisierung des lokalen Seigerungsverhaltens wurde mittels ESMA eine quantitative Reihenanalyse durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 7.4 dargestellt. Die gleichsinnige Seigerung von Nickel und Chrom weist ebenfalls deutlich auf austenitische Primärerstarrung hin [39].

Die untersuchten Proben weisen außerdem in teils erheblichem Maße Risse unterhalb der Probenoberfläche auf, wie ebenfalls aus den in Abbildung 7.3 gezeigten metallografischen Schlifflinien deutlich wird. Die Quantifizierung dieser Volumerrisse ist überaus komplex und erfolgte daher im Rahmen eines gesonderten Arbeitspakets [24, 45, 123]. An dieser Stelle soll lediglich darauf hingewiesen werden, dass die Werkstoffe Nr. 9 und Nr. 10 möglicherweise höhere Rissanfälligkeiten aufweisen, als es die oberflächliche Betrachtung erkennen lässt.

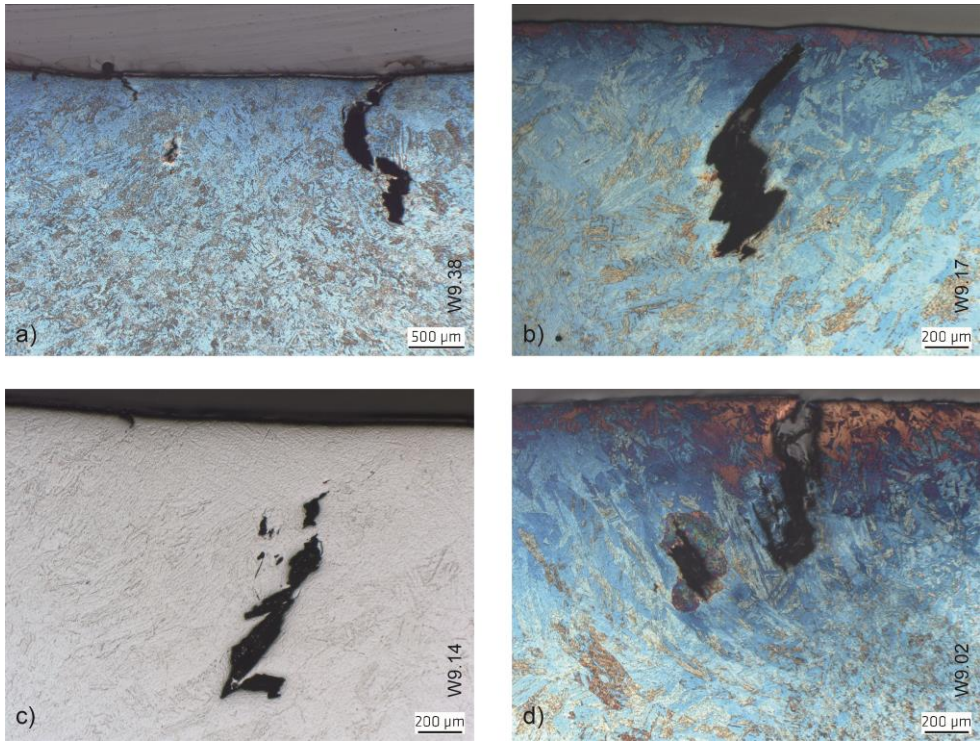


Abbildung 7.3: Querschnitte verschiedener MVT-Proben aus LTT-Werkstoff Nr. 9 nach erfolgter Prüfung bei unterschiedlichen Parametern, mit Rissen unterhalb der Schweißnahtoberfläche

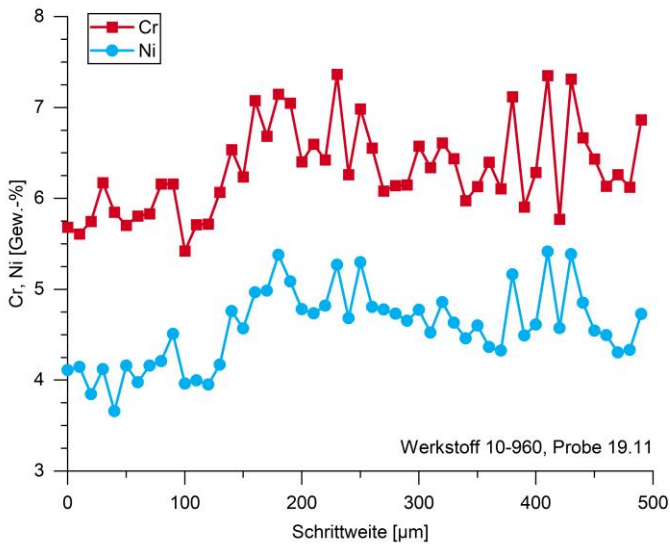


Abbildung 7.4: Cr- und Ni-Gehalte an LTT-Legierung Nr. 10 aus quantitativer Reihenanalyse mittels ESMA

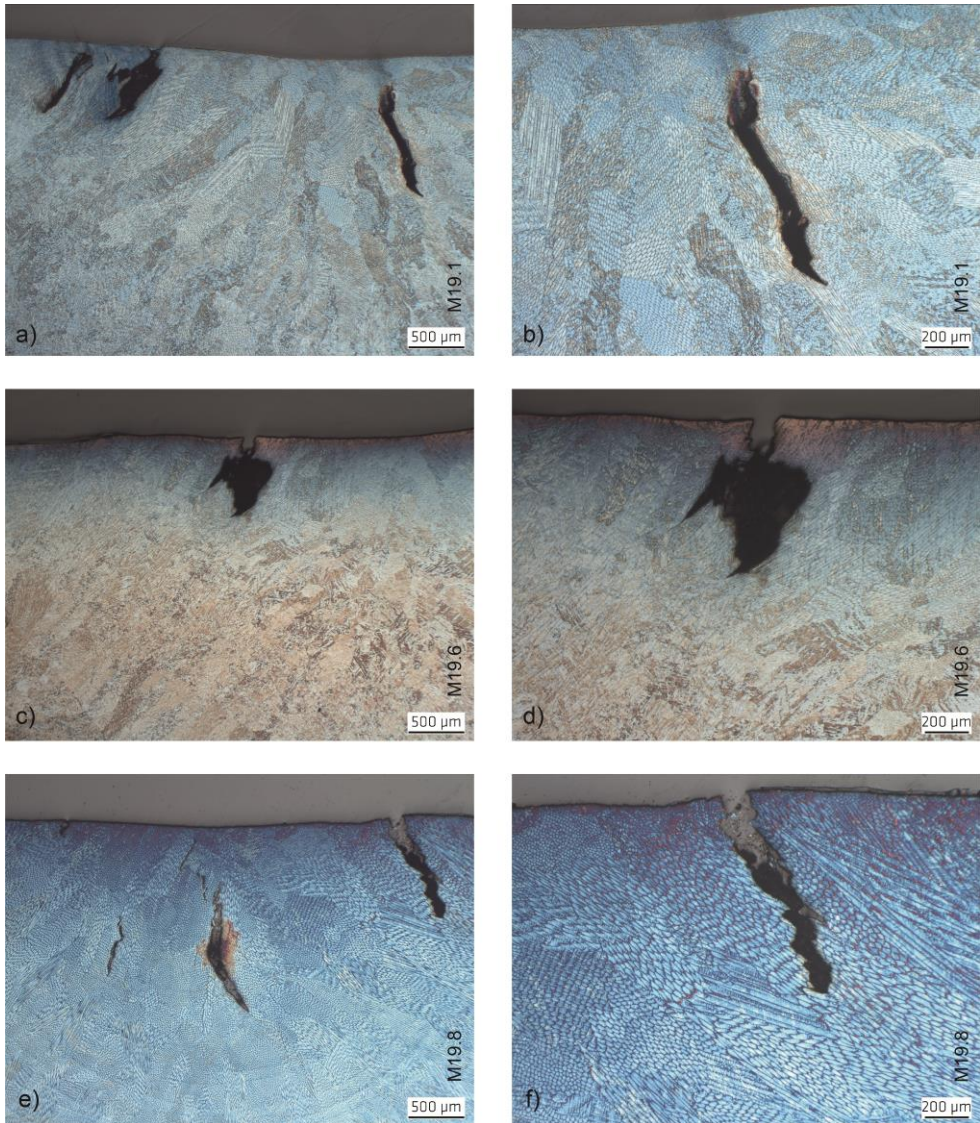


Abbildung 7.5: Querschliffe verschiedener MVT-Proben aus LTT-Werkstoff Nr. 10 nach erfolgter Prüfung (unterschiedliche Faktorstufen der Streckenenergie 7,6 kJ/cm), mit Rissen unterhalb der Schweißnahtoberfläche

Der Einfluss unterschiedlicher Streckenenergien lässt sich am Beispiel des Werkstoffs Nr. 10 in ausgewählten Querschliffen beobachten. Abbildung 7.5 zeigt, wie das Gefüge des Werkstoffs mit steigender Streckenenergie grobkörniger und somit grundsätzlich rissanfälliger wird [27, 37, 38]. Dieser Aspekt spiegelt sich in den auf der Oberfläche erfassten Risslängen wider, die einen Anstieg der Gesamtrisslänge für steigende Streckenenergien zeigen. Ebenfalls deutet die verschiedene Einfärbung infolge gleicher Ätzung auf Unterschiede im lokalen Seigerungsverhalten hin.

7.1.2. LTT-Schweißzusätze vom Typ Chrom-Mangan

Die LTT-Schweißzusatzwerkstoffe Nr. 25 (Cr11Mn5C3) und Nr. 27 (Cr10Mn9C7) vom Typ Chrom-Mangan zeigten im Vergleich zu den zuvor behandelten Legierungen des Typs Chrom-Nickel grundsätzlich ein geringeres Rissaufkommen. Beide Werkstoffe werden nach ISO/TR 17641-3 mit dem Prädikat „heißrissicher“ bewertet. Die gezielte Variation der verwendeten Prüfparameter offenbart einen geringfügigen Anstieg der Erstarrungsrisanfälligkeit für steigende Streckenergien, in Abbildung 7.6 dargestellt für den Fall des Werkstoffs Nr. 25. Ein deutlicherer Einfluss auf die ermittelten Gesamtrisslängen lässt sich für die Deformationsgeschwindigkeit feststellen. Ein Maximum des Rissaufkommens tritt für die mittlere Faktorstufe von 6 mm/s auf.

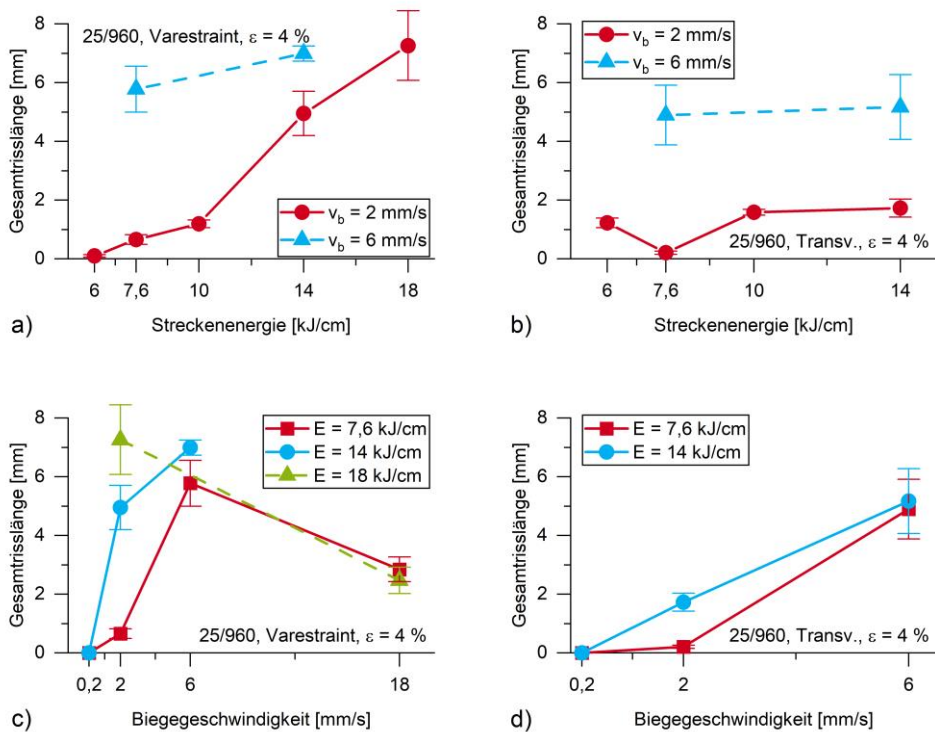


Abbildung 7.6: Gemessene Gesamtrisslängen für den LTT-Werkstoff Nr. 25 (Grundwerkstoff S960) aufgetragen über die Streckenergie (a, b) oder die Biegegeschwindigkeit (c, d), jeweils für Varestreint- (a, c) und Transvarestreint-Modus (b, d).

In Versuchen an Werkstoff Nr. 27 wurden, wie bereits zuvor bei den Legierungen des Typs Chrom-Nickel, deutliche Unterschiede für veränderte Schweißgeschwindigkeiten bei gleichzeitig konstanter Streckenergie festgestellt (siehe Abbildung 7.7). Es zeigt sich außerdem, dass die größten Gesamtrisslängen bei niedrigen Streckenergien in Verbindung mit hohen Biegegeschwindigkeiten, bei hohen Streckenergien hingegen in Verbindung mit niedrigen Biegegeschwindigkeiten gemessen wurden (vgl. Abbildung 7.7a und c). Dieser Effekt ist in den Ergebnissen der Transvarestreint-Versuche weniger präsent (vgl. Abbildung 7.7b und d). Andererseits wird klar, dass verschiedene Schweißgeschwindigkeiten bei gleicher

Streckenenergie einen größeren Einfluss auf das Rissaufkommen haben können als verschiedene Streckenenergien.

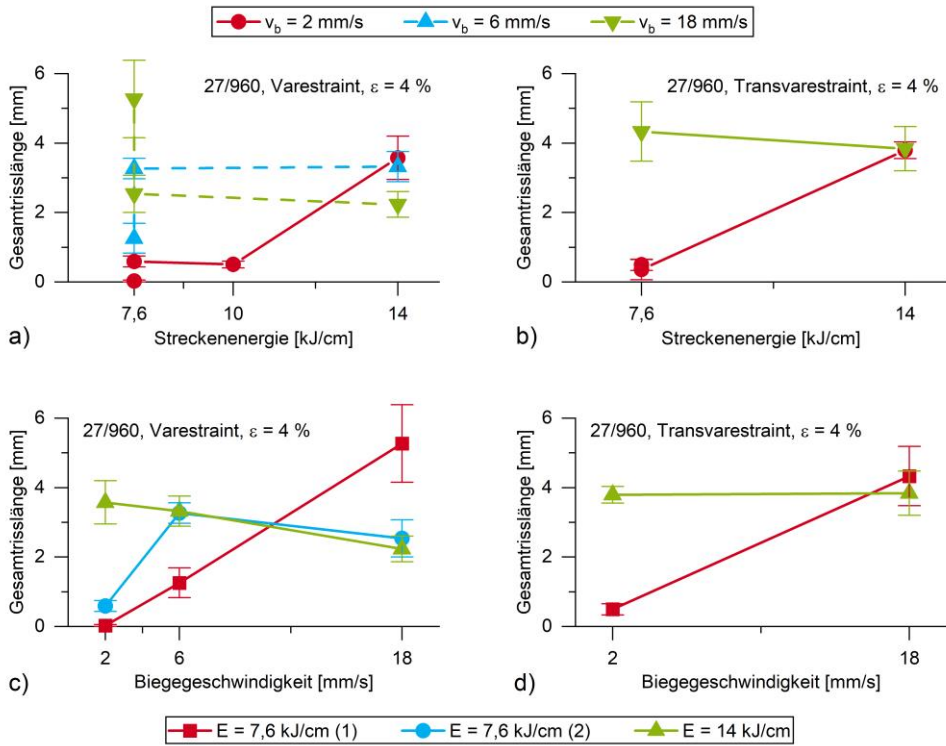


Abbildung 7.7: Gemessene Gesamtrisslängen für den LTT-Werkstoff Nr. 27 (Grundwerkstoff S960) aufgetragen über die Streckenenergie (a, b) oder die Biegegeschwindigkeit (c, d), jeweils für Varest- (a, c) und Transvarest-Modus (b, d).

Das vorwiegend martensitische Gefüge der Werkstoffe Nr. 25 und Nr. 27 ist aus den Querschliffen in Abbildung 7.8 und Abbildung 7.9 ersichtlich. Beide Legierungen erscheinen in Folge der Ätzung mit LB1 in verschiedenen helleren und dunkleren Brauntönen, wodurch Mikroseigerungen erkennbar sind. Die Erstarrungsmorphologie erscheint hauptsächlich dendritisch, was auf primär ferritische Erstarrung hindeutet. Auch die Werkstoffe Nr. 25 und Nr. 27 weisen Risse im Probenvolumen auf, jedoch in deutlich geringerem Umfang als die zuvor untersuchten Werkstoffe vom Typ Chrom-Nickel. Die im Volumen sichtbaren Risse dringen außerdem zumeist bis zur Oberfläche vor, und fließen somit auch in die Erfassung der Gesamtrisslänge ein.

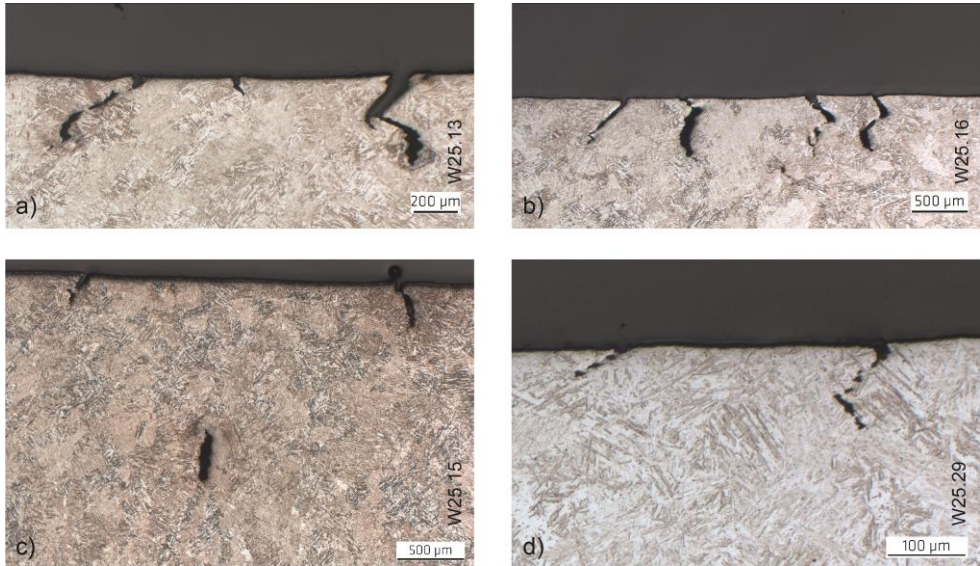


Abbildung 7.8: Volumerrisse im Querschliff verschiedener MVT-Proben aus LTT-Werkstoff Nr. 25

Auffällig sind die mehrfach beobachteten, unterbrochenen Verläufe einiger Risse, beispielsweise in Abbildung 7.8a links oder beide Risse in Abbildung 7.8d. An einigen Proben wurden außerdem saumförmige Strukturen im Gefüge festgestellt, bei denen zunächst unklar war, ob es sich um Risse oder um intergranulare Seigerungsbereiche handelt. Mit dem Übergang zu hohen Streckenenergien, insbesondere in Kombination mit steigender Biegegeschwindigkeit, weiten sich diese saumförmigen Strukturen zunehmend auf, gehen über in deutlich geöffnete Risse, und erscheinen teilweise weiß gefüllt, wie in Abbildung 7.9a zu sehen. Bei Proben, die im Transvarestraint-Modus geprüft wurden, ist die deutlichste Häufung von weit geöffneten Volumerrissen zu beobachten (vgl. Abbildung 7.9b).

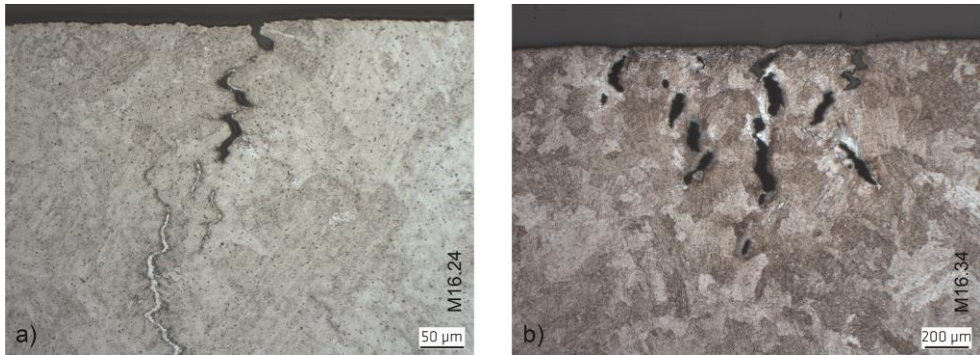


Abbildung 7.9: Risse im Volumen von MVT-Proben aus LTT-Werkstoff Nr. 27

Die weiß gefüllten, rissförmigen Bereiche (vgl. Abbildung 7.9a) deuten auf eine zumindest teilweise Rückfüllung von Rissen mit Schmelze hin, welche nach der Rissentstehung und vor Abschluss der Erstarrung vorstattengeht. Der Vorgang wird in der Literatur auch als „Rissausheilung“ bezeichnet [11, 12]. Diese Annahme konnte mittels Elektronenstrahlmikroanalyse bestätigt werden. Das in Abbildung 7.10 dargestellte Elementmapping erfasst eine Fläche von $125 \mu\text{m}^2$ im unteren linken Teil des in Abbildung 7.9a gezeigten Querschliffs, bei einer Schrittweite von $0,5 \mu\text{m}$. Dargestellt werden die Intensitäten für Fe, Cr, Ni, Mn und Si. Es zeigt sich, dass der infragestehende Rissbereich gegenüber seiner Umgebung stark verarmt an Fe und mit Mn übersättigt ist.

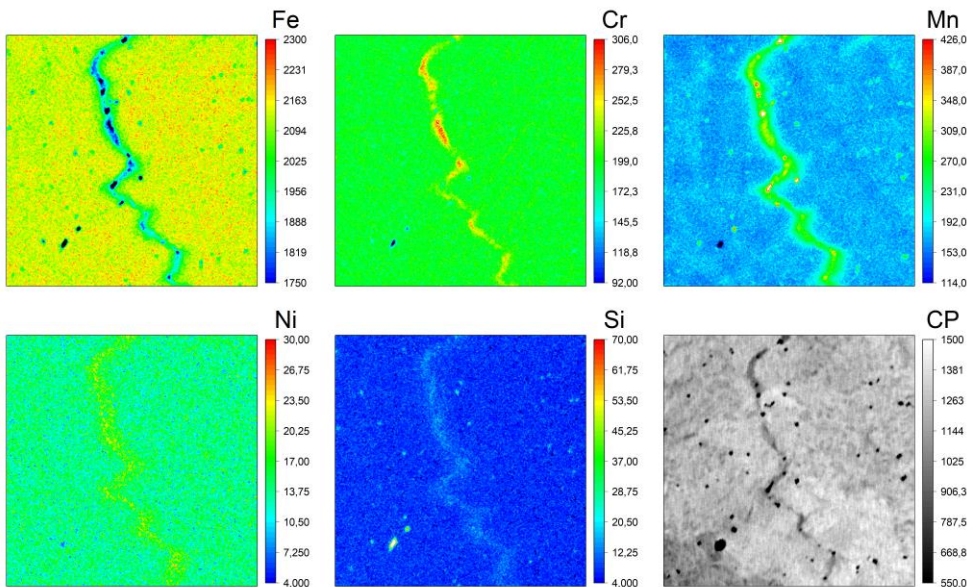


Abbildung 7.10: Elementmapping eines Risses und seiner Umgebung im Querschnitt einer MVT-Probe aus LTT-Werkstoff Nr. 27

Da sich aus den Skalen in Abbildung 7.10 keine prozentualen Elementkonzentrationen bestimmen lassen, wurde quer zum Riss in ca. 0,3 mm Tiefe unterhalb der Oberfläche noch eine ergänzende, quantitative Reihenanalyse durchgeführt. Diese ergab, dass der bereits in Abbildung 7.10 erkennbare Abfall in der lokalen Konzentration von Fe bis ca. 5 Gew.-% beträgt und in etwa gleichem Maße von einem Anstieg des Mn-Gehalts begleitet wird. Um das charakteristische Seigerungsverhalten im Verhältnis von Cr und Mn zu quantifizieren, wurde eine zweite Messreihe in ca. 4 mm Tiefe durchgeführt. Das Ergebnis ist in Abbildung 7.11 dargestellt, und lässt deutlich eine gegensinnige Seigerung von Cr und Mn erkennen, was typisch für ferritische Primärerstarrung ist.

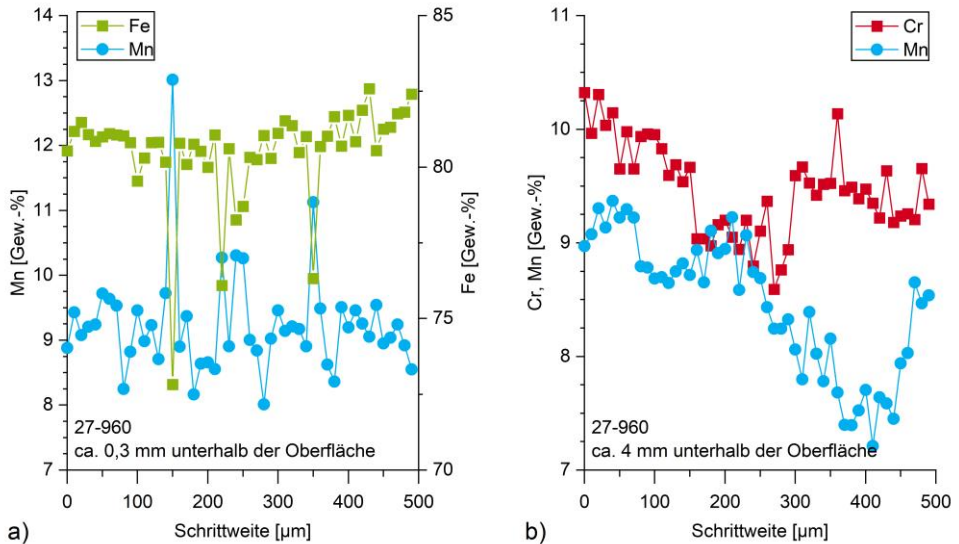


Abbildung 7.11: Legierungsgehalte von Fe und Mn (a) bzw. Cr und Mn (b) aus quantitativer ESMA-Reihenanalyse an LTT Nr. 27

7.1.3. Vergleichende Betrachtung der verschiedenen LTT-Legierungen

Frühere Untersuchungen an weiteren LTT-Legierungen [45] stellten in Übereinstimmung mit der Fachliteratur [39-41, 44] eine Abhängigkeit der Erstarrungsrisseanfälligkeit vom Chrom-Nickel-Äquivalentverhältnis der jeweiligen Legierungen fest. Die vorliegende Arbeit erweitert den betrachteten Rahmen um zusätzliche Legierungen, sowie für den Werkstoff Nr. 25 um zusätzliche Prüfungen bei höheren Biegegeschwindigkeiten. Abbildung 7.12 zeigt die Gesamtrisslängen der untersuchten Werkstoffe aufgetragen über die jeweiligen Chrom-Nickel-Äquivalentverhältnisse, bei verschiedenen Biegegeschwindigkeiten und Streckenenergien.

Der zuvor bei einer Streckenenergie von 7,6 kJ/cm und einer Biegegeschwindigkeit von 2 mm/s berichtete Rückgang der Rissanfälligkeit für steigende Chrom-Nickel-Äquivalentverhältnisse [45] wurde grundsätzlich auch für die im Rahmen dieser Arbeit zusätzlich untersuchten LTT-Legierungen festgestellt. Für den Fall des Werkstoffs Nr. 25 wurden nach Erweiterung des ursprünglichen Versuchsplans um höhere Biegegeschwindigkeiten und Streckenenergien allerdings unerwarteterweise signifikant erhöhte Gesamtrisslängen gemessen. In jedem Fall jedoch unterstreichen die Ergebnisse, dass die Variation der MVT-

Prüfparameter, insbesondere der Biegegeschwindigkeit, zu zuverlässigen und vollständigen Beurteilung der Erstarrungsrissanfälligkeit unabdingbar ist.

Abschließend bleibt festzuhalten, dass der Werkstoff Nr. 26 von allen betrachteten LTT-Legierungen das vorteilhafteste Erstarrungsrissverhalten aufweist. Werkstoff Nr. 25 neigt bei höheren Biegegeschwindigkeiten in deutlichem Maße zur Erstarrungsrissbildung, obwohl anhand des hohen Chrom-Nickel-Äquivalentverhältnisses eine geringe Rissanfälligkeit prognostiziert wurde. Nach gegenwärtigem Erkenntnisstand liegt Ursache hierfür in der durch die kurze Deformationsdauer signifikant erschweren Rissausheilung.

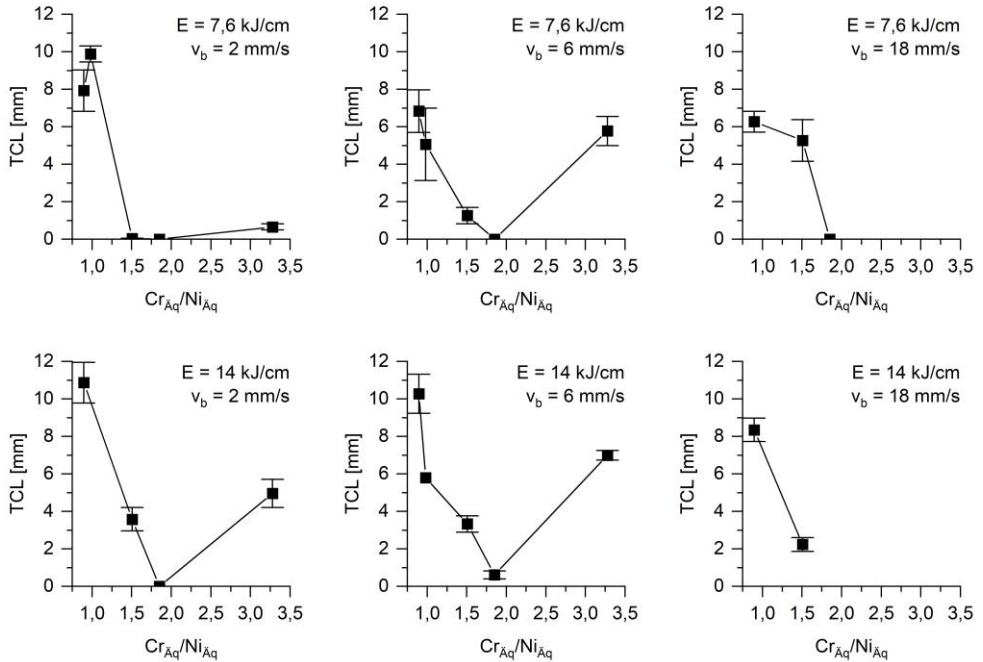


Abbildung 7.12: Gesamtrisslängen aller untersuchten LTT-Legierungen, aufgetragen über ihre jeweiligen Chrom-Nickel-Äquivalentverhältnisse, bei verschiedenen Streckenergien und Biegegeschwindigkeiten, sowie einer Gesamtdehnung von 4 %

7.1.4. Alloy 602 CA (NiCr25FeAlY)

Die Prüfergebnisse des Nickel-Basis-Grundwerkstoffs 602 CA sind in Abbildung 7.13a dargestellt. Die gemessenen Gesamtrisslängen fallen für die meisten Prüfparameter in den Sektor 2 („zunehmendes Heißrissrisiko“). Bei niedriger Streckenenergie und hoher Biegegeschwindigkeit ergibt sich hingegen die Bewertung „heißrissicher“. Wie aus Abbildung 7.13b ersichtlich, besteht für steigende Biegegeschwindigkeiten ein signifikanter Trend zu sinkendem Rissaufkommen. Unterschiedliche Streckenenergien hingegen haben kaum einen Einfluss auf die ermittelten Risslängen. Da der Werkstoff Alloy 602 CA lediglich als Referenz für die Validierung der neu entwickelten, digitalen Auswertemethodik dient, wird für eine detailliertere Diskussion seines Erstarrungsrissverhaltens an dieser Stelle auf die Arbeit von Wolf [28] verwiesen.

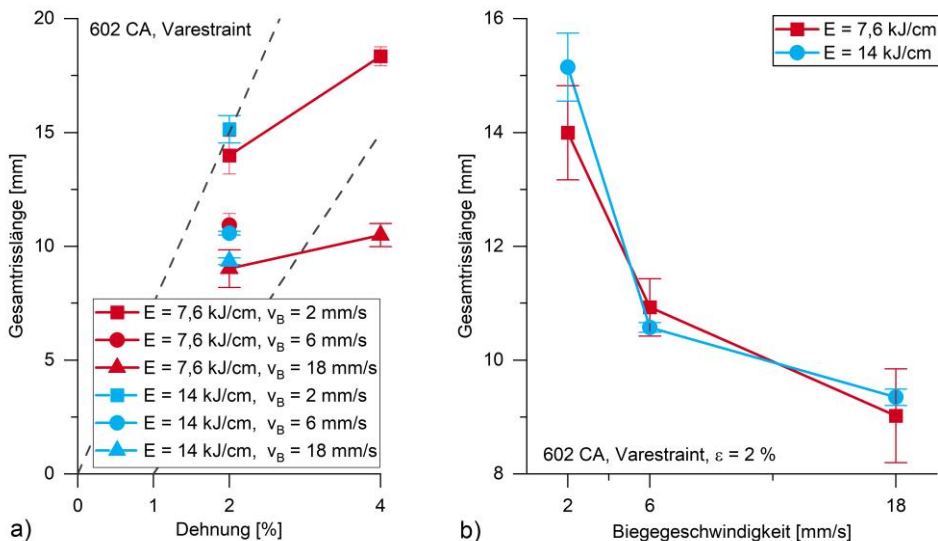


Abbildung 7.13: MVT-Diagramm (a) bzw. MVT-Gesamtrisslängen aufgetragen über verschiedene Biegegeschwindigkeiten (b) für den Nickel-Basiswerkstoff 602 CA

7.2. Einfluss des Grundwerkstoffs bei der MVT-Prüfung von Schweißgut

Frühere Forschungsarbeiten verwendeten für die MVT-Prüfung von Schweißzusatzwerkstoffen immer wieder unterschiedliche Grundwerkstoffe, ohne dass dabei ein möglicher Einfluss auf die Ergebnisse ausgeschlossen wurde. Erstmals wurden daher im Rahmen der vorliegenden Arbeit gezielt MVT-Prüfungen desselben Zusatzwerkstoffs an zwei unterschiedlichen Grundwerkstoffen durchgeführt. Hierfür wurden aus dem Werkstoff Nr. 25 (Cr11Mn5C3) zusätzlich zu den im vorangegangenen Abschnitt diskutierten Proben drei weitere Proben auf Basis des Grundwerkstoffs S235 hergestellt. Die Prüfung dieser Proben erfolgte exemplarisch am zentralen Versuchspunkt der Faktorstufe 14 kJ/cm bei einer Gesamtdehnung von 4 % und einer Biegegeschwindigkeit von 2 mm/s. Das Ergebnis und der Vergleich zum Grundwerkstoff S960 sind dem MVT-Diagramm in Abbildung 7.14 zu entnehmen. Die ermittelte Gesamtrisslänge für den Werkstoff Nr. 25 beträgt in Kombination mit S235

($0,61 \pm 0,21$) mm, wohingegen bei Verwendung des härtesten S960 die Gesamtrisslänge um das Achtfache auf ($4,95 \pm 0,75$) mm steigt.

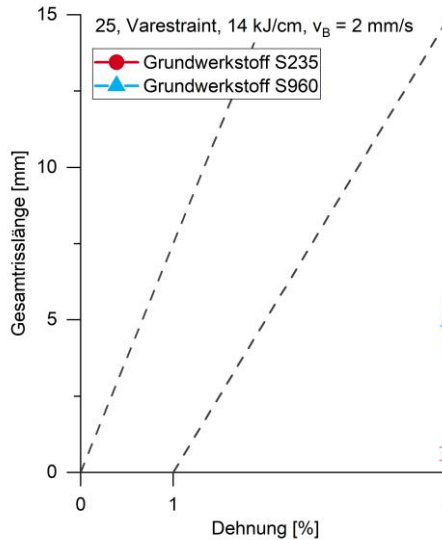


Abbildung 7.14: MVT-Diagramm für den LTT-Schweißzusatzwerkstoff Nr. 25 in Kombination mit verschiedenen Grundwerkstoffen

Die Unterschiede zwischen den jeweiligen chemischen Zusammensetzungen der beiden Grundwerkstoffe sind im Vergleich zum Legierungsgehalt des verwendeten Schweißzusatzes äußerst gering. Auch der mehrlagige Aufbau der Schweißgutproben spricht dagegen, den Grund für die stark unterschiedlichen Prüfergebnisse vorrangig in der chemischen Zusammensetzung der Proben zu suchen. Stattdessen wurden unterschiedliche lokale Deformationen der Probenkörper als Ursache vermutet, zu deren Detektion die Oberflächen der geprüften Proben mittels 3D-Scanner vermessen wurden. Durch die Verwendung spezieller Software lassen sich die so erfassten Topografien untereinander vergleichen. Abbildung 7.15 zeigt dazu zunächst beispielhaft Abweichungen in den Höhenprofilen jeweils zweier Proben gleicher Zusammensetzung, oben der Grundwerkstoff S235, unten S960. Beide Darstellungen betrachten jeweils eine Probe als Referenz, und definieren deren Oberfläche als Nullfläche. Die Farbskala gibt schließlich die Abweichung der zu vergleichenden Probenoberfläche von dieser Nullfläche in z-Richtung an. In grün eingefärbten Bereichen decken sich beide Probenoberflächen, rote bzw. blaue Bereiche indizieren Topografieunterschiede, je nach Einteilung in Referenz- und Vergleichsprobe mit positivem bzw. negativem Vorzeichen. Die beiden Topografievergleiche zeigen zunächst, dass bei zwei geprüften MVT-Proben gleicher Zusammensetzung die Höhenunterschiede der Oberflächen außerhalb der Prüfnah bis maximal $\pm 0,05$ mm betragen. Die Abweichungen zwischen den beiden in Abbildung 7.15a verglichenen Proben mit Grundwerkstoff S235 ist dabei in geringem Maße höher und inhomogener verteilt als im Falle der in Abbildung 7.15b verglichenen Proben mit Grundwerkstoff S960.

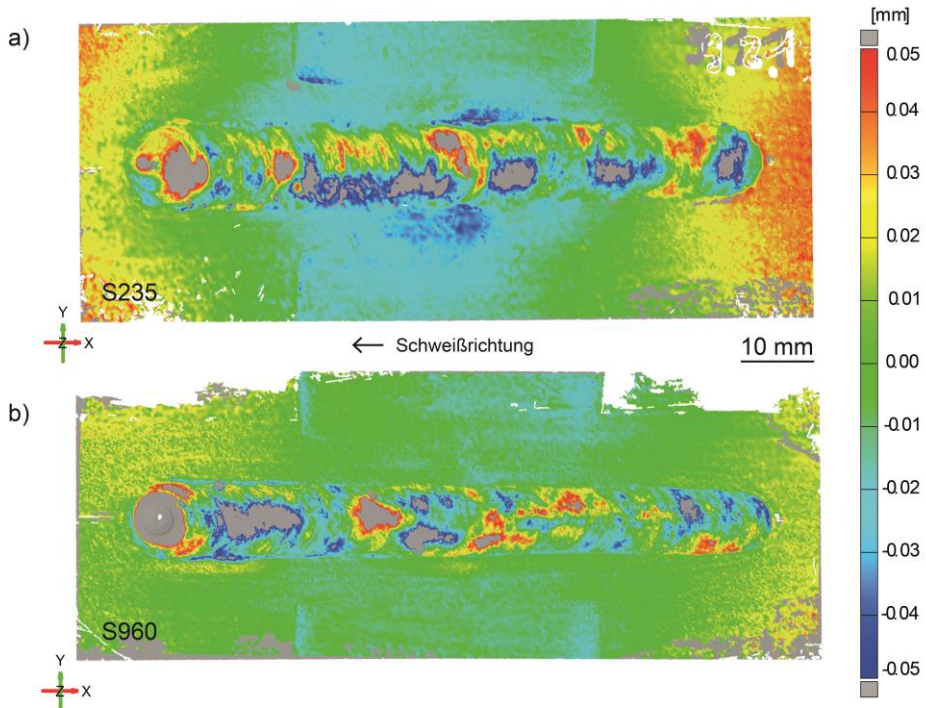


Abbildung 7.15: Oberflächentopografien von MVT-Proben aus LTT-Werkstoff Nr. 25 mit Grundwerkstoff S235 (a) bzw. S960 (b)

Weiterhin lässt sich aus den ermittelten 3D-Topografiedaten feststellen, welchen Krümmungsradius die jeweiligen Probenoberflächen aufweisen. Gemittelt über jeweils drei Proben ergibt sich für den Grundwerkstoff S235 ein Krümmungsradius von 146,41 mm, für S960 hingegen 176,09 mm. Alle Proben wurden jedoch gleichermaßen bei 4 % Gesamtdehnung und somit an einem Biegeradius von 125 mm geprüft. Zusammen mit der Probendicke von 10 mm ergibt sich somit ein Referenzradius für die Probenoberfläche von 135 mm. Die unterschiedlich hohe Abweichung zwischen Krümmungsradius der geprüften Proben und Referenzradius quantifiziert die Rückfederung der Proben nach erfolgter Prüfung, und somit das jeweilige Deformationsverhalten des Materialverbunds aus gleichbleibendem Schweißzusatzwerkstoff und unterschiedlichem Grundwerkstoff.

Mittels spezieller Software lassen sich außerdem Zylinder mit definierten Radien als Referenzgeometrie an die Probenoberflächen anlegen, wie in Abbildung 7.16 skizziert. Anschließend können analog zum oben beschriebenen Vorgehen die Höhenunterschiede von Probenoberfläche und Referenzgeometrie bestimmt werden. Dazu wurde zunächst aus den Oberflächen aller drei Proben jedes Werkstoffs je eine gemittelte Vergleichsfläche berechnet. Diese gemittelten Oberflächen wurden anschließend mit dem in Abbildung 7.16 dargestellten Referenzzyylinder mit 135 mm Radius verglichen. Die Ergebnisse der Topografievergleiche für die beiden Grundwerkstoffe sind Abbildung 7.17a und b zu entnehmen.

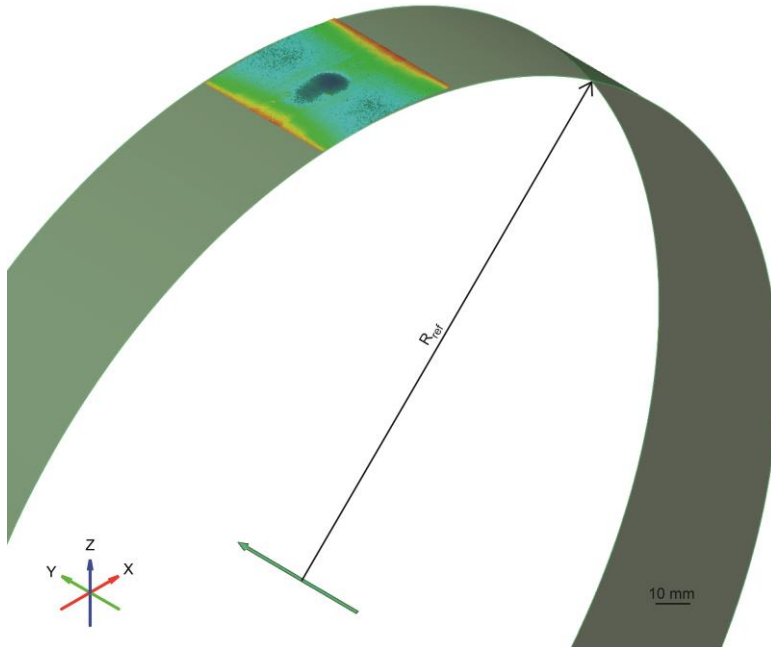


Abbildung 7.16: Lage und Orientierung des Referenzzylinders mit dem Radius R_{ref} , der an die dreidimensionalen Oberflächenmessungen angelegt wird

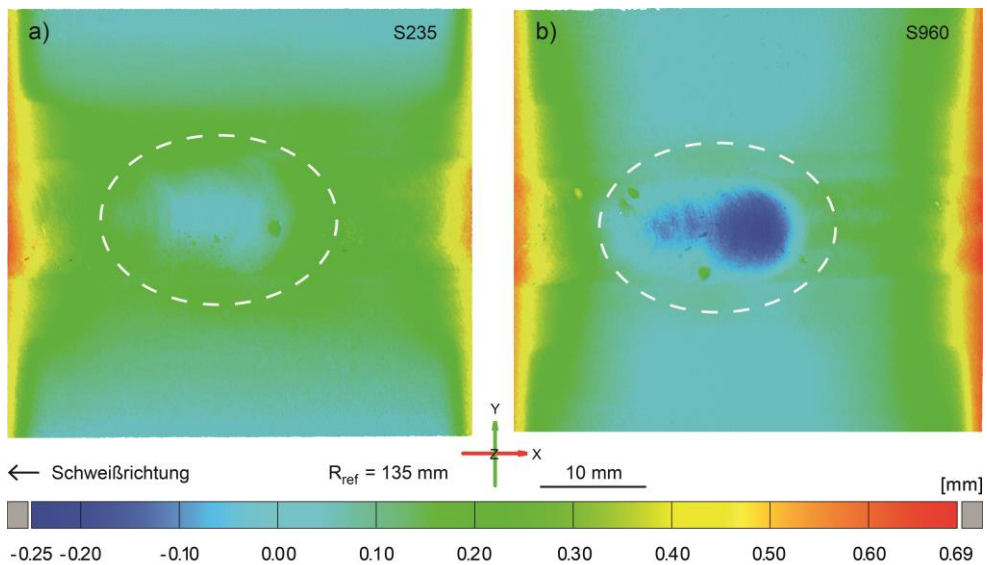


Abbildung 7.17: Z-Abweichung der Oberflächentopografien verschiedener MVT-Proben vom theoretischen Oberflächenradius einer um 4 % gedehnten Probenoberfläche ($R_{ref} = 135 \text{ mm}$)

Gut sichtbar sind vor allem die unterschiedlichen lokalen Deformationen der Schweißnahtbereiche. Auf beiden Abbildungen ist mittig im Messbereich ein in die Bildebene hinein gestauchter Bereich zu erkennen (weiß gestrichelt markiert), dessen rechter Rand der Schmelzbadform der Schweißnaht entspricht. Ein Abgleich mit den MVT-Prüfdaten bestätigt, dass dieser rechte Rand die Schmelzbadfront zum Zeitpunkt der einsetzenden Verformung abbildet. Auch die infolge der Prüfung entstandenen Risse liegen entlang dieses Randes. Obwohl die chemische Zusammensetzung des Prüfbereichs bei beiden Proben gleich ist, und die Probenoberfläche auch in ausreichendem Abstand links und rechts der Prüfnaht aus dem gleichen Schweißgut besteht, sind im Vergleich der beiden Grundwerkstoffe signifikante quantitative Unterschiede hinsichtlich der Topografie der rissanfälligen Bereiche und der umliegenden Regionen erkennbar. Im Falle des S960 ergibt sich eine Absenkung um ca. 0,25 mm gegenüber der Umgebung und eine scharfe Abgrenzung des betreffenden Nahtbereichs, zu sehen in Abbildung 7.17b. Die messbaren lokalen Deformationen konzentrieren sich also entlang des Rands des rissanfälligen Bereichs. Im Gegensatz dazu enthält Abbildung 7.17a die gleiche Darstellung für die aus S235 gefertigten Proben. Zwar sind auch dort signifikante Höhenunterschiede zwischen Naht und Umgebung zu erkennen, die Grenzen zwischen den Bereichen sind allerdings weniger scharf, die Höhengradienten also weniger steil, und die Deformationen in der Probenmitte weitläufiger verteilt. Gleichzeitig sind am Rand der Probe deutliche Eindrücke der Stempel der MVT-Anlage erkennbar. Aus dem Vergleich von Abbildung 7.17a und b wird somit deutlich, wie unterschiedlich sich der verwendete Grundwerkstoff auf die globale Verteilung der über die Stempel eingeleiteten Deformation auswirkt.

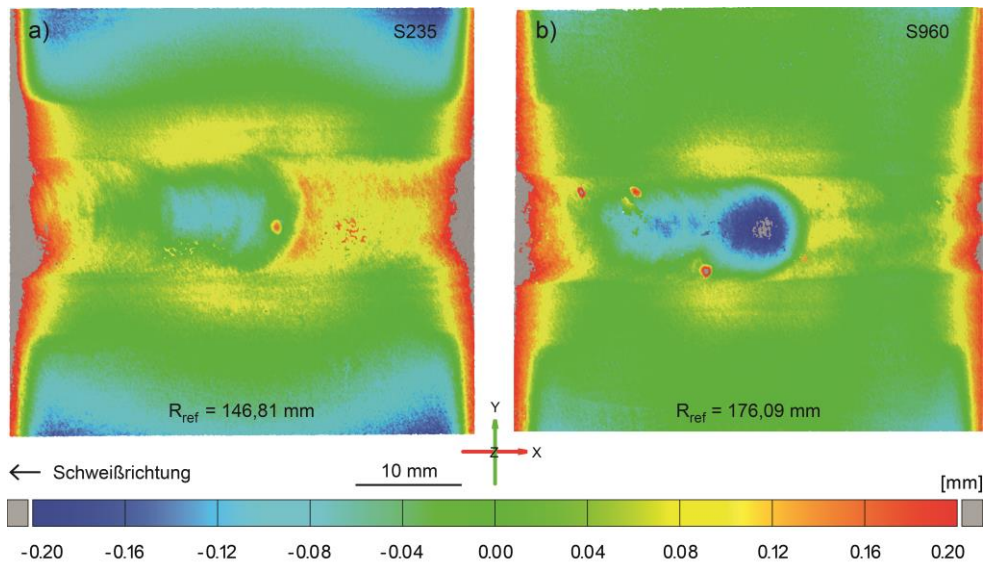


Abbildung 7.18: Z-Abweichung der Oberflächentopografien verschiedener MVT-Proben im Vergleich zu ihrem jeweiligen Referenzzyylinder mit Radius R_{ref}

Gleiches zeigt die Überlagerung der beiden Vergleichsflächen für S235 und S960 mit den jeweils ermittelten Krümmungsradien, also die Betrachtung des zurückgefederten Zustands der Proben. In Abbildung 7.18a ist zu erkennen, wie bei Verwendung von S235 eine deutliche

Stauchung des Probenkörpers im Bereich der Stempelingriffe zurückbleibt, verglichen mit dem Referenzzylinder ($R_{ref} = 146,81$ mm). Der in die Bildebene hinein gestauchte Bereich fügt sich in seiner Form wiederum um einen nach oben gewölbten Bereich, der etwa kreisförmig um den Flächenmittelpunkt der Probe verläuft (zu sehen in Gelb, mittig in Abbildung 7.18a). Im unmittelbaren Zentrum der Probe ist die Form des Schmelzbad zum Zeitpunkt der einsetzenden Verformung zu erkennen. Senkrecht zur ehemaligen Schmelzbadfront ist deutlich ein Höhengradient in der Topografie auszumachen. Derjenige Nahtbereich, der sich während der Deformation der Probe im teilflüssigen Zustand befand, ist deutlich in die Bildebene hinein gewölbt.

Für den Fall des S960 lässt sich eine noch deutlichere Absenkung des von der Deformation erfassten teilflüssigen Nahtbereichs ausmachen. Wie in Abbildung 7.18b zu sehen ist der Bereich verglichen mit dem Referenzzylinder ($R_{ref} = 176,09$ mm) um ca. 0,2 mm in die Bildebene hinein gewölbt, während die restliche Probenoberfläche weitestgehend gleichmäßig mit der Oberfläche des Referenzzylinders übereinstimmt. Abweichungen davon sind, wie bereits in Abbildung 7.18a, kreisförmig um die Probenmitte herum und im Bereich der Stempelindrücke zu erkennen, jedoch jeweils in geringerem Maße als zuvor für den Grundwerkstoff S235 beobachtet.

Der Einfluss lokaler Dehnungen auf die Erstarrungsrissbildung ist aus der Literatur hinreichend bekannt, und wurde in Abschnitt 2.1.3.2 bereits ausführlich diskutiert. Die deutlich höhere Rissanfälligkeit der Proben mit dem Grundwerkstoff S960 gegenüber dem Grundwerkstoff S235 erklärt sich somit durch die stark inhomogenen, lokalen Dehnungen, die sich vornehmlich auf die unmittelbare Umgebung des rissanfälligen Nahtbereichs konzentrieren (vgl. Abbildung 7.18b).

Die weiträumige Verteilung der Deformationen, die auf der Oberfläche der Proben mit dem Grundwerkstoff S235 festgestellt wurden, ist grundsätzlich als nachteilhaft zu bewerten. Sie verzerrt in unbekanntem Maße den Zusammenhang zwischen nominell aufgebrachtener Dehnung und lokaler Deformation des rissanfälligen Bereichs. Mit Blick auf die Belastbarkeit der Prüfergebnisse sind daher für die Fertigung von MVT-Schweißgutproben höherfestere Grundwerkstoffe zu empfehlen.

7.3. Validierung der digitalen Auswertemethodik

Die in den vorausgehenden Abschnitten diskutierten MVT-Ergebnisse basieren auf der klassischen Auswertemethodik gemäß ISO/TR 17641-3. Zur Erprobung und grundsätzlichen Validierung der in Kapitel 6.1 beschriebenen, neuartigen Auswertemethodik wurden die Versuchsreihen der LTT-Werkstoffe Nr. 10 und 27 ein zweites Mal digital ausgewertet. Die Diagramme in Abbildung 7.19 und Abbildung 7.20 dienen dem Vergleich dieser digitalen mit den zuvor diskutierten, auf analogem Wege gewonnenen Ergebnisse. Auf ihren Ordinaten zeigen sie die Gesamtrisslänge, die maximale Risslänge und die Rissanzahl für den jeweiligen Werkstoff und für beide Auswertungen. Die einzelnen Versuchspunkte sind auf den Abszissen aufgetragen, und dabei von links nach rechts nach aufsteigender Gesamtrisslänge (analog) geordnet.

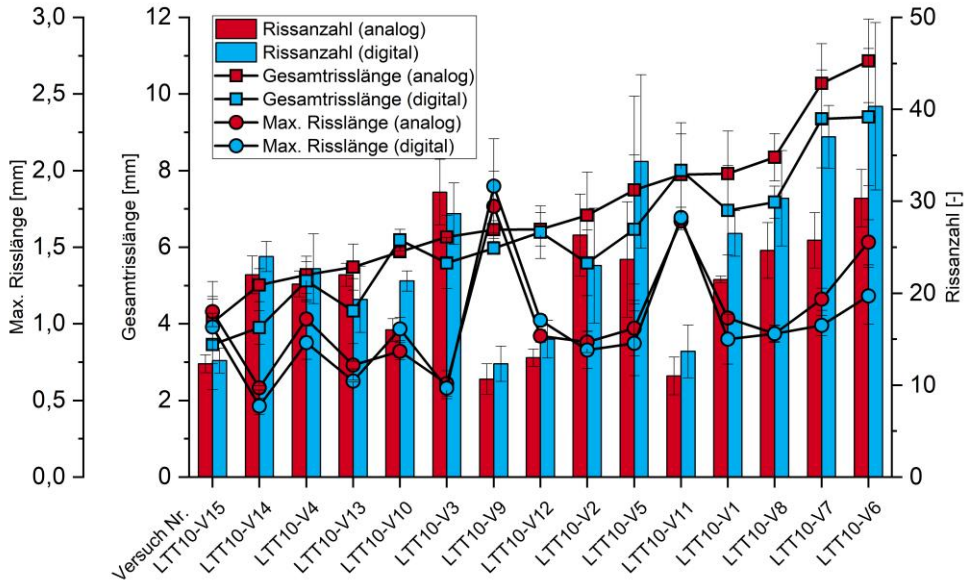


Abbildung 7.19: Vergleich zwischen digital und analog ermittelten Risszahlen, Gesamtrisslängen und maximalen Risslängen für den LTT-Werkstoff Nr. 10

Abbildung 7.19 bezieht sich auf Werkstoff Nr. 10 und attestiert eine gute Übereinstimmung der beiden Auswertemethoden. Bis auf wenige Ausreißer überlappen die Streubänder der digital und analog erhobenen Risslängen, die Ergebnisse können somit als äquivalent angenommen werden. Es bleibt jedoch anzumerken, dass die analog erhobenen Gesamtrisslängen in der Regel einige Prozent über den digital ermittelten Werten liegen, während gleichzeitig auf digitalem Wege teilweise deutlich mehr Risse erkannt wurden. Der mutmaßliche Grund dafür liegt in der höheren Auflösung der digitalen Auswertung, wodurch die Mindestlänge der erkannten Risse sinkt, während gleichzeitig die Start- und Endpunkte der Risse genauer detektiert werden können. Gegenüber den analogen Ergebnissen weichen die digitalen Ergebnisse im Mittel für die Rissanzahl um +16,3 %, für die Gesamtrisslänge um -0,2 % und für die maximale Risslänge um -6,2 % ab.

Die in Abbildung 7.20 dargestellten Daten für Werkstoff Nr. 27 zeigen ein ähnliches Bild. Die Anzahl und die maximale Länge der digital erfassten Risse korrelieren bis auf wenige Ausnahmen eng mit den Ergebnissen der analogen Auswertung. Zwar bestehen mitunter statistisch signifikante Unterschiede zwischen den digital und analog ermittelten Gesamtrisslängen, allerdings sind die gemessenen Gesamtrisslängen insgesamt sehr niedrig, wodurch das Fehlerpotenzial ebenfalls steigt. Die Abweichungen der digitalen gegenüber den analog ermittelten Ergebnissen beträgt im Mittel +36,7 % für die Rissanzahl, +20,7 % für die Gesamtrisslänge und -0,7 % für die maximale Risslänge.

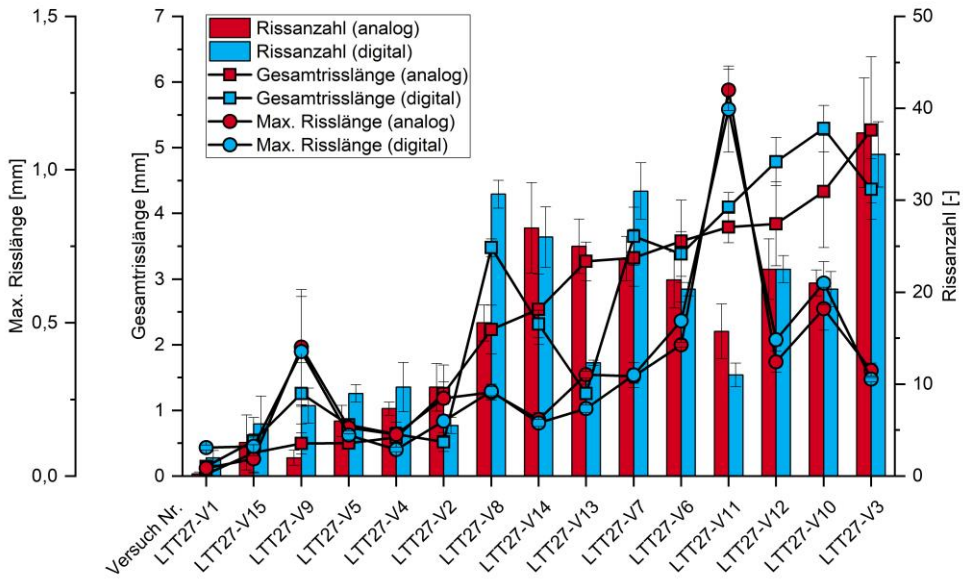


Abbildung 7.20: Vergleich zwischen digital und analog ermittelten Rissanzahlen, Gesamtrisslängen und maximalen Risslängen für den LTT-Werkstoff Nr. 27

Der direkte Vergleich der beiden Auswertemethoden wird sowohl durch die unterschiedlichen Vergrößerungsfaktoren der beiden Verfahren erschwert als auch durch die Tatsache, dass sie jeweils von verschiedenen Personen durchgeführt wurden. Es ist daher nicht festzustellen, in welchem Maße die Abweichungen zwischen den verschiedenen Ergebnissen auf methodische oder auf menschliche Einflussfaktoren zurückgehen. Insgesamt bewegen sich die Abweichungen jedoch im Rahmen dessen, was in der Literatur als übliche Streuung angesehen wird (vgl. Abschnitt 2.3.4). Es lässt sich somit abschließend festhalten, dass die neu entwickelte, digitale Auswertemethodik valide Ergebnisse liefert.

7.4. Einfluss der MVT-Prüfparameter

Obwohl die Fachliteratur den für die MVT-Prüfung verwendeten Parametern eine entscheidende Rolle zuschreibt, existieren nach derzeitigem Stand keine vollständigen, systematischen Analysen zum direkten Einfluss der Prüfparameter auf die Ergebnisse der MVT-Prüfung. Dieser Einfluss soll daher im Folgenden auf Basis der in Kapitel 4 entwickelten Erkenntnisse durch Berechnungen abgeschätzt werden. Als Vergleichsgröße dient dabei der für die neu entwickelte Auswertemethodik eingeführte verschiebungsbedingte Risslängenanteil (VRL).

7.4.1. Numerische Analysen

In Kapitel 4 wurde gezeigt, dass das Ausmaß der Erstarrungsrissbildung nicht nur von der Rissanfälligkeit des Werkstoffs im vorliegenden Anwendungsfall, sondern auch von der Gestalt des rissanfälligen Bereichs der Schweißnahtoberfläche abhängt. Daraus ergibt sich grundsätzlich, dass eine Verkleinerung des rissanfälligen Bereichs bei gleichbleibender Rissanfälligkeit zu einem Rückgang der gemessenen Risslängen führt. Umgekehrt kann eine

Vergößerung des rissanfälligen Bereichs zur Erhöhung der Risslängen führen, sofern die Rissbildung im Sinne der in Abschnitt 4.4 formulierten Definitionen gesättigt ist.

Die reine Betrachtung der Fläche des rissanfälligen Bereichs vernachlässigt dabei die Tatsache, dass der bevorzugte Verlauf von Erstarrungsrissen dem Kristallisationsverlauf folgt, und somit von der Form des Schmelzbads abhängig ist. In Abschnitt 6.2 wurde daher erläutert, wie der werkstoffunabhängige Risslängenanteil näherungsweise aus der Schmelzbadform, der Schweißgeschwindigkeit und der Deformationsdauer bestimmt werden kann. Für den Fall der gesättigten Rissbildung werden diese verschiebungsbedingten Risslängenanteile (VRL) maximal. Abbildung 7.21 stellt diese Zusammenhänge für die Berechnung des VRL aus den Geometrieparametern des Schmelzbads schematisch dar.

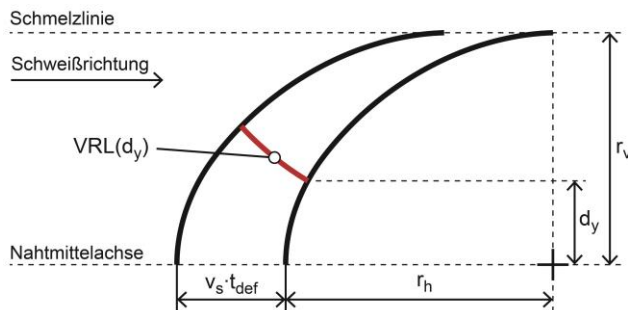


Abbildung 7.21: Geometrische Zusammenhänge für die Berechnung des verschiebungsbedingten Risslängenanteils (VRL) im Abstand d_y von der Nahtmittelechse aus dem vertikalen (r_v) und horizontalen (r_h) Schmelzbadradius, sowie der Schweißgeschwindigkeit (v_s) und der Deformationsdauer (t_{def})

Entsprechend wurden numerische Berechnungen auf Basis real beobachteter Nahtformparameter durchgeführt. Abbildung 7.22 enthält die so ermittelten Werte der maximalen VRL in Abhängigkeit des Abstands von der Nahtmittelechse, jeweils für verschiedene vertikale Schmelzbadradien (Abbildung 7.22a), horizontale Schmelzbadradien (Abbildung 7.22b), Schweißgeschwindigkeiten (Abbildung 7.22c) und Deformationsgeschwindigkeiten (Abbildung 7.22d). Als Zentralpunkt der Vergleiche wurde ein vertikaler Schmelzbadradius von 4 mm, ein horizontaler Schmelzbadradius von 5 mm, eine Schweißgeschwindigkeit von 3 mm/s und eine Deformationsgeschwindigkeit von 2 mm/s verwendet.

Veränderungen der Nahtbreite bei sonst gleichen Parametern üben keinen Einfluss auf die horizontale Spannweite des rissanfälligen Bereichs auf, und führen somit zu keiner Veränderung des maximalen verschiebungsbedingten Risslängenanteils, der in der Nahtmittelechse erreicht werden kann. Zur Verdeutlichung dieses Umstands zeigt Abbildung 7.22a drei Verläufe von VRL bei verschiedenen vertikalen Schmelzbadradien r_v (halbe Schweißnahtbreite). Es zeigt sich jedoch, dass die Fläche unter den einzelnen Kurven mit steigendem r_v ebenfalls wächst.

Für verschiedene horizontale Schmelzbadradien r_h zeigt Abbildung 7.22b vergleichsweise kleine Unterschiede zwischen den verschiedenen Kurven. Da weder die Nahtbreite noch die horizontale Aufweitung des rissanfälligen Bereichs von r_h abhängt, laufen alle gezeigten Verläufe von VRL in denselben Achsenschnittpunkten zusammen. Weiterhin zeigt sich, dass die Fläche unter den Kurven für kleine horizontale Schmelzbadradien am größten ist.

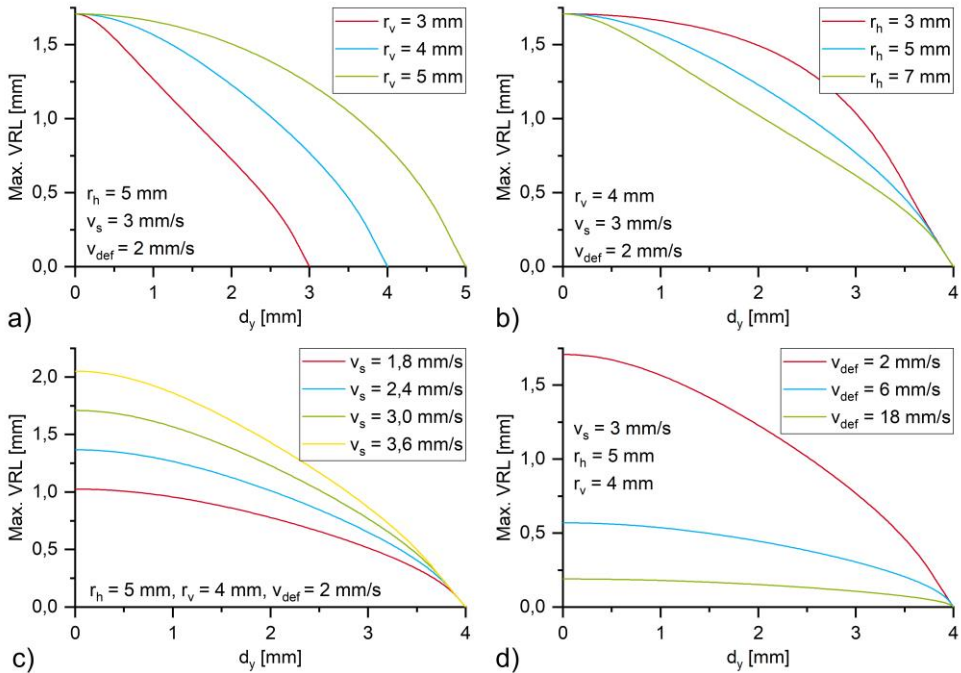


Abbildung 7.22: Verschiedene Verläufe der verschiebungsbedingten Risslängenanteile VRL in Abhängigkeit des Abstands von der Nahtmitte bei Variation des vertikalen Schmelzbadradius r_v (a), des horizontalen Schmelzbadradius r_h (b), der Schweißgeschwindigkeit v_s (c) und der Deformationsgeschwindigkeit v_{def} (d)

Die Schweißgeschwindigkeit hat als Einzeleinflussgröße keine Auswirkung auf die Nahtbreite, verändert jedoch die horizontale Ausdehnung des rissanfälligen Bereichs. Entsprechend zeigt Abbildung 7.22c, wie mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit der maximale verschiebungsbedingte Risslängenanteil VRL in der Nahtmitte wächst, und mit ihm somit auch die Fläche unter den jeweiligen Kurven.

Analog zur Schweißgeschwindigkeit verändert auch die Deformationsgeschwindigkeit die horizontale Spannweite des rissanfälligen Bereichs, während die Schnittpunkte der Verläufe von VRL mit der x-Achse einzig vom vertikalen Schmelzbadradius r_v abhängen. Die entsprechenden Daten sind in Abbildung 7.22d dargestellt. Es zeigt sich, dass erhebliche Unterschiede zwischen den Maximalwerten von VRL in der Nahtmitte, und somit auch zwischen den Flächenintegralen der einzelnen Kurven bestehen. Niedrige Deformationsgeschwindigkeiten führen zu einem überproportionalen Anstieg des verschiebungsbedingten Risslängenanteils über die gesamte Nahtbreite.

Die Flächen unter den einzelnen VRL-Kurven entsprechen sinngemäß der Fläche des werkstoffunabhängigen Anteils des jeweiligen rissanfälligen Bereichs, berücksichtigen jedoch zusätzlich die bevorzugten Rissausbreitungsrichtungen. Sie charakterisieren also das Potential des maximal erreichbaren Rissaufkommens für die zugrundeliegenden Prozessparameter. Die Flächenintegrale der VRL-Kurven werden daher als das Risslängenpotenzial RLP eingeführt, auf Basis dessen sich verschiedene Parametersätze quantitativ hinsichtlich des

maximal erreichbaren Rissaufkommens vergleichen lassen. Das RLP wird als dimensionsloser, skalarer Wert festgelegt, und bildet den Einfluss der einzelnen Prozessparameter auf den in Abschnitt 4.1 eingeführten, werkstoffunabhängigen Anteil der Risslänge ab. Wäre die Rissanfälligkeit eines fiktiven Werkstoffs unabhängig von äußeren Einflüssen, und das BTR des Werkstoffs somit eine universelle Konstante, ließe sich anhand des Risslängenpotenzials direkt ablesen, wie sich die im MVT-Versuch ermittelten Risslängen bei Variation bestimmter Parameter verändern würden.

Vereinfachend zeigt Abbildung 7.23 anhand der Farbskala die Werte des Risslängenpotenzials für verschiedene Deformationsgeschwindigkeiten, Nahtbreiten und Schweißgeschwindigkeiten. Auffällig ist der in Rot erkennbare starke Anstieg des RLP für niedrige Deformationsgeschwindigkeiten, insbesondere bei hohen Nahtbreiten und Schweißgeschwindigkeiten, der einen starken Einfluss des Prüfablaufs auf das Ausmaß der Rissbildung prognostiziert. Im übrigen Parameterraum hingegen liegt das RLP auf deutlich niedrigerem Niveau, was grundsätzlich bedeutet, dass eventuelle Veränderungen von Risslängen, die unter diesen Prüfbedingungen festgestellt werden, eher die tatsächliche Rissanfälligkeit des Werkstoffs widerspiegeln.

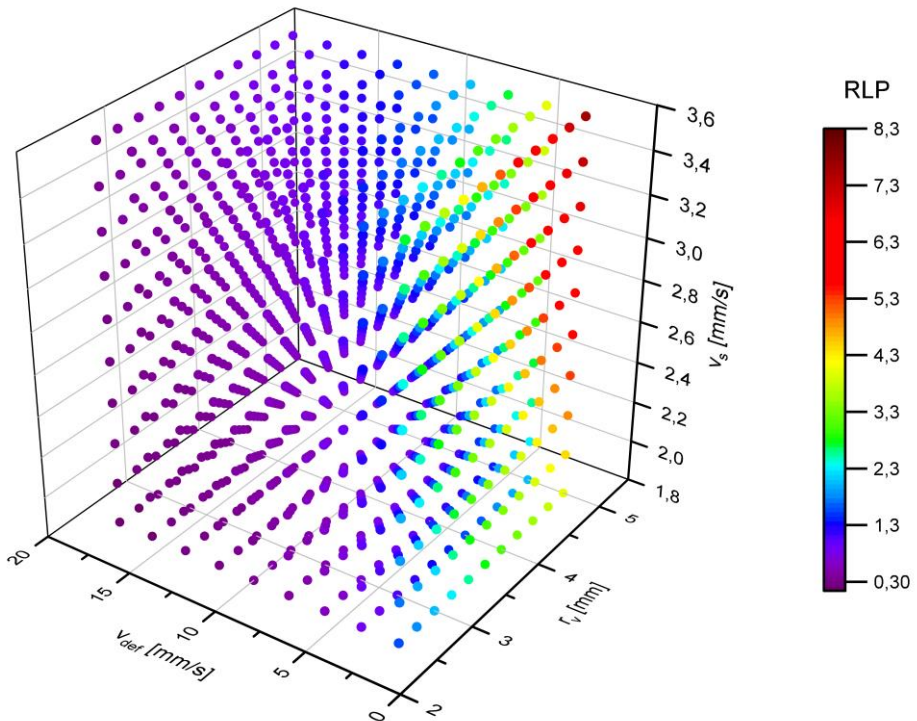


Abbildung 7.23: Vierdimensionale Darstellung des kombinierten Einflusses von Deformationsgeschwindigkeit v_{def} , vertikalem Schmelzbadradius r_v und Schweißgeschwindigkeit v_s auf das dimensionslose Risslängenpotenzial RLP

Zur detaillierten Betrachtung der einzelnen Einflüsse werden alle vier relevanten Parameter in den folgenden Abbildungen getrennt betrachtet. Diese zeigen, wie sich eine Veränderung von Schweißgeschwindigkeit (v_s), Deformationsgeschwindigkeit (v_{def}), horizontalem Schmelzbadradius (r_h) und vertikalem Schmelzbadradius (r_v) auf das Risslängenpotenzial auswirkt. Jede Abbildung enthält dabei drei einzelne Diagramme, welche das RLP auf der y-Achse über den jeweils betrachteten Prozessparameter auf der x-Achse auftragen. Die drei Einzeldiagramme quantifizieren dabei anhand der zusätzlichen Farbskalen die Wechselwirkungen mit den drei übrigen Parametern. Jedes von ihnen zeigt somit den Wert des RLP in Abhängigkeit zweier Parameter, während die beiden übrigen Parameter festgehalten werden, und ihre Werte am oberen Diagrammrand vermerkt sind.

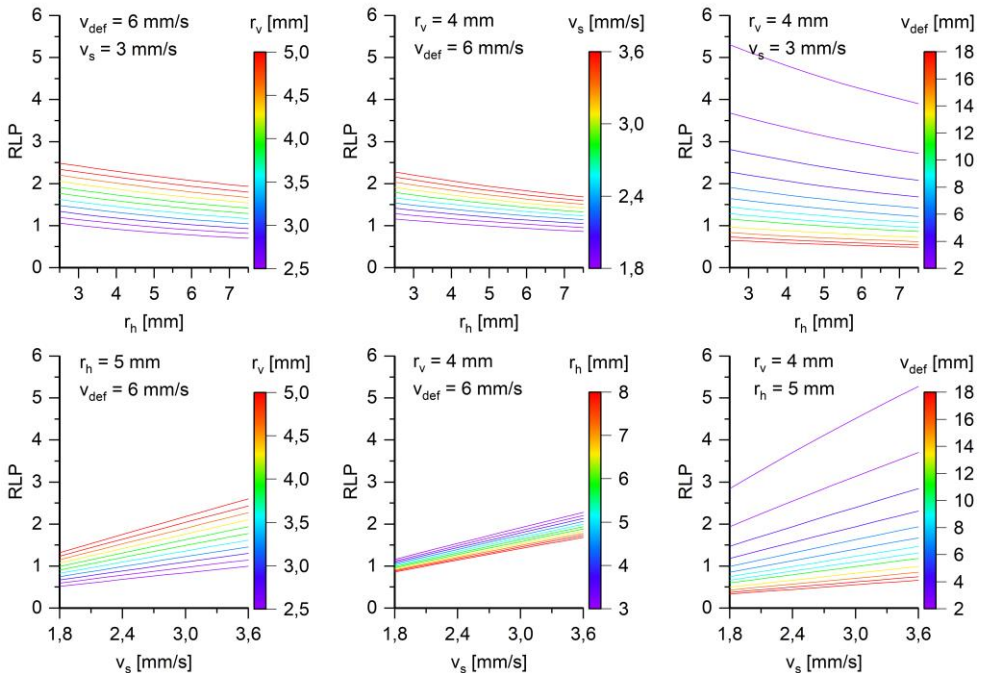


Abbildung 7.24: Einfluss verschiedener Prüfparameter auf das Risslängenpotenzial, aufgetragen über den horizontalen Schmelzbadradius (obere Reihe) sowie die Schweißgeschwindigkeit (untere Reihe)

Für reale Anwendungsfälle können die Parameter Schweißgeschwindigkeit und horizontaler Schmelzbadradius nicht getrennt voneinander betrachtet werden. Mit steigender Schweißgeschwindigkeit wird das Schmelzbad zunehmend länger gestreckt, und sein horizontaler Ellipsenradius steigt. Aus Abbildung 7.24 wird jedoch deutlich, dass dem theoretisch prognostizierten, linearen Anstieg des Risslängenpotenzials infolge steigender Schweißgeschwindigkeiten der umgekehrte, annähernd lineare Einfluss des parallel wachsenden horizontalen Schmelzbadradius entgegenwirkt. Vereinfachend kann daher angenommen werden, dass Veränderungen der Schweißgeschwindigkeit bei konstanter Nahtbreite innerhalb des betrachteten Parameterbereichs keinen signifikanten Einfluss auf die werkstoffunabhängigen Risslängenanteile haben.

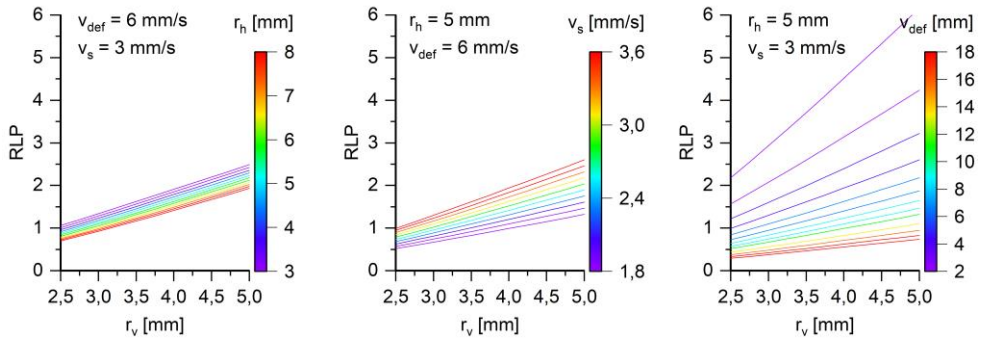


Abbildung 7.25: Einfluss verschiedener Prüfparameter auf das Risslängenpotenzial, aufgetragen über den vertikalen Schmelzbadradius

Durchaus kann ein solcher Einfluss jedoch bei Betrachtung des Wärmeeintrags bestehen, welcher sowohl von der Schweißgeschwindigkeit als auch vom Schweißstrom bestimmt wird. Gemeinsam wirken sich die beiden Faktoren auf das pro Zeiteinheit aufgeschmolzene Werkstoffvolumen, und somit auch auf die Nahtbreite aus. Abbildung 7.25 zeigt, dass die Erhöhung des vertikalen Schmelzbadradius einen signifikanten, linearen Anstieg des Risslängenpotenzials unter sonst konstanten Bedingungen zur Folge hat. Da jedoch die Erstarrungsrisanfälligkeit realer Werkstoffe nicht isoliert vom Wärmeeintrag des Schweißprozesses betrachtet werden kann (vgl. Abschnitt 2.1.3), ist die Aussagekraft des Risslängenpotenzials an dieser Stelle beschränkt.

Im Gegensatz zu den drei übrigen Parametern hat die Deformationsgeschwindigkeit im MVT-Versuch keinen Einfluss auf die geometrische Ausdehnung des rissanfälligen Bereichs auf der Probenoberfläche. Stattdessen wirkt sie gemäß der Theorie von Prokhorov [9] als limitierender Faktor, der einen gewissen Betrag überschreiten muss, damit es zur Bildung von Erstarrungsrisen kommen kann. Für jeden erstarrungsrisanfälligen Werkstoff wachsen demnach die im MVT-Versuch beobachteten Risslängen mit steigender Dehnrate, bevor sie ein Sättigungsniveau erreichen (vgl. Abschnitt 2.4). Ausreichend hohe Dehnungen vorausgesetzt, erreichen die entstandenen Risse daher schließlich die sogenannte Sättigungsrisslänge (siehe Abbildung 2.22), welche dem gesamten Temperaturbereich des BTR entspricht.

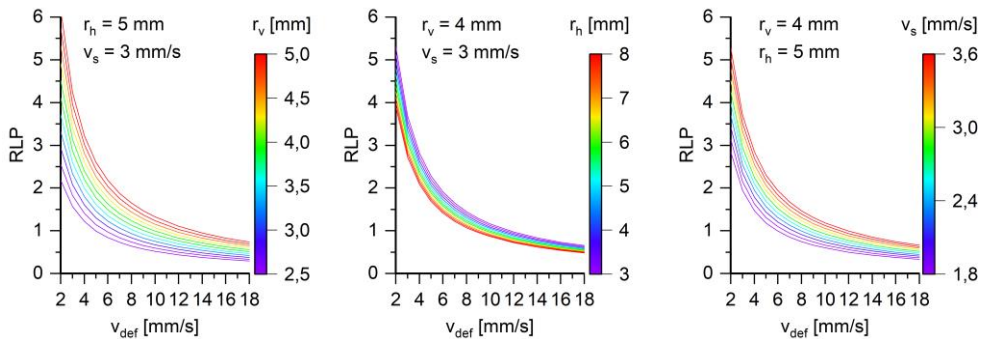


Abbildung 7.26: Einfluss verschiedener Prüfparameter auf das Risslängenpotenzial, aufgetragen über die Deformationsgeschwindigkeit

Sobald die Rissbildung gesättigt ist, führt eine Zunahme der Dehnrate nicht mehr zur Steigerung von Risslängen. Gleichzeitig wird die Dauer bis zum Erreichen der vollständigen Deformation kontinuierlich verkürzt (vgl. Gleichung 4.2), wodurch die werkstoffunabhängigen Risslängenanteile und somit auch die Risslängen insgesamt zurückgehen. Der abfallende Verlauf des Risslängenpotenzials bei steigender Deformationsgeschwindigkeit, wie er aus Abbildung 7.26 ersichtlich wird, spiegelt diesen Aspekt der verkürzten Deformationsdauer wider. Niedrige Deformationsgeschwindigkeiten wirken sich demnach grundsätzlich negativ auf das maximal mögliche Rissaufkommen aus. Ab einem Wert von ca. 10 mm/s liegt der Einfluss variierender Deformationsgeschwindigkeiten auf das Risslängenpotenzial im Bereich der übrigen untersuchten Faktoren. Der exponentielle Charakter der Kurven in Abbildung 7.26 erklärt sich unmittelbar aus Gleichung 2.12, welche besagt, dass sich die Dauer der Deformation während des MVT-Versuchs umgekehrt proportional zur Deformationsgeschwindigkeit verhält. Erstmals konnte quantifiziert werden, wie sich die im MVT-Test ermittelten Risslängen in Abhängigkeit variierender Deformationsgeschwindigkeiten notwendigerweise verändern müssen, sofern die Rissbildung gesättigt ist.

7.4.2. Rissaufkommen in Abhängigkeit der Deformationsgeschwindigkeit

Im vorangehenden Abschnitt wurde gezeigt, dass Risslängen, die in MVT-Versuchen mit verschiedenen Deformationsgeschwindigkeiten ermittelt wurden, in stark unterschiedlichem Maße von den verwendeten Prüfparametern beeinflusst werden. Zur vertiefenden Untersuchung dieser Zusammenhänge wurden die MVT-Prüfergebnisse der LTT-Legierungen Nr. 10 und 27 sowie des Nickelbasis-Werkstoffs 602 CA gezielt mit Blick auf verschiedene Deformationsgeschwindigkeiten betrachtet. Um den Einfluss der Prüfmaschine in der Ergebnisdarstellung möglichst auszuklammern, wurden die Daten zusätzlich zur Deformationsgeschwindigkeit auch über die Dehnrate aufgetragen (vgl. Abschnitt 2.3.1).

Abbildung 7.27 zeigt die digital ermittelten Gesamtrisslängen in allen Versuchspunkten für alle drei Werkstoffe, aufgetragen über die Deformationsgeschwindigkeit (Abbildung 7.27a) bzw. über die Dehnrate (Abbildung 7.27b). Versuche, die mit sonst identischen Parametern bei mehreren Deformationsgeschwindigkeiten durchgeführt wurden, sind jeweils mit Linien verbunden. Gestrichelte Linien zeigen an, dass die mittlere Deformationsgeschwindigkeit von 6 mm/s für diesen Parametersatz nicht geprüft wurde, wodurch sich teilweise scheinbar unterschiedliche Verläufe ergeben. In jedem Fall wird deutlich, dass sich aufgrund der Geometrie der Prüfmaschine bei gleicher Deformationsgeschwindigkeit unterschiedliche Dehnraten ergeben, abhängig von Gesamtdehnung und Prüfmodus. Nennenswerte, qualitative Unterschiede zwischen beiden Diagrammen bestehen nicht, die Verwendung der Dehnrate ergibt allerdings eine Darstellung, die sich auf andere Prüfanlagen oder Verfahren übertragen lässt. Im Folgenden wird daher die Dehnrate anstelle der Deformationsgeschwindigkeit als Bezugsfaktor präferiert.

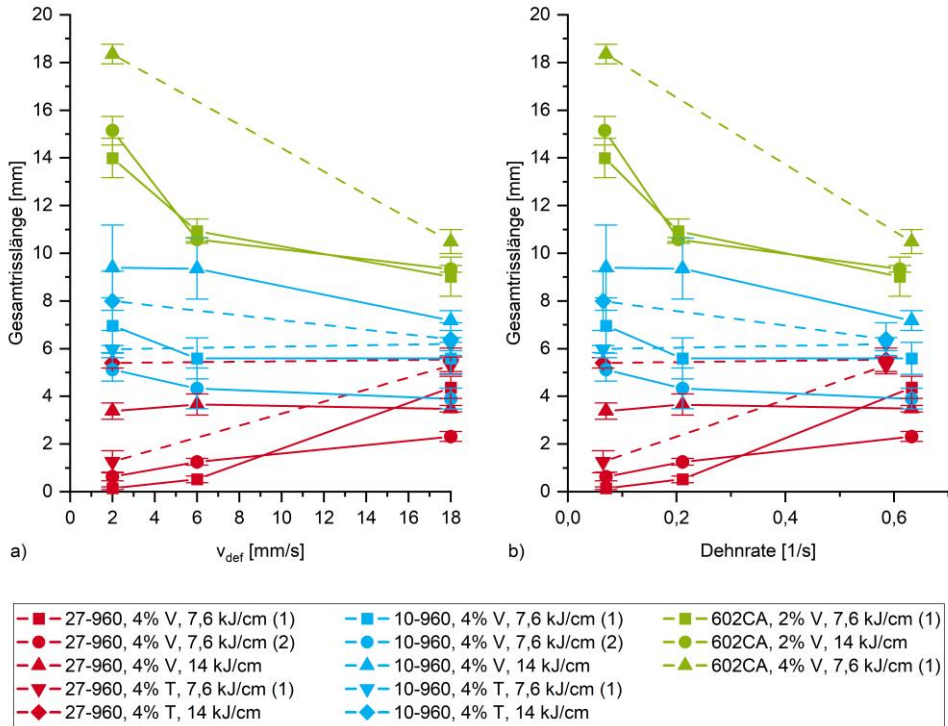


Abbildung 7.27: MVT-Gesamtrisslängen verschiedener Werkstoffe bei verschiedenen Prüfbedingungen, aufgetragen über unterschiedliche Deformationsgeschwindigkeiten (a) bzw. Dehnraten (b)

Weiterhin bestätigen die Verläufe aus Abbildung 7.27 die im vorangehenden Abschnitt erläuterten, theoretischen Zusammenhänge bezüglich der Beschränkung des Risslängenpotenzials in Abhängigkeit der verwendeten Deformationsgeschwindigkeit. Dies wird deutlich aus der Konvergenz der ermittelten Gesamtrisslängen für steigende Deformationsraten, welche sich für verschiedene Werkstoffe unterschiedlich äußert. Im Falle des Werkstoffs Nr. 27 ergibt sich ein Anstieg der Gesamtrisslänge, während die Risslängen bei den Werkstoffen Nr. 10 und 602 CA für steigende Dehnraten unterschiedlich steil abfallen. Dies beeinflusst auch die relative Bewertung der betrachteten Werkstoffe untereinander. Während bei 2 mm/s Biegegeschwindigkeit Werkstoff Nr. 27 deutlich vorteilhaftere Prüfergebnisse verzeichnet, so liegen die Ergebnisse bei hoher Dehnrate zunehmend auf gleichem Niveau.

Für den Fall des Werkstoffs 602 CA stimmt der Verlauf der Risslängen in Abbildung 7.27 qualitativ mit dem exponentiellen Verlauf des Risslängenpotenzials in Abbildung 7.26 überein. Auf Basis der Ergebnisse der theoretischen Analysen (vgl. Abschnitt 7.4.1) lässt sich für den Werkstoff 602 CA somit annehmen, dass die Rissbildung bei allen untersuchten Dehnraten annähernd den gesättigten Zustand erreicht. Vor dem Hintergrund der bekanntermaßen hohen Erstarrungsrissanfälligkeit des Werkstoffs [28] erscheint diese Annahme plausibel.

Grundsätzlich steht ein Rückgang des Rissaufkommens mit steigender Dehnrate, wie er für den Fall des Werkstoffs 602 CA beobachtet wurde, im scheinbaren Konflikt mit der Theorie der Erstarrungsrisssbildung. Mit Hinblick auf die numerischen Untersuchungen aus Abschnitt 7.4.1 wird jedoch klar, dass es sich hierbei um ein Artefakt handelt. Der beobachtete Rückgang der Gesamtrisslänge mit steigender Dehnrate ist keinesfalls auf eine sinkende Erstarrungsrisssanfälligkeit zurückzuführen, sondern schlicht durch die Verkürzung des für die Risssbildung bzw. -ausbreitung verfügbaren Zeitraums bedingt. Die Ergebnisse untermauern somit, dass die Gesamtrisslänge als Ergebnis der MVT-Prüfung keinen Werkstoffkennwert darstellt, und sie sich somit nur bedingt zur Bewertung von Erstarrungsrisssanfälligkeiten eignet.

7.5. Quantifizierung der Erstarrungsrisssanfälligkeit

Neben der besseren Nachvollziehbarkeit von Prüfergebnissen ist deren Entkopplung von verfahrensspezifischen Einflüssen das Hauptziel der neu entwickelten, digitalen Auswertemethodik. Statt der im vorangehenden Abschnitt behandelten, MVT-spezifischen Gesamtrisslänge können so idealerweise werkstoffspezifische Prüfergebnisse formuliert werden. Basierend auf den in Kapitel 4 ausgeführten Sachverhalten wurde hierzu der Faktor Relative Risslänge auf digitalem Wege für alle untersuchten Proben bestimmt. Das Vorgehen wurde detailliert in Abschnitt 6.1.2 beschrieben. Die entsprechenden Ergebnisse für die LTT-Legierungen Nr. 10 und 27 sowie den Nickelbasis-Werkstoff 602 CA sind in Abbildung 7.28a dargestellt, aufgetragen über die Dehnrate. Aus Gründen der Übersichtlichkeit erfolgt die Diskussion der Ergebnisse an der in Abbildung 7.28b dargestellten Form mit doppelt-logarithmischer Skalierung der Achsen.

Die Verläufe der Kurven entsprechen grundsätzlich dem, was die Prokhorovsche Theorie erwarten lässt. Die relative Risslänge als Kennwert für die Erstarrungsrisssanfälligkeit steigt für alle untersuchten Werkstoffe mit zunehmender Dehnrate kontinuierlich an. Wie bereits in Abbildung 7.27 sind Versuche, die mit sonst identischen Parametern bei verschiedenen Dehnraten durchgeführt wurden, mit Linien verbunden. Diese Verbindungslinien weisen näherungsweise gerade Verläufe mit sehr ähnlichen Steigungen auf, sind aber deutlich in y-Richtung voneinander abgesetzt. Bis auf eine einzelne Überlappung zwischen den Linienscharen der Werkstoffe Nr. 10 und 602 CA ergibt sich bei allen betrachteten Dehnraten stets dieselbe relative Bewertung der drei Werkstoffe untereinander, mit den niedrigsten Relativen Risslängen für Werkstoff Nr. 27, und den höchsten für 602 CA. Anders als bei der Betrachtung der Gesamtrisslänge besteht eine deutliche Abgrenzung zwischen verschiedenen Streckenenergien, unabhängig vom jeweiligen Prüfmodus.

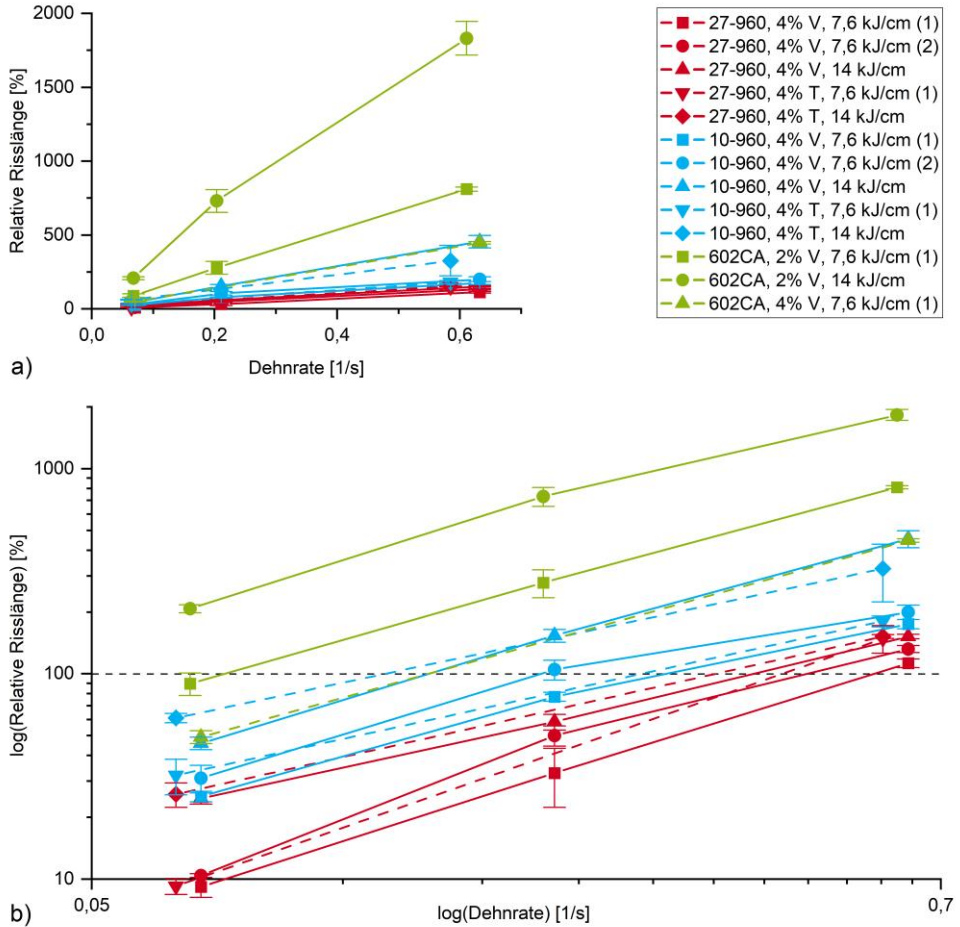


Abbildung 7.28: Relative Risslängen für verschiedene Werkstoffe aufgetragen über die Dehnrates, in linearer (a) und logarithmischer (b) Skalierung.

In Abschnitt 4.5 wurde der Sättigungsfaktor $f_{s,P}$ hergeleitet, mit dem sich aus den Relativen Risslängen ein quantitatives Prüfergebnis für jeden Parametersatz entwickeln lässt. Gemäß Gleichung 4.11 ist der kritische Sättigungsfaktor von 1 bei einer relativen Risslänge von 100 % erreicht. Unterhalb dieser Grenze wird das Wachstum der betrachteten Risse zwingend noch vor Ende der Probendeformation gestoppt. Die Grenze von 100 % relativer Risslänge ist in Abbildung 7.28b als gestrichelte Horizontale eingezeichnet. In Abhängigkeit von Werkstoff und Prüfbedingungen wird sie bei verschiedenen Dehnrates erreicht. Je niedriger die Dehnrates bei Überschreiten der Grenze ist, desto höher ist die Erstarrungsrisssanfälligkeit eines Werkstoffs unter den gegebenen Randbedingungen.

Zur Quantifizierung der kritischen Dehnraten wurden die einzelnen Kurvenverläufe aus Abbildung 7.28b linear gefittet. Die angelegten Geraden wurden anschließend mit der Sättigungsgrenze von 100 % geschnitten um die kritische Dehnrates in 1/s zu bestimmen, oberhalb derer eine signifikante Erstarrungsrisanfälligkeit des Werkstoffs anzunehmen ist. Die Ergebnisse der Berechnungen sind Abbildung 7.29 zu entnehmen.

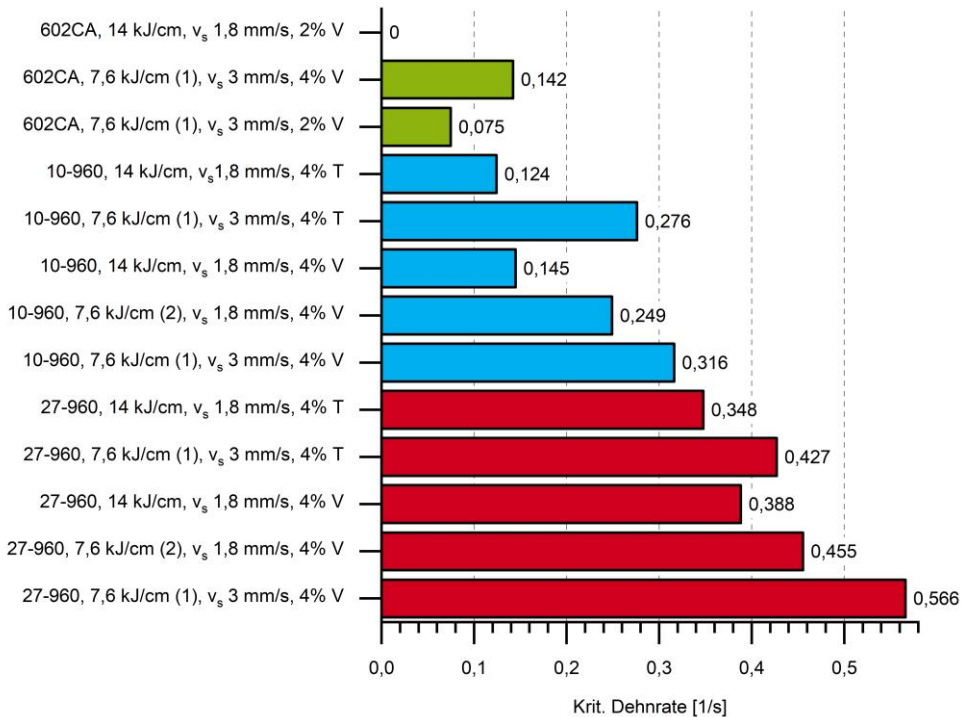


Abbildung 7.29: Kritische Dehnrates für verschiedene Werkstoffe in Abhängigkeit unterschiedlicher Prüfparameter

Zunächst zeigt sich, dass sich aus den kritischen Dehnrates unterschiedliche Bewertungen der Erstarrungsrisanfälligkeiten der verschiedenen Werkstoffe ergeben. Von den drei betrachteten Werkstoffen wird der Nickelbasislegierung Alloy 602 CA die höchste und der LTT-Legierung Nr. 27 die niedrigste Rissanfälligkeit attestiert. Weiterhin ist erkennbar, dass alle drei Werkstoffe bei höheren Streckenenergien die höchste Rissanfälligkeit aufweisen. Die Ergebnisse der beiden LTT-Legierungen zeigen außerdem, dass eine Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit bei konstanter Streckenenergie die Rissanfälligkeit senkt. Dies deckt sich mit den Erfahrungswerten aus der Literatur hinsichtlich niedriger und mittlerer Schweißgeschwindigkeiten. Somit wird deutlich, dass die Streckenenergie ohne Berücksichtigung der Schweißgeschwindigkeit kein geeigneter Parameter für die Bewertung des Rissaufkommens ist. Schließlich zeigt sich auch, dass Transvarestraint-Versuche verglichen mit Varestraint-Versuchen bei sonst gleichen Parametern durchweg eine geringfügig höhere Rissanfälligkeit ergeben.

Die unterschiedlichen kritischen Dehnraten, die für den Werkstoff Alloy 602 CA bei verschiedenen Gesamtdehnungen unter sonst gleichen Bedingungen ermittelt wurden, erscheinen zunächst widersprüchlich. Sie lassen sich jedoch mit zwei unterschiedlichen Phänomenen zufriedenstellend erklären. Zum einen zeigen die Ergebnisse von Wolf [28] für diesen Werkstoff, dass zwischen 2 % und 4 % Gesamtdehnung die in Abschnitt 2.4 eingeführte Sättigung der Rissbildung eintritt. Die dadurch verursachte Stagnation der Risslängen bei steigender Dehnung führt zum Rückgang der relativen Risslängen, und somit zur Erhöhung der daraus abgeleiteten kritischen Dehnraten. Zum anderen wurde von zahlreichen Autoren gezeigt [28, 65, 76], dass der Zusammenhang zwischen nomineller Gesamtdehnung und der auf den rissanfälligen Bereich wirkenden lokalen Dehnung nicht linear ist. Zukünftige Arbeiten sollten daher zur sinnvollen Ergänzung der hier gezeigten Ergebnisse den Einfluss variierender Gesamtdehnungen noch ausführlicher untersuchen.

In der Berechnung der relativen Risslängen werden die werkstoffunabhängigen zeitlichen und geometrischen Aspekte der Rissausbreitung bestmöglich eliminiert. Anders als bei den sonst betrachteten Gesamtrisslängen bestehen keine systematischen Abhängigkeiten zwischen den Prüfergebnissen und den verwendeten Prüfparametern. Die Ergebnisse der Untersuchungen zeigen, dass sich die werkstoffspezifische Erstarrungsrissanfälligkeit anhand der kritischen Dehnraten quantifizieren lässt, die aus den relativen Risslängen berechnet werden konnte. Die grundsätzliche Eignung der Dehnraten als entsprechender Kennwert wird in der Fachliteratur übereinstimmend bestätigt [17, 67, 68]. Eine Vergleichbarkeit von Ergebnissen ist somit auch über verschiedene Prüfparametersätze hinweg gegeben.

Es bleibt jedoch zu überprüfen, inwiefern die Ergebnisse auch dann vergleichbar bleiben, wenn sie von verschiedenen Instituten an unterschiedlichen Prüfmaschinen unter möglichst gleichen Bedingungen ermittelt wurden. Entsprechende Untersuchungen sollten nicht nur bei variierenden Dehnraten, sondern auch bei unterschiedlichen Gesamtdehnungen erfolgen. So lassen sich zum einen die kritischen Dehnraten ermitteln und vergleichen, zum anderen wird sichergestellt, dass ähnliche Sättigungsdehnungen erreicht werden.

8. Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Die vorliegende Arbeit betrachtet und analysiert die grundsätzlichen Abläufe der Erstarrungsrisssbildung während der MVT-Prüfung. Eingangs wurden daher zunächst die theoretischen Hintergründe der Erstarrungsrisssbildung und entsprechende Einflussfaktoren erörtert, gefolgt von den Grundlagen der Erstarrungsrisssprüfung nach dem Vastrestraint-Verfahren, mit besonderem Fokus auf den MVT-Test. Es wurde gezeigt, dass aus den verfahrensspezifischen Prüfergebnissen nur mit zusätzlichem Aufwand eine Bewertung der eigentlichen Erstarrungsrisssanfälligkeit des untersuchten Werkstoffs entwickelt werden kann. Um diesen Aspekt tiefergehend zu erläutern, wurde daher eine umfangreiche Betrachtung der verschiedenen Bestandteile von Risslängen erarbeitet. Durch die Unterscheidung in werkstoffabhängige und werkstoffunabhängige Anteile von Risslängen konnte schließlich gezeigt werden, welche zusätzlichen Informationen über das Materialverhalten aus der kombinierten Betrachtung von Versuchsergebnis und Prüfablauf extrahiert werden können.

Weiterhin wurde das Konzept der „Low Temperature Transformation“ Schweißzusatzwerkstoffe (LTT) eingeführt, für die in vorangehenden Untersuchungen ein ausgeprägtes, in hohem Maße von der chemischen Zusammensetzung und den verwendeten Prüfparametern abhängiges Erstarrungsrisssverhalten festgestellt wurde. In einem ersten Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit wurde daher die Erstarrungsrisssanfälligkeit unterschiedlicher LTT-Legierungen unter verschiedenen Prüfbedingungen analysiert. Im Wesentlichen zeigte sich, dass die Erstarrungsrisssanfälligkeit der untersuchten Schweißzusatzwerkstoffe weitestgehend mit dem Chrom-Nickel-Äquivalentverhältnis korreliert, und ab einem Wert von ca. 1,5 mit einer Abnahme der Rissanfälligkeit zu rechnen ist. Eine nennenswerte Ausnahme hiervon ist die LTT-Legierung Nr. 25 (Cr11Mn5C3), welche unter bestimmten Prüfbedingungen trotz ihres hohen Cr/Ni-Äquivalentverhältnisses von 3,28 zur Bildung von Erstarrungsrisss neigt. Die LTT-Legierung Nr. 26 (Cr12Ni5C4, $Cr_{Äq}/Ni_{Äq} = 1,85$) hingegen zeigte unter allen verwendeten Prüfbedingungen eine hervorragende Beständigkeit gegen Erstarrungsrisssbildung. Die fehlerfreie Verarbeitung der untersuchten LTT-Legierungen vom Typ Cr/Ni stellte jedoch verglichen mit den Cr/Mn-Legierungen eine deutliche Herausforderung in der schweißtechnischen Fertigung dar.

Der zweite Schwerpunkt dieser Arbeit war die Entwicklung und Erprobung einer speziellen Software für die Auswertung von MVT-Proben. Im Rahmen dessen wurden ergänzende Versuche an der Nickelbasislegierung Alloy 602 CA durchgeführt, um die vorhandene Datenbasis an MVT-Ergebnissen für diesen Werkstoff als Referenz für die Validierung der neu entwickelten Vorgehensweise nutzen zu können. Die Digitalisierung der Probenauswertung führt zu einer deutlichen Beschleunigung des Prüfprozesses, und dient außerdem der guten wissenschaftlichen Praxis, da sie die Nachvollziehbarkeit der Prüfergebnisse dauerhaft sicherstellt. Hauptnutzen der Software ist jedoch der Zugang zu den zuvor identifizierten Informationen, die das Standardvorgehen der MVT-Prüfung bislang ungenutzt lässt. Es konnte so gezeigt werden, dass durch die kombinierte Analyse von Prüfparametern und Risskoordinaten kritische Dehnraten berechnet werden können, die das Erstarrungsrisssverhalten des Werkstoffs direkt charakterisieren. Anders als die sonst üblicherweise betrachteten Risslängen stellt die kritische Dehnraten keinen prüfverfahrensspezifischen Vergleichswert dar, und verspricht daher eine bessere Vergleichbarkeit von Ergebnissen, die nicht unter exakt gleichen Voraussetzungen ermittelt wurden. Das beschriebene Vorgehen bietet daher das

Potenzial, die internationale Standardisierung verschiedener Varestraint-Prüfverfahren entscheidend voranzutreiben.

Aus den durchgeführten Forschungsarbeiten ergeben sich abschließend folgende Schlussfolgerungen:

- Von den untersuchten LTT-Schweißzusatzwerkstoffen weist die Legierung Nr. 26 (Cr12Ni5C4) die geringste Erstarrungsrisseanfälligkeit auf. Für die beiden untersuchten Werkstoffe des Typs Chrom-Mangan wurde ebenfalls eine gute Beständigkeit gegen Erstarrungsrisse festgestellt, gefolgt von den übrigen Legierungen des Typs Chrom-Nickel. Alle untersuchten LTT-Schweißzusatzwerkstoffe werden nach ISO/TR 17641-3 mit dem Prädikat „heißrissicher“ bewertet.
- Die neu entwickelte, digitale Auswertemethodik liefert im Vergleich mit der klassischen Vorgehensweise belastbare Ergebnisse und beschleunigt gleichzeitig die Auswertung. Sie gewährleistet außerdem die dauerhafte Nachvollziehbarkeit des gesamten Auswertungsvorgangs.
- Für die Fertigung von MVT-Proben aus Schweißzusatzwerkstoffen sollten Grundwerkstoffe eingesetzt werden, deren mechanische Eigenschaften möglichst nahe bei denen des Zusatzwerkstoffs liegen. Andernfalls kann die Rissneigung der untersuchten Werkstoffe mitunter deutlich unterschätzt werden.
- Numerische Analysen des MVT-Prüfablaufs zeigen, dass einzelne Prozessparameter aus rein geometrischen Gründen einen starken Einfluss auf die ermittelten Risslängen haben können, welcher nicht zwingend die Risseanfälligkeit des Versuchswerkstoffs widerspiegelt. Insbesondere die Erkenntnisse zu unterschiedlichen Deformationsgeschwindigkeiten sollten bei der Interpretation entsprechender Versuchsergebnisse unbedingt beachtet werden.
- Die durchgeführten Untersuchungen verdeutlichen, dass die Auswahl der MVT-Prüfparameter stets sorgfältig auf den geprüften Werkstoff und den zugrundeliegenden Anwendungsfall abgestimmt werden sollte. Auch die Variation der Prüfparameter innerhalb einer Versuchsreihe ist ratsam, um möglichst präzise, praxisnahe Ergebnisse zu generieren.
- Die Deformationsgeschwindigkeit im MVT-Versuch sollte bei mindestens 10 mm/s liegen, um möglichst konsistente Vergleiche zwischen verschiedenartigen Werkstoffen zu gewährleisten. Höhere Werte sind zwar grundsätzlich sinnvoll, aber nicht unbedingt erforderlich, da ab diesem Punkt der Einfluss der Deformationsgeschwindigkeit auf das Risslängenpotenzial deutlich zurückgeht.
- Die im Rahmen dieser Arbeit entwickelten, theoretischen Überlegungen zur Ausbreitung von Erstarrungsrisse an MVT-Proben konnten erfolgreich in die ebenfalls neu entwickelte, digitale Auswertemethodik integriert werden. Dies ermöglicht eine zuverlässige Bewertung der Erstarrungsrisseanfälligkeit anhand einer kritischen Dehnrates, die weitestgehend unabhängig von den verwendeten Prüfparametern ist.
- Die entwickelten Ansätze verbessern die Übertragbarkeit von Varestraint-Prüfergebnissen, und können so einen entscheidenden Beitrag zur zukünftigen Standardisierung der zahlreichen existierenden Verfahrensvarianten leisten.

Die im Rahmen dieser Arbeit vorgestellten Ergebnisse bieten zahlreiche Anknüpfungspunkte für zukünftige Forschungsarbeiten. So erscheint es zunächst sinnvoll, die neu entwickelte Auswertemethodik in Ringversuchen mit anderen Prüfinstituten weiter zu validieren und die Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu evaluieren. Auch sollten weitere Parametervariationen durchgeführt werden, um den Einfluss unterschiedlicher Streckenenergien und Schweißgeschwindigkeiten gezielter beleuchten zu können. Darüber hinaus bleibt zu untersuchen, inwiefern die Verknüpfung der digitalen Auswertung mit zwei- oder dreidimensional simulierten Temperaturfeldern ex-situ die zuverlässige Bestimmung des BTR eines Werkstoffs an nur einer einzigen Probe ermöglicht. Weiterhin sind die im Rahmen dieser Arbeit selektierten Erstarrungsrisse ein idealer Ausgangspunkt für das Training neuronaler Netze zur vollautomatisierten Auswertung von MVT-Proben.

Literaturverzeichnis

- [1] Hemsworth, B., Boniszewski, T. & Eaton, N. (1969): Classification and definition of high-temperature welding cracks in alloys. *Metal Construction*, Vol. 1, S. 5-16.
- [2] DVS - Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V. (2019): Merkblatt 1004-1: Heißrissprüfverfahren Grundlagen.
- [3] DIN e.V. (2004): DIN EN ISO 17641-1:2004: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Heißrissprüfungen für Schweißungen - Lichtbogenschweißprozesse - Teil 1: Allgemeines.
- [4] Borland, J. C. (1960): Generalized theory of super-solidus cracking in welds (and castings). *British Welding Journal*, Vol. 7, S. 508-512.
- [5] Matsuda, F., Nakagawa, H. & Sorada, K. (1982): Dynamic Observation of Solidification and Solidification Cracking during Welding with Optical Microscope (I): Solidification Front and Behavior of Cracking. *Transactions of JWRI*, Vol. 11, S. 67-77.
- [6] Matsuda, F. (1990): Hot crack susceptibility of weld metal. *Proceedings of the 1st US-Japan Symposium on Advances in Welding Metallurgy*, 19-36.
- [7] Feurer, U. (1977): Influence of alloy composition and solidification conditions on dendrite arm spacing, feeding and hot tearing properties of aluminum alloys. *Qual. Control Eng. Alloys Role Met. Sci, Proc. Int. Symp.*, 131-145.
- [8] Rappaz, M., Drezet, J.-M. & Gremaud, M. (1999): A new hot-tearing criterion. *Metallurgical and materials transactions A*, Vol. 30, S. 449-455.
- [9] Prokhorov, N. (1962): The technological strength of metals while crystallizing during welding. *Welding Production*, Vol. 9, S. 1-8.
- [10] Kou, S. (2003): *Welding metallurgy*. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey.
- [11] Lippold, J. C. (2015): *Welding Metallurgy and Weldability*. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey.
- [12] Schuster, J. (2004): Heißrisse in Schweißverbindungen: Entstehung, Nachweis und Vermeidung. *Habilitationsschrift*, Technische Universität Chemnitz.
- [13] Nakagawa, H., Kato, M., Matsuda, F. & Senda, T. (1970): X-ray investigations on solidification structures in weld metal. *Transactions of the Japan Welding Society*, Vol. 1, S. 94-103.
- [14] Davies, G. & Garland, J. (1975): Solidification structures and properties of fusion welds. *International metallurgical reviews*, Vol. 20, S. 83-108.
- [15] Kannengiesser, T. & Boellinghaus, T. (2014): Hot cracking tests-an overview of present technologies and applications. *Welding in the World*, Vol. 58, S. 397-421.

- [16] Kou, S. & Le, Y. (1988): Welding parameters and the grain structure of weld metal — A thermodynamic consideration. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 19, S. 1075-1082.
- [17] Drezet, J. M. & Allehaux, D. (2008): Application of the Rappaz-Drezet-Gremaud Hot Tearing Criterion to Welding of Aluminium Alloys. In: Böllinghaus, T., Herold, H., Cross, C. E. & Lippold, J. C. (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Springer, Berlin, Heidelberg.
- [18] Pellini, W. (1952): Strain theory of hot tearing. *Foundry*, Vol. 80, S. 125-133.
- [19] Kromm, A. & Kannengiesser, T. (2008): Influence of Local Weld Deformation on the Solidification Cracking Susceptibility of a Fully Austenitic Stainless Steel. In: Böllinghaus, T., Herold, H., Cross, C. E. & Lippold, J. C. (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Springer, Berlin, Heidelberg.
- [20] Draxler, J., Edberg, J., Andersson, J. & Lindgren, L.-E. (2019): Modeling and simulation of weld solidification cracking part II. *Welding in the World*, Vol. 63, S. 1503-1519.
- [21] Draxler, J., Edberg, J., Andersson, J. & Lindgren, L.-E. (2019): Modeling and simulation of weld solidification cracking part I. *Welding in the World*, Vol. 63, S. 1489-1502.
- [22] Draxler, J., Edberg, J., Andersson, J. & Lindgren, L.-E. (2019): Modeling and simulation of weld solidification cracking part III. *Welding in the World*, Vol. 63, S. 1883-1901.
- [23] Kannengiesser, T., Rethmeier, M., Portella, P. D., Ewert, U. & Redmer, B. (2011): Assessment of hot cracking behaviour in welds. *International Journal of Materials Research*, Vol. 102, S. 1001-1006.
- [24] Vollert, F., Thomas, M., Kromm, A. & Gibmeier, J. (2020): Hot crack assessment of LTT welds using μ CT. 10th Conference on Industrial Computed Tomography, Wels, Austria.
- [25] Vollert, F., Dixneit, J. & Gibmeier, J. (2018): Effect of Residual Stress Relaxation due to Sample Extraction on the Detectability of Hot Crack Networks in LTT Welds by means of μ CT. *Mechanical Stress Evaluation by Neutron and Synchrotron Radiation, Meca Sens 2017*, Vol. 4, S. 85-90.
- [26] Vollert, F. (2021): Erweiterung des MVT-Heißrisstests auf Basis von tomographischen Methoden am Beispiel von LTT-Schweißzusatzwerkstoffen. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT).
- [27] Cross, C. E. (2005): On the origin of weld solidification cracking. In: Böllinghaus, T. & Herold, H. (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Springer, Berlin, Heidelberg, New York.
- [28] Wolf, M. (2006): Zur Phänomenologie der Heißrisbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren. Dissertation, Helmut-Schmidt-Universität/Universität der Bundeswehr Hamburg.

-
- [29] Hanus, F., Häring, H.-W., Heuser, A. & Klappert, K.-H. (1993): Erfahrungen zum Heißrißverhalten von unlegierten Stählen des Apparatebaus. DVS Berichte, Vol. 151.
- [30] Liu, J. W. & Kou, S. D. (2015): Effect of diffusion on susceptibility to cracking during solidification. *Acta Materialia*, Vol. 100, S. 359-368.
- [31] Wang, N., Mokadem, S., Rappaz, M. & Kurz, W. (2004): Solidification cracking of superalloy single- and bi-crystals. *Acta Materialia*, Vol. 52, S. 3173-3182.
- [32] Campbell, J. (2003): *Castings*. Butterworth-Heinemann, Oxford.
- [33] Senda, T., Matsuda, F., Takano, G., Watanabe, K., Kobayashi, T. & Matsuzaka, T. (1971): Fundamental Investigations on Solidification Crack Susceptibility for Weld Metals with Trans-Varestraint Test. *Transactions of the Japan Welding Society*, Vol. 2, S. 141-162.
- [34] Kou, S. (2015): A criterion for cracking during solidification. *Acta Materialia*, Vol. 88, S. 366-374.
- [35] Sigworth, G. K. (1996): Hot tearing of metals. *Transactions of the American Foundrymens Society*, Vol. 104, S. 1053-1062.
- [36] Nakata, K. & Matsuda, F. (1995): Evaluations of ductility characteristics and cracking susceptibility of Al alloys during welding (materials, metallurgy & weldability). *Transactions of JWRI*, Vol. 24, S. 83-94.
- [37] Coniglio, N. & Cross, C. E. (2008): Weld Parameter and Minor Element Effects on Solidification Crack Initiation in Aluminium. In: Böllinghaus, T., Herold, H., Cross, C. E. & Lippold, J. C. (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Springer, Berlin, Heidelberg.
- [38] Chai, X., Yuan, T. & Kou, S. (2016): Liquation and Liquation Cracking in Partially Melted Zones of Magnesium Welds. *Welding Journal*, Vol. 95, S. 57-67.
- [39] Takalo, T., Suutala, N. & Moisio, T. (1979): Austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 10, S. 1173-1181.
- [40] Kujanpaa, V. P., David, S. A. & White, C. L. (1986): Formation of Hot Cracks in Austenitic Stainless Steel Welds - Solidification Cracking. *Welding Journal*, Vol. 65, S. 203-212.
- [41] Lippold, J. & Savage, W. (1982): Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part III - the effect of solidification behavior on hot cracking susceptibility. *Welding Journal*, Vol. 61, S. 388-396.
- [42] Tösch, J., Schabereiter, H., Perteneder, E. & Rabensteiner, G. (1997): Bedeutung und praktische Beeinflussbarkeit des Ferritgehaltes bei der Schweißung austenitischer Stähle. *Schweiß- und Prüftechnik Wien*, Vol. 2, S. 18-26.

- [43] Stelling, K. (2008): Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen austenitischer Stähle. Dissertation, Technische Universität Berlin.
- [44] Kujanpaa, V., Suutala, N., Takalo, T. & Moisio, T. (1979): Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. *Welding Research International*, Vol. 9, S. 55-75.
- [45] Thomas, M., Vollert, F., Weidemann, J., Gibmeier, J., Kromm, A. & Kannengießer, T. (2020): Surface- and volume-based investigation on influences of different Vastrestraint testing parameters and chemical compositions on solidification cracking in LTT filler metals. *Welding in the World*, Vol. 64, S. 913-923.
- [46] Borland, J. (1961): Suggested Explanation of Hot cracking in Mild and Low Alloy Steel welds. *British Welding Journal*, Vol. 8, S. 526-540.
- [47] Savage, W. F. & Lundin, C. D. (1965): The Vastrestraint Test. *Welding Journal*, Vol. 44, S. 433-442.
- [48] Zacharia, T. & Aramayo, G. (1993): Modeling of thermal stresses in welds. *International Conference on Modeling and Control of Joining Processes*, Orlando, Florida.
- [49] Zacharia, T. (1994): Dynamic Stresses in Weld Metal Hot Cracking. *Welding Journal*, Vol. 73, S. 164-172.
- [50] Katgerman, L. & Eskin, D. G. (2008): In Search of the Prediction of Hot Cracking in Aluminium Alloys. In: Böllinghaus, T., Herold, H., Cross, C. E. & Lippold, J. C. (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Springer, Berlin, Heidelberg.
- [51] Kannengießer, T. & Kromm, A. (2007): Design-specific influences on local weld displacement and hot cracking. *International Conference on Welding and Joining of Materials*, Cusco, Peru.
- [52] Cross, C. E. & Böllinghaus, T. (2006): The effect of restraint on weld solidification cracking in aluminium. *Welding in the World*, Vol. 50, S. 51-54.
- [53] Coniglio, N. & Cross, C. (2020): Effect of weld travel speed on solidification cracking behavior. Part 1: weld metal characteristics. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 107, S. 5011-5023.
- [54] Coniglio, N. & Cross, C. (2020): Effect of weld travel speed on solidification cracking behavior. Part 2: testing conditions and metrics. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 107, S. 5025-5038.
- [55] Coniglio, N. & Cross, C. (2020): Effect of weld travel speed on solidification cracking behavior. Part 3: modeling. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 107, S. 5039-5051.
- [56] Lundin, C. D., Lingenfelter, A., Grotke, G., Lessmann, G. & Mathews, S. (1982): The vastrestraint test. *Welding Research Council Bulletin*, Vol. 280, S. 19.

- [57] Andersson, J., Jacobsson, J. & Lundin, C. (2016): A Historical Perspective on Varestraint Testing and the Importance of Testing Parameters. In: Boellinghaus, T., Lippold, J. C. & Cross, C. E. (Hrsg.): Cracking Phenomena in Welds IV. Springer International Publishing, Switzerland.
- [58] Pshennikov, A. (2005): Entwicklung von Maßnahmen zur Heißrissvermeidung beim Einseitenschweißen langer Schweißnähte. Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg.
- [59] Homberg, G. & Schmidtman, E. (1979): Einfluss der Schweißparameter und der Zusammensetzung von Schweißzusatzwerkstoffen auf die Heißrissneigung im Schweißgut austenitischer Stähle. Abschlussbericht zu Forschungsvertrag Nr. 6210-91/1/101, Generaldirektion Wissenschaftliche und Technische Information und Informationsmanagement, Aachen.
- [60] Karlsson, L., Bergquist, E. L., Rigdal, S. & Thalberg, N. (2008): Evaluating Hot Cracking Susceptibility of Ni-Base SAW Consumables for Welding of 9% Ni Steel. In: Böllinghaus, T., Herold, H., Cross, C. E. & Lippold, J. C. (Hrsg.): Hot Cracking Phenomena in Welds II. Springer, Berlin, Heidelberg.
- [61] Goodwin, G. M. (1988): The effects of heat input and weld process on hot cracking in stainless steel. *Welding Journal*, Vol. 67, S. 88-94.
- [62] Ploshikhin, V., Prihodovsky, A. & Ilin, A. (2011): Experimental investigation of the hot cracking mechanism in welds on the microscopic scale. *Frontiers of Materials Science*, Vol. 5, S. 135-145.
- [63] Houldcroft, P. (1955): A simple cracking test for use with argon-arc welding. *British Welding Journal*, Vol. 2, S. 471-475.
- [64] Heuser, H. (2005): Value of different hot cracking tests for the manufacturer of filler metals. In: Böllinghaus, T. & Herold, H. (Hrsg.): Hot Cracking Phenomena in Welds. Springer, Berlin, Heidelberg, New York.
- [65] Gollnow, C. (2015): Beitrag zur Ermittlung vorrangig konstruktiver Einflussgrößen auf die Heißrissinitiation an geschweißten Bauteilen. Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg.
- [66] Coules, H. E., Colegrove, P., Cozzolino, L. D. & Wen, S. W. (2012): Experimental measurement of biaxial thermal stress fields caused by arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 212, S. 962-968.
- [67] Herold, H., Streitenberger, M. & Pshennikov, A. (1999): Modelling of the PVR-Test to examine the origin of different hot cracking types. Fifth International Seminar on the Numerical Analysis of Weldability, S. 783-792.
- [68] Matsuda, F., Nakagawa, H., Nakata, K. & Okada, H. (1979): The VDR Cracking Test for Solidification Crack Susceptibility on Weld Metals and Its Application to Aluminum Alloys. *Transactions of JWRI*, Vol. 8, S. 85-95.
- [69] Andersson, J., Jacobsson, J., Brederholm, A. & Hänninen, H. (2016): Improved Understanding of Varestraint Testing - Nickel-Based Superalloys. In: Boellinghaus,

- T., Lippold, J. C. & Cross, C. E. (Hrsg.): Cracking Phenomena in Welds IV. Springer International Publishing, Switzerland.
- [70] AWS (2016): ANSI AWS B4.0:2016: Standard Method for Mechanical Testing of Welds. American Welding Society document, approved by American National Standards Institute.
- [71] DIN e.V. (2004): DIN-Fachbereich ISO/TR 17641-3:2004: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Heißrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse – Teil 3: Fremdbeanspruchte Prüfungen.
- [72] Singh, S., Hurtig, K. & Andersson, J. (2018): Investigation on effect of welding parameters on solidification cracking of austenitic stainless steel 314. *Procedia Manufacturing*, Vol. 25, S. 351-357.
- [73] Wilken, K. & Kleistner, H. (1982): Der MVT-Test: Ein neues universelles Verfahren zur Prüfung der Heißrissanfälligkeit beim Schweißen. *Material und Technik*, Vol. 1, S. 3-10.
- [74] Coniglio, N. & Cross, C. (2016): Towards Establishment of Weldability Testing Standards for Solidification Cracking. In: Boellinghaus, T., Lippold, J. C. & Cross, C. E. (Hrsg.): Cracking Phenomena in Welds IV. Springer International Publishing, Switzerland.
- [75] Zhu, S. & Yan, B. (2019): Effects of Cerium on Weld Solidification Crack Sensitivity of 441 Ferritic Stainless Steel. *Metals*, Vol. 9.
- [76] Statharas, D., Atkinson, H., Thornton, R., Marsden, J., Dong, H. & Wen, S. (2019): Getting the Strain Under Control: Trans-Varestraint Tests for Hot Cracking Susceptibility. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 50, S. 1748-1762.
- [77] Abe, D., Matsuzaka, F., Murakami, Y., Matsuoka, T. & Yamaoka, H. (2018): Determining the BTR by conducting a Trans-Varestraint test using a high-speed camera and two-color pyrometry. *Welding in the World*, Vol. 62, S. 1237-1246.
- [78] Singh, S. & Andersson, J. (2018): Hot cracking in cast alloy 718. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 23, S. 568-574.
- [79] Srinivasan, G., Divya, M., Das, C., Albert, S., Bhaduri, A., Lauf, S., Stubenrauch, S. & Klenk, A. (2015): Weldability studies on borated stainless steel using Varestraint and Gleeble tests. *Welding in the World*, Vol. 59, S. 119-126.
- [80] Yushchenko, K., Savchenko, V., Chervyakov, N., Zvyagintseva, A. & Guyot, E. (2011): Comparative Hot Cracking Evaluation Of Welded Joints Of Alloy 690 Using Filler Metals Inconel 52 and 52 Mss. *Welding in the World*, Vol. 55, S. 28-35.
- [81] Arata, Y., Matsuda, F. & Saruwatari, S. (1974): Varestraint test for solidification crack susceptibility in weld metal of austenitic stainless steels. *Transactions of JWRI*, Vol. 3, S. 79-88.

- [82] Coniglio, N. & Cross, C. E. (2013): Initiation and growth mechanisms for weld solidification cracking. *International Materials Reviews*, Vol. 58, S. 375-397.
- [83] Lippold, J. C., Sowards, J. W., Murray, G. M., Alexandrov, B. T. & Ramirez, A. J. (2008): Weld Solidification Cracking in Solid-Solution Strengthened Ni-Base Filler Metals. In: Böllinghaus, T., Herold, H., Cross, C. E. & Lippold, J. C. (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Springer, Berlin, Heidelberg.
- [84] Wilken, K. (1999): Investigation to compare hot cracking tests - externally loaded specimens. *International Institute of Welding, IIW Doc.: IX-1945-99*.
- [85] Finton, T., Lippold, J. & Bowers, R. (1999): Comparison of weld hot cracking tests, summary of an IIW round robin study, *IIW Doc. International Institute of Welding, IX-H-459-99 (II-C-175-99)*.
- [86] Shankar, V., Gill, T. P. S., Mannan, S. L. & Sundaresan, S. (2000): Criteria for hot cracking evaluation in austenitic stainless steel welds using longitudinal vareststraint and transvareststraint tests. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 5, S. 91-97.
- [87] Shankar, V., Gill, T. P. S., Mannan, S. L. & Sundaresan, S. (2003): Solidification cracking in austenitic stainless steel welds. *Sadhana-Academy Proceedings in Engineering Sciences*, Vol. 28, S. 359-382.
- [88] Singh, S. & Andersson, J. (2018): Vareststraint weldability testing of cast ATI® 718Plus™—a comparison to cast Alloy 718. *Welding in the World*, Vol. 63, S. 389-399.
- [89] Johansson, M. M., Stenvall, P., Karlsson, L. & Andersson, J. (2020): Evaluation of test results and ranking criteria for Vareststraint testing of an austenitic high-temperature alloy. *Welding in the World*, Vol. 64, S. 903-912.
- [90] Lingenfelter, A. (1972): Vareststraint Testing of Nickel Alloys. *Welding Journal*, Vol. 51, S. 430-436.
- [91] Savage, W. & Lundin, C. (1966): Application of the Vareststraint technique to the study of weldability. *Welding Journal*, Vol. 45, S. 497-503.
- [92] Robino, C., Reece, M., Knorovsky, G., DuPont, J. & Feng, Z. (2006): Prediction of maximum crack length in longitudinal vareststraint testing. *Trends in welding research: Proceedings of the 7th International Conference*, 313-318.
- [93] Lippold, J. C. & Lin, W. M. (1996): Weldability of commercial Al-Cu-Li alloys. *Materials Science Forum*, Vol. 217, S. 1685-1690.
- [94] Lippold, J. C. (2005): Recent developments in weldability testing. In: Böllinghaus, T. & Herold, H. (Hrsg.): *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Springer, Berlin, Heidelberg, New York.

- [95] Lin, W., Lippold, J. & Baeslack III, W. (1993): An evaluation of heat-affected zone liquation cracking susceptibility, Part I: Development of a method for quantification. *Welding Journal*, Vol. 72.
- [96] Alexandrov, B. & Lippold, J. (2005): Relationship between the solidification temperature range and weld solidification cracking susceptibility of stainless steels and Ni-base alloys. International Institute of Welding, IIW Doc. IX-2163-05, 58th Annual Assembly of IIW, Prague.
- [97] Matsuda, F., Nakagawa, H., Kohmoto, H., Honda, Y. & Matsubara, Y. (1983): Quantitative Evaluation of Solidification Brittleness of Weld Metal during Solidification by Means of In-Situ Observation and Measurement (Report II): Solidification Ductility Curves for Steels with the MISO Technique. *Transactions of JWRI*, Vol. 12, S. 73-80.
- [98] Matsuda, F., Nakagawa, H., Nakata, K., Kohmoto, H. & Honda, Y. (1983): Quantitative Evaluation of Solidification Brittleness of Weld Metal during Solidification by Means of In-Situ Observation and Measurement (Report I): Development of the MISO Technique. *Transactions of JWRI*, Vol. 12, S. 65-72.
- [99] Matsuda, F., Nakagawa, H. & Tomita, S. (1986): Quantitative Evaluation of Solidification Brittleness of Weld Metal during Solidification by In-Situ Observation and Measurement (Report III) : Effect of Strain Rate on Minimum Ductility Required for Solidification Crack Initiation in Carbon Steels, Stainless Steels and Inconel Alloy (Materials, Metallurgy & Weldability). *Transactions of JWRI*, Vol. 15, S. 297-305.
- [100] Matsuda, F., Nakagawa, H. & Tomita, S. (1987): Quantitative Evaluation of Solidification Brittleness of Weld Metal during Solidification by In-Situ Observation and Measurement (Report IV): Effect of Grain-Boundary Sliding on Strain-Rate Dependence of Critical Strain Required for Solidification Crack Initiation (Materials, Metallurgy & Weldability).
- [101] Ooi, S. W., Garnham, J. E. & Ramjaun, T. I. (2014): Review: Low transformation temperature weld filler for tensile residual stress reduction. *Materials & Design*, Vol. 56, S. 773-781.
- [102] Kromm, A., Dixneit, J. & Kannengiesser, T. (2014): Residual stress engineering by low transformation temperature alloys-state of the art and recent developments. *Welding in the World*, Vol. 58, S. 729-741.
- [103] Harati, E., Karlsson, L., Svensson, L. E., Pirling, T. & Dalaei, K. (2017): Neutron Diffraction Evaluation of Near Surface Residual Stresses at Welds in 1300 MPa Yield Strength Steel. *Materials*, Vol. 10.
- [104] Shiga, C., Yasuda, H. Y., Hiraoka, K. & Suzuki, H. (2010): Effect of Ms temperature on residual stress in welded joints of high-strength steels. *Welding in the World*, Vol. 54, S. 71-79.
- [105] Dixneit, J., Kromm, A., Hannemann, A., Friedersdorf, P., Kannengiesser, T. & Gibmeier, J. (2016): In-situ load analysis in multi-run welding using LTT filler materials. *Welding in the World*, Vol. 60, S. 1159-1168.

- [106] Dai, H., Francis, J. A., Stone, H. J., Bhadeshia, H. & Withers, P. J. (2008): Characterizing Phase Transformations and Their Effects on Ferritic Weld Residual Stresses with X-Rays and Neutrons. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 39A, S. 3070-3078.
- [107] Shiga, C., Murakawa, H., Hiraoka, K., Osawa, N., Yajima, H., Tanino, T., Tsutsumi, S., Fukui, T., Sawato, H., Kamita, K., Matsuzaki, T., Sugimura, T., Asoda, T. & Hirota, K. (2017): 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*, Vol. 61, S. 769-788.
- [108] Harati, E., Svensson, L. E. & Karlsson, L. (2017): Improving fatigue strength of welded 1300 MPa yield strength steel using HFMI treatment or LTT fillers. *Engineering Failure Analysis*, Vol. 79, S. 64-74.
- [109] Wu, S. P., Wang, D. P., Di, X. J., Zhang, Z., Feng, Z. Y., Liu, X. Q., Li, Y. Z. & Meng, X. Q. (2018): Toughening mechanisms of low transformation temperature deposited metals with martensite-austenite dual phases. *Journal of Materials Science*, Vol. 53, S. 3720-3734.
- [110] Feng, Z. Y., Di, X. J., Wu, S. P., Zhang, Z., Liu, X. Q. & Wang, D. P. (2018): Comparison of two types of low-transformation-temperature weld metals based on solidification mode. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 23, S. 241-248.
- [111] Di, X. J., Geng, D. D., Wu, S. P., Wang, D. P., Zhang, Z. & Li, C. N. (2019): Solidification behaviour and microstructure of welding transition zone using low-transformation-temperature welding consumables. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 24, S. 148-155.
- [112] Wu, S. P., Wang, D. P., Zhang, Z., Li, C. N., Liu, X. G., Meng, X. Q., Feng, Z. Y. & Di, X. J. (2019): Mechanical properties of low-transformation-temperature weld metals after low-temperature postweld heat treatment. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 24, S. 112-120.
- [113] Chen, X. Z., Wang, P. F., Pan, Q. H. & Lin, S. B. (2018): The Effect of Martensitic Phase Transformation Dilation on Microstructure, Strain-Stress and Mechanical Properties for Welding of High-Strength Steel. *Crystals*, Vol. 8.
- [114] Wang, H., Woo, W., Kim, D. K., Em, V. & Lee, S. Y. (2018): Effect of chemical dilution and the number of weld layers on residual stresses in a multi-pass low-transformation-temperature weld. *Materials & Design*, Vol. 160, S. 384-394.
- [115] Novotny, L., de Abreu, H. F. G., de Miranda, H. C. & Beres, M. (2016): Simulations in multipass welds using low transformation temperature filler material. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 21, S. 680-687.
- [116] Dixneit, J., Kromm, A., Boin, M., Wimpory, R. C., Kannengiesser, T., Gibmeier, J. & Schroepfer, D. (2017): Residual stresses of LTT welds in large-scale components. *Welding in the World*, Vol. 61, S. 1089-1097.

- [117] Jiang, W., Chen, W., Woo, W., Tu, S.-T., Zhang, X.-C. & Em, V. (2018): Effects of low-temperature transformation and transformation-induced plasticity on weld residual stresses: numerical study and neutron diffraction measurement. *Materials & Design*, Vol. 147, S. 65-79.
- [118] Moat, R., Ooi, S., Shirzadi, A., Dai, H., Mark, A., Bhadeshia, H. & Withers, P. (2018): Residual stress control of multipass welds using low transformation temperature fillers. *Materials Science and Technology*, Vol. 34, S. 519-528.
- [119] Reisgen, U., Olschok, S., Sharma, R. & Gach, S. (2017): Influence on martensite-start-temperature and volume expansion of low-transformation-temperature materials used for residual stress relief in beam welding. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Vol. 48, S. 1276-1282.
- [120] Kromm, A., van der Mee, V., Kannengiesser, T. & Kalfsbeek, B. (2015): Properties and weldability of modified low transformation temperature filler wires. *Welding in the World*, Vol. 59, S. 413-425.
- [121] Steven, W. H., A.G. (1956): The temperature of formation of martensite and bainite in low alloy steels, some effects of chemical composition. *Journal of the Iron and Steel Institute*, Vol. 183, S. 349-359.
- [122] VDM Metals GmbH (2020): Werkstoffdatenblatt VDM® Alloy 602 CA (2.4633/N06025).
- [123] Vollert, F., Thomas, M., Kromm, A. & Gibmeier, J. (2020): Solidification Cracking Assessment of LTT Filler Materials by Means of Vastrestraint Testing and μ CT. *Materials*, Vol. 13, S. 2726.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1:	Technologische Festigkeit und Brittleness Temperature Range (BTR) nach Prokhorov [9]	4
Abbildung 2.2:	Ablauf der Kristallisation in einer Schweißnaht ausgehend von der Schmelzlinie nach [10].....	6
Abbildung 2.3:	Orientierung der Kristallisationsrichtung R_n normal zur Schmelzbadfront, in Anlehnung an [10, 11]	7
Abbildung 2.4:	Verschiedene Schmelzbadformen und die daraus resultierende Kornstruktur: elliptisches Schmelzbad (a), tropfenförmiges Schmelzbad mit Nahtmittenkorngrenze (b) nach [16]	7
Abbildung 2.5:	Analytisch bestimmter Verlauf der flüssigen Korngrenzenfilme (grain boundary liquid films, GBLF) von der Schmelzlinie zur Nahtmitte mit fortschreitender Bewegung des Schmelzbads [20]	8
Abbildung 2.6:	Eingrenzung des rissanfälligen Bereichs durch die beiden Grenzisothermen des BTR und die Schmelzlinien der Naht	9
Abbildung 2.7:	Einflussfaktoren auf die Heißrissentstehung, in Abgrenzung zu [27].....	10
Abbildung 2.8:	Verschiedene Dihedralwinkel (a), und die daraus resultierende Verteilung schmelzflüssiger Bestandteile über die Korngrenzen (b) [10]. Zusammenhang von Rissanfälligkeit und Dihedralwinkel am Beispiel verschiedener Aluminiumlegierungen (c) [36], Darstellung aus [10].	12
Abbildung 2.9:	Einteilung verschiedener rostfreier Stähle „heißrissanfällig“ (susceptible), „mäßig anfällig“ (somewhat susceptible) und „heißrissanunfällig“ (not susceptible) in Abhängigkeit ihrer chemischen Zusammensetzung nach [44].....	13
Abbildung 2.10:	Schematische Darstellung einer Houldcroft-Probe nach erfolgter Prüfung	16
Abbildung 2.11:	Verschiedene Bauformen von Vareststraint-Prüfanlagen: Ursprüngliches Prinzip nach Lundin (a), deren symmetrische Adaption (b), sowie der von der MVT-Anlage angewandte Ansatz der Gesenkbiegung (c).....	18
Abbildung 2.12:	Vareststraint Probe mit aufgelegten Support-Blechen in einer Prüfanlage der Variante B, vor der Prüfung (links) sowie nach erfolgter Prüfung (rechts) [72]	19
Abbildung 2.13:	Schematische Darstellung des MVT-Versuchs im Vareststraint- (a) bzw. im Transvareststraint-Modus (b)	20
Abbildung 2.14:	Geometrische Zusammenhänge zwischen Probendeformation und Stempelweg im Vareststraint-Modus	21
Abbildung 2.15:	Geometrische Zusammenhänge zwischen Probendeformation und Stempelweg im Transvareststraint-Modus.....	21

Abbildung 2.16:	Einordnung der Gesamtrisslänge nach ISO/TR 17641-3 durch Eintragung der Gesamtrisslänge (Y-Achse, 1) als Funktion der Biegedehnung (X-Achse, 2). Der untersuchte Werkstoff kann so den Bereichen 1 (heißrissicher), 2 (zunehmendes Heißrissrisiko) oder 3 (hohes Heißrissrisiko) zugeordnet werden [71].....	22
Abbildung 2.17:	Beispielhafter Vergleich typischer Rissverteilungen an Varestraint- (a) bzw. Transvarestraint-Proben (b).....	26
Abbildung 2.18:	a) Messung der Maximum Crack Distance (MCD) senkrecht zur Schmelzbadfront; b) Korrelation der MCD aus Varestraint-Versuchen mit der maximalen Risslänge aus Transvarestraint-Versuchen [86].....	28
Abbildung 2.19:	Verlauf der maximalen Erstarrungsrisslänge (Maximum crack distance) aufgetragen gegen die aufgebrachte Gesamtdehnung (Augmented strain). Ebenfalls eingezeichnet sind die untere Grenzdehnung (Threshold strain) sowie die Sättigungsdehnung (Saturated strain) [11]	29
Abbildung 2.20:	Schematische Darstellung der Vorgehensweise zur Ermittlung des BTRs aus der Länge von Oberflächenrissen nach [33].....	31
Abbildung 2.21:	Eindimensionaler Schnitt durch das BTR eines Werkstoffs durch Betrachtung des SCTR nach [94]	32
Abbildung 2.22:	Näherungsweise umrissenes BTR durch Bestimmung mehrerer SCTR für verschiedene Lastfälle [11]	32
Abbildung 4.1:	Die maximal mögliche Länge eines Erstarrungsrisses im theoretischen Fall der instantanen Deformation, begrenzt durch den Abstand der Grenzisothermen $T_{BTR,max}$ und $T_{BTR,min}$ entlang der Nahtmittelachse	39
Abbildung 4.2:	Verlängerung der maximal möglichen Länge eines Erstarrungsrisses durch die Bewegung der Grenzisothermen des BTR während einer Deformation der Zeitdauer t_{def}	40
Abbildung 4.3:	Zwei Mitterrisse gleicher Länge, die infolge einer zeitlich kürzeren (links) oder längeren Deformation entstanden sind.....	41
Abbildung 4.4:	Maximal mögliche Risslänge in Abhängigkeit vom Abstand des Rissausgangsorts von der Nahtmitte	42
Abbildung 4.5:	Näherungsweise Bestimmung des werkstoffunabhängigen Risslängenteils von Rissen abseits der Nahtmitte	42
Abbildung 5.1:	Lagenaufbau der MVT-Schweißgutproben (links). Das Schweißgut wird eingebracht in eine Nut mit den rechts dargestellten Abmessungen	48
Abbildung 6.1:	Position von Kamera und Beleuchtungseinrichtung relativ zur Probe	56
Abbildung 6.2:	Programmfenster Initialisierung	58

Abbildung 6.3:	Programmfenster „Risse selektieren“.....	59
Abbildung 6.4:	Programmfenster „Nahtform festlegen“.....	61
Abbildung 6.5:	Grafische Herleitung des Algorithmus zur Berechnung der Kristallisationsverlaufskurve.....	66
Abbildung 6.6:	Skizze zur Bestimmung der korrigierten Risslänge.....	68
Abbildung 6.7:	Berechnung des MVRL in Abhängigkeit vom Abstand des Risses von der Nahtmitte, gemessen entlang der Kristallisationsverlaufskurve $k(x)$	68
Abbildung 6.8:	Form des rissanfälligen Bereichs, näherungsweise bestimmt aus Schweißgeschwindigkeit (v_s), Deformationsdauer (t_{def}), vertikalem (r_v) und horizontalem (r_h) Schmelzbadradius.....	69
Abbildung 7.1:	Gemessene Gesamtrisslängen für den LTT-Werkstoff Nr. 9 (Grundwerkstoff S960) aufgetragen über die Streckenenergie (a, b) oder die Biegegeschwindigkeit (c, d), jeweils für Varestraint- (a, c) und Transvarestraint-Modus (b, d).....	72
Abbildung 7.2:	Gemessene Gesamtrisslängen für den LTT-Werkstoff Nr. 10 (Grundwerkstoff S960) aufgetragen über die Streckenenergie (a, b) oder die Biegegeschwindigkeit (c, d), jeweils für Varestraint- (a, c) und Transvarestraint-Modus (b, d).....	73
Abbildung 7.3:	Querschliffe verschiedener MVT-Proben aus LTT-Werkstoff Nr. 9 nach erfolgter Prüfung bei unterschiedlichen Parametern, mit Rissen unterhalb der Schweißnahtoberfläche.....	74
Abbildung 7.4:	Cr- und Ni-Gehalte an LTT-Legierung Nr. 10 aus quantitativer Reihenanalyse mittels ESMA.....	74
Abbildung 7.5:	Querschliffe verschiedener MVT-Proben aus LTT-Werkstoff Nr. 10 nach erfolgter Prüfung (unterschiedliche Faktorstufen der Streckenenergie 7,6 kJ/cm), mit Rissen unterhalb der Schweißnahtoberfläche.....	75
Abbildung 7.6:	Gemessene Gesamtrisslängen für den LTT-Werkstoff Nr. 25 (Grundwerkstoff S960) aufgetragen über die Streckenenergie (a, b) oder die Biegegeschwindigkeit (c, d), jeweils für Varestraint- (a, c) und Transvarestraint-Modus (b, d).....	76
Abbildung 7.7:	Gemessene Gesamtrisslängen für den LTT-Werkstoff Nr. 27 (Grundwerkstoff S960) aufgetragen über die Streckenenergie (a, b) oder die Biegegeschwindigkeit (c, d), jeweils für Varestraint- (a, c) und Transvarestraint-Modus (b, d).....	77
Abbildung 7.8:	Volumenrisse im Querschliff verschiedener MVT-Proben aus LTT-Werkstoff Nr. 25.....	78
Abbildung 7.9:	Risse im Volumen von MVT-Proben aus LTT-Werkstoff Nr. 27.....	79
Abbildung 7.10:	Elementmapping eines Risses und seiner Umgebung im Querschnitt einer MVT-Probe aus LTT-Werkstoff Nr. 27.....	79

Abbildung 7.11:	Legierungsgehalte von Fe und Mn (a) bzw. Cr und Mn (b) aus quantitativer ESMA-Reihenanalyse an LTT Nr. 27	80
Abbildung 7.12:	Gesamtrisslängen aller untersuchten LTT-Legierungen, aufgetragen über ihre jeweiligen Chrom-Nickel-Äquivalentverhältnisse, bei verschiedenen Streckenenergien und Biegegeschwindigkeiten, sowie einer Gesamtdehnung von 4 %	81
Abbildung 7.13:	MVT-Diagramm (a) bzw. MVT-Gesamtrisslängen aufgetragen über verschiedene Biegegeschwindigkeiten (b) für den Nickel-Basiswerkstoff 602 CA	82
Abbildung 7.14:	MVT-Diagramm für den LTT-Schweißzusatzwerkstoff Nr. 25 in Kombination mit verschiedenen Grundwerkstoffen	83
Abbildung 7.15:	Oberflächentopografien von MVT-Proben aus LTT-Werkstoff Nr. 25 mit Grundwerkstoff S235 (a) bzw. S960 (b)	84
Abbildung 7.16:	Lage und Orientierung des Referenzzylinders mit dem Radius R_{ref} , der an die dreidimensionalen Oberflächenmessungen angelegt wird	85
Abbildung 7.17:	Z-Abweichung der Oberflächentopografien verschiedener MVT-Proben vom theoretischen Oberflächenradius einer um 4 % gedehnten Probenoberfläche ($R_{ref} = 135 \text{ mm}$)	85
Abbildung 7.18:	Z-Abweichung der Oberflächentopografien verschiedener MVT-Proben im Vergleich zu ihrem jeweiligen Referenzzylinder mit Radius R_{ref}	86
Abbildung 7.19:	Vergleich zwischen digital und analog ermittelten Rissanzahlen, Gesamtrisslängen und maximalen Risslängen für den LTT-Werkstoff Nr. 10	88
Abbildung 7.20:	Vergleich zwischen digital und analog ermittelten Rissanzahlen, Gesamtrisslängen und maximalen Risslängen für den LTT-Werkstoff Nr. 27	89
Abbildung 7.21:	Geometrische Zusammenhänge für die Berechnung des verschiebungsbedingten Risslängenanteils (VRL) im Abstand d_y von der Nahtmitte aus dem vertikalen (r_v) und horizontalen (r_h) Schmelzbadradius, sowie der Schweißgeschwindigkeit (v_s) und der Deformationsdauer (t_{def})	90
Abbildung 7.22:	Verschiedene Verläufe der verschiebungsbedingten Risslängenanteile VRL in Abhängigkeit des Abstands von der Nahtmitte bei Variation des vertikalen Schmelzbadradius r_v (a), des horizontalen Schmelzbadradius r_h (b), der Schweißgeschwindigkeit v_s (c) und der Deformationsgeschwindigkeit v_{def} (d)	91
Abbildung 7.23:	Vierdimensionale Darstellung des kombinierten Einflusses von Deformationsgeschwindigkeit v_{def} , vertikalem Schmelzbadradius r_v und Schweißgeschwindigkeit v_s auf das dimensionslose Risslängenpotenzial RLP	92

Abbildung 7.24:	Einfluss verschiedener Prüfparameter auf das Risslängenpotential, aufgetragen über den horizontalen Schmelzbadradius (obere Reihe) sowie die Schweißgeschwindigkeit (untere Reihe)	93
Abbildung 7.25:	Einfluss verschiedener Prüfparameter auf das Risslängenpotenzial, aufgetragen über den vertikalen Schmelzbadradius	94
Abbildung 7.26:	Einfluss verschiedener Prüfparameter auf das Risslängenpotenzial, aufgetragen über die Deformationsgeschwindigkeit	94
Abbildung 7.27:	MVT-Gesamtrisslängen verschiedener Werkstoffe bei verschiedenen Prüfbedingungen, aufgetragen über unterschiedliche Deformationsgeschwindigkeiten (a) bzw. Dehnraten (b).....	96
Abbildung 7.28:	Relative Risslängen für verschiedene Werkstoffe aufgetragen über die Dehnraten, in linearer (a) und logarithmischer (b) Skalierung	98
Abbildung 7.29:	Kritische Dehnraten für verschiedene Werkstoffe in Abhängigkeit unterschiedlicher Prüfparameter	99

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1:	Standard-Parametersätze der BAM für die MVT-Prüfung.....	23
Tabelle 2.2:	Ausgewählte Vareststraint-Prüfparameter aus der Literatur (vgl. [45]).....	24
Tabelle 5.1:	Chemische Zusammensetzung der verwendeten LTT-Schweißzusatzwerkstoffe. Legierungsgehalte in Gewichts-% ermittelt durch optische Funkenemissions-Spektralanalyse (OES). Cr- und Ni-Äquivalente berechnet nach: $Cr_{\text{äq}} = Cr$, $Ni_{\text{äq}} = Ni + 30C + 0,5 Mn$. Martensit-Start-Temperaturen berechnet nach [121]	47
Tabelle 5.2:	Chemische Zusammensetzung der Legierung Alloy 602 CA in Gewichts-%. Ist-Werte bestimmt mittels Funkenemissions-Spektralanalyse, Soll-Werte nach Herstellerangabe [122].....	48
Tabelle 5.3:	Position und verwendete Schweißparameter für die einzelnen Lagen.....	49
Tabelle 5.4:	Parameterfeld der durchgeführten MVT-Versuche	51
Tabelle 5.5:	Verwendete Werkstoffe für die MVT-Prüfungen.....	51
Tabelle 5.6:	Versuchsmatrix für die MVT-Prüfungen. Die Zahlen im mittleren, weiß hinterlegten Teil der Tabelle geben an, wie viele Proben jedes Werkstoffs pro Parametersatz geprüft wurden.	52

Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzung	Einheit	Beschreibung
$\langle hkl \rangle$	-	Millersche Indizes zur Angabe von Kristallgitterrichtungen
α	°	Winkel zwischen Nahtmittelachse und Kristallisationsrichtung
α_R	°	Risswinkel, gemessen zur Nahtmittelachse
AWS	-	American Welding Society
b	mm	Probenbreite
BAM	-	Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung
b_R	mm	Rissbreite
BTR	-	Brittleness Temperature Range (siehe: TIS)
$Cr_{\text{äq}}$	-	Chrom-Äquivalent
CST	1/s	Critical Strain Rate for Temperature Drop
d_{BTR}	mm	Abstand der kritischen Grenzisoothermen in der Projektion auf die Probenoberfläche
$d_{\text{BTR,P}}$	mm	Werkstoffabhängiger Anteil der durchschnittlichen Risslänge
d_c	1/K	Kritische Deformationsrate eines Probenkörpers
DDC	-	Ductility Dip Crack (Riss durch Verformbarkeitsabfall)
d_f	1/K	Konstruktiver Anteil der temperaturabhängigen Deformationsrate
DIC	-	Digital Image Correlation
d_m	1/K	Variable Reserve der temperaturabhängigen Deformationsrate
d_p	1/K	Kritische Deformationsrate des BTR
d_{SF}	mm	Abstand der Schmelzbadfronten zu Beginn und Ende der Deformation
$d_{t,\text{def}}$	mm	Distanz, die das Schmelzbad während der Deformation zurücklegt
d_w	1/K	Thermisch induzierter Anteil der temperaturabhängigen Deformationsrate
d_y	mm	Abstand von der Nahtmitte
ΔB	°	Differenz zwischen Risswinkel und Biegeachse
Δe_f	%	Konstruktiv induzierte Volumendeformation
Δe_m	%	Variable Dehnungsreserve
Δe_w	%	Thermisch induzierte Deformation
$\Delta \alpha_R$	°	Differenz zwischen Risswinkel und idealem Rissverlauf

E	kJ/cm	Streckenenergie
ESMA	-	Elektronenstrahlmikroanalyse
ϵ	%	Probendehnung
ϵ'	1/s	Dehnrate
f_s	-	Sättigungsfaktor der Risslänge
$f_{s,g}$	-	Grenzsättigung der Risslänge
$f_{s,P}$	-	Sättigungsfaktor einer Probe
f_v	-	Verhältnissfaktor der werkstoffabhängigen und -unabhängigen Risslängenanteile
$G_{B,v}$	mm	Gesenkbreite der MVT-Anlage im Varestreint-Modus
GBLF	-	Flüssige Korngrenzenfilme (grain boundary liquid films)
$G_{E,t}$	mm	Gesenkeingriff der MVT-Anlage im Transvarestreint-Modus
Gew.-%	-	Gewichtsprozent
H	mm	Traversenhub der MVT-Anlage (allgemein)
$H_{geo,t}$	mm	Traversenhub der MVT-Anlage im Transvarestreint-Modus
$H_{geo,v}$	mm	Traversenhub der MVT-Anlage im Varestreint-Modus
I	A	Schweißstrom
LB1	-	Ätzmittel Nr. 1 nach Lichtenegger und Bloech
LMCL	mm	Maximale Risslänge
$LMCL_{korr}$	mm	Korrigierte maximale Risslänge
L_R	mm	Risslänge
$L_{R,k}$	mm	Korrigierte Risslänge
$L_{R,max}$	mm	Maximale Risslänge
$L_{R,P}$	mm	Durchschnittliche Risslänge einer Probe
$L_{R,rel}$	%	Relative Länge eines Risses
L_{rel}	%	Relative Risslänge einer Probe
LTT	-	Low Transformation Temperature
μ CT	-	Mikrofokus-Röntgen-Computertomografie
MCD	mm	Maximum crack distance
MCL	-	Maximum crack length
M_s	K	Martensit-Start-Temperatur

MVRL	-	Maximaler verschiebungsbedingter Risslängenanteil
MVT	-	Modifizierter Varestraint-/Transvarestraint-Versuch
Ni _{äq}	-	Nickel-Äquivalent
OES	-	Optische Funkenemissions-Spektralanalyse
P _{min}	%	Grenzdehnung, ab der Erstarrungsrisse entstehen
PVR	-	Programmierter-Verformungsrate-Test
R	mm	Matrizenradius der Varestraint-Prüfung
RDG	-	Rappaz-Drezet-Gremaud Heißrisstheorie
RGB	-	Rot-Grün-Blau, Farbbild
r _h	mm	Horizontaler Radius der Schmelzbadellipse
RLP	-	Risslängenpotenzial
R _M	mm	Matrizenradius der MVT-Anlage
R _n	mm/s	Richtungsvektor der Kristallisationsgeschwindigkeit
ROF-ROS	-	Rate of Feeding - Rate of Shrinking
R _{ref}	mm	Radius des Referenzzylinders
r _v	mm	Vertikaler Radius der Schmelzbadellipse
SCTR	K	Solidification Cracking Temperature Range
t	mm	Probendicke
T _{BTR,max}	K	Obere Grenztemperatur des BTR
T _{BTR,max} (t _B)	K	Obere Grenztemperatur des BTR zu Beginn der Probendeformation
T _{BTR,max} (t _E)	K	Obere Grenztemperatur des BTR zum Ende der Probendeformation
T _{BTR,min}	K	Untere Grenztemperatur des BTR
T _{BTR,min} (t _B)	K	Untere Grenztemperatur des BTR zu Beginn der Probendeformation
T _{BTR,min} (t _E)	K	Untere Grenztemperatur des BTR zum Ende der Probendeformation
TCL	-	Total crack length, Gesamtrisslänge
t _{def}	s	Deformationsdauer im MVT-Versuch
TIS	-	Temperaturintervall der Sprödigkeit
TL	K	Liquidus-Temperatur
T _L (t _B)	K	Liquidus-Isotherme zu Beginn der Probendeformation

Abkürzungen und Formelzeichen

$T_L(t_B)$	K	Liquidus-Isotherme zum Ende der Probendeformation
T_S	K	Solidus-Temperatur
TSI	-	Technological Strength Index
U	V	Lichtbogenspannung
v_b	mm/s	Biegegeschwindigkeit im MVT-Versuch (siehe auch: v_{def} , v_{trav})
v_{def}	mm/s	Deformationsgeschwindigkeit (siehe auch: v_b , v_{trav})
VDR	-	Variable-Deformation-Rate Test
VRL	-	Verschiebungsbedingter Risslängenanteil
v_s	mm/s	Richtungsvektor der Schweißgeschwindigkeit
v_s	mm/s	Schweißgeschwindigkeit
v_{trav}	mm/s	Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-Anlage
WIG	-	Wolfram-Inertgas-Verfahren

Ausgewählter Quellcode

Subroutine zur Berechnung des Verlaufs der Kristallisation

Eingabeparameter:

- lowerEdge (int): Pixelgenaue Position des unteren Nahtrands im betrachteten Bild
- upperEdge (int): Pixelgenaue Position des oberen Nahtrands im betrachteten Bild
- horizontalRadius (int): Horizontaler Radius der verwendeten Schmelzbadellipse in Pixeln
- iterationsPerMM (int): Iterationsschritte pro Millimeter
- interpolatePixels (bool): Optionale Interpolation der Ausgabedaten

```
function result = solidificationPath(lowerEdge, upperEdge, horizontalRadius,  
iterationsPerMM, interpolatePixels)
```

```
% Origin:  
y0 = (lowerEdge-upperEdge)/2; % 1/2 of the welds width  
  
% Weld pool ellipse  
b = horizontalRadius; % From user input  
a = y0; % Vertical radius equals 1/2 of the weld width  
  
% Resolution 1/mm  
steps = round(a*iterationsPerMM);  
  
x = -linspace(0,b,steps);  
y = a/b*sqrt(b^2-x.^2);  
  
dy = gradient(y)./gradient(x);  
curve = zeros(steps,2);  
  
% Set start value for the iteration to work (i-1)  
curve(1,1) = 0;  
curve(1,2) = y(1);  
  
% Numerical iteration of the solidification path as described in  
dissertation (see above)  
for i = 2:steps  
    lastX = curve(i-1,1);  
    xint = lastX+(y(i-1)-y(i))*dy(i);  
  
    curve(i,1) = xint;  
    curve(i,2) = y(i);  
end  
  
% Interpolate ellipse to reduce data points to a reasonable scale  
eX = x.';  
eY = y.';  
firstX = eX(1);  
lastX = eX(length(eX));  
intX = linspace(firstX,lastX,4*abs(lastX));  
intY = interp1(eX,eY,intX);  
ellipse = [intX; intY]';
```

```

% An exact calculation is only needed after the weld pool shape was
finalised
if interpolatePixels == 1 % Exact calculation

    % The calculated curve has to be extended towards larger values of x and
y.
    % Afterwards, another interpolation is performed to even out the
distribution
    % of data points in x-direction, which greatly increases the accuracy of
    % the calculations based off of these results

    % Extend in y-direction (x-value is purposefully set to -1 to prevent
singularities):
    ersterPunkt = [-1, y0+500];
    curve = [ersterPunkt; curve];

    % Extend in x-direction:
    lastPoint = [10000,0];
    curve = [curve; lastPoint];

    % Interpolate:
    kx = curve(:,1);
    ky = curve(:,2);
    intX = [-1, logspace(0,4,8000)-1];

    intY = interp1(kx,ky,intX);
    curve = [intX; intY]';

    mirroredEllipse = [ellipse(:,1), -ellipse(:,2)];
    fullEllipse = [ellipse; flip(mirroredEllipse)];

else % Approximate calculation for displaying only

    % Round curve to nearest pixel:
    curveRounded = round(curve);
    % Remove double x-values:
    [~,uniqueIndizes] = unique(curveRounded(:,1));
    curve = curveRounded(uniqueIndizes,:);

    % Round ellipse points to nearest pixel:
    ellipseRounded = round(ellipse);
    [~,uniqueIndizes] = unique(ellipseRounded(:,1),'last');
    ellipse = ellipseRounded(uniqueIndizes,:);

    mirroredEllipse = [ellipse(:,1), -ellipse(:,2)];
    fullEllipse = [flip(ellipse); mirroredEllipse];

end
resultingEllipse.x = ellipse(:,1).';
resultingEllipse.y = ellipse(:,2).';
resultingEllipse.radiusH = b;
resultingEllipse.radiusV = a;
resultingEllipse.fullEllipse = fullEllipse;
result.ellipse = resultingEllipse;
result.solidificationPath.curve = curve;
end

```

Programmteil für die Verarbeitung selektierter Risse

Verarbeitete Eingabe:

- I_current_cracks (Breite x Höhe, Logical Matrix): Eingefärbte Risse, binäre Matrix

```

%% Analyse cracks
% Detected cracks are blown up to a width of min. 2 pixels in order to avoid
separation
% of lines upon rotation of the image. Otherwise, the number of cracks would
increase
% unintentionally. After that: clean-up

extension = strel('square',2);
cracks = imdilate(I_current.cracks, extension);
cracks = fillInCracks(cracks, SETresolutionLimitPX);

if (INIT.cbxAnalyseCourseOfCracks == 0 || INIT.cbxWeldPoolGeometry == 0)
    ellipses = 0;
end

% Only for the case that weld pool detection was carried out: all cracks
that are
% located outside of the detected weld seam are to be excluded from the
following
% steps, as they are considered not to be solidification cracks, and are
therefore
% deemed irrelevant. Additionally, all remaining cracks are trimmed for
another
% 2 pixels along the detected edges of the weld seam to avoid singularities
in
% the following calculations of the relative crack lengths
if (~isnumeric(ellipses))
    cracks(1:upperEdge+2,:) = 0;
    cracks(lowerEdge-2:row,:) = 0;
end

% Analyse detected cracks, if necessary considering the applied rotation
crackProperties = getCrackProperties(cracks);
crackCount = length(crackProperties);
segmentedCracks = 0;

% Results to be collected:
crackLengths = zeros(crackCount:1);
correctedCrackLengths = zeros(crackCount:1);
crackWidths = zeros(crackCount:1);
aspectRatios = zeros(crackCount:1);
relativeCrackLengths = zeros(crackCount:1);
relativeCorrectedCrackLengths = zeros(crackCount:1);
correctionFactorSolidificationPath = zeros(crackCount:1);
correctionFactorLoadOrientation = zeros(crackCount:1);
score1 = zeros(crackCount:1);
score2 = zeros(crackCount:1);

for i= 1:crackCount

```

```

    % What is the angle between weld center line and the ortogonal axis of
    applied strain?
    if (strcmp(INIT.inputStrainOrientation, 'Transvarestraint')),
    orthogonalToStrain = 0;
    else, orthogonalToStrain = 90; end

    % Analyse current crack, compare results
    thisCrack = analyseCrack(crackProperties(i), ellipses,
    orthogonalToStrain);

    % Collect desired crack properties:
    crackLengths(i) = thisCrack.crackLength;
    correctedCrackLengths(i) =
    thisCrack.solidificationPath_correctedCrackLength;
    aspectRatios(i) = thisCrack.aspectRatio;
    crackWidths(i) = thisCrack.crackWidth;
    correctionFactorSolidificationPath(i) =
    thisCrack.solidificationPath_correctionFactor;
    relativeCrackLengths(i) =
    thisCrack.solidificationPath_relativeCrackLength;
    relativeCorrectedCrackLengths(i) =
    thisCrack.solidificationPath_relativeCorrectedCrackLength;
    correctionFactorLoadOrientation(i) =
    thisCrack.loadDirection_correctionFactor;
    score1(i) = thisCrack.score1;
    score2(i) = thisCrack.score2;

    % Store for later use:
    if (isnumeric(segmentedCracks))
        % First crack
        segmentedCracks = thisCrack;
    else
        segmentedCracks(i) = thisCrack;
    end

end

% Total Crack Length (TCL):
totalCrackLength = sum(crackLengths);
totalCorrectedCrackLength = sumOrNAN(correctedCrackLengths);

% Difference from actual to corrected TCL in %:
abweichungTCLkorr = round((totalCorrectedCrackLength -
totalCrackLength)/totalCrackLength*100,2);

% Max. Crack Length:
maxCrackLength = round(maxOrNAN(crackLengths), 2);
maxCorrectedCrackLength = round(maxOrNAN(correctedCrackLengths), 2);

% Average Crack Length:
avgCrackLength = round(mean(crackLengths), 2);
avgCorrectedCrackLength = round(mean(correctedCrackLengths), 2);

% Median Crack Length:

```



```

medianCrackLength = round(median(crackLengths), 2);
medianCorrectedCrackLength = round(median(correctedCrackLengths), 2);

% Crack width:
maxCrackWidth = round(maxOrNAN(crackWidths), 2);
avgCrackWidth = round(mean(crackWidths), 2);
medianCrackWidth = round(median(crackWidths), 2);

% Aspect Ratio:
minAspectRatio = round(minOrNAN(aspectRatios), 2);
avgAspectRatio = round(mean(aspectRatios), 2);
medianAspectRatio = round(median(aspectRatios), 2);

% Relative Crack Length:
maxRelativeCrackLength = round(maxOrNAN(relativeCrackLengths), 2);
avgRelativeCrackLength = round(mean(relativeCrackLengths), 2);
medianRelativeCrackLength = round(median(relativeCrackLengths), 2);

% Relative Corrected Crack Length:
maxRelativeCorrectedCrackLength =
round(maxOrNAN(relativeCorrectedCrackLengths), 2);
avgRelativeCorrectedCrackLength = round(mean(relativeCorrectedCrackLengths),
2);
medianRelativeCorrectedCrackLength =
round(median(relativeCorrectedCrackLengths), 2);

% Correction Factor (Solidification Path)
% Deviation from the theoretically ideal crack path, ideal meaning
"following the solidification path"
minCorrectionFactorSolidificationPath =
round(minOrNAN(correctionFactorSolidificationPath), 4);
avgCorrectionFactorSolidificationPath =
round(mean(correctionFactorSolidificationPath), 4);
medianCorrectionFactorSolidificationPath =
round(median(correctionFactorSolidificationPath), 4);

% Correction Factor (Load Direction):
% Deviation from the theoretically ideal crack path, ideal meaning
"orthogonal to the applied strain"
minCorrectionFactorLoadDirection =
round(minOrNAN(correctionFactorLoadOrientation), 4);
avgCorrectionFactorLoadDirection =
round(mean(correctionFactorLoadOrientation), 4);
medianCorrectionFactorLoadDirection =
round(median(correctionFactorLoadOrientation), 4);

% Score 1:
avgScore1 = round(mean(score1), 4);
medianScore1 = round(median(score1), 4);
% Score 2:
avgScore2 = round(mean(score2), 4);
medianScore2 = round(median(score2), 4);

if ~isnumeric(segmentedCracks)
    % If cracks were found: sort after the y-component of their center of
gravity:
    centroidList = vertcat(segmentedCracks.Centroid);

```

```
[~,order] = sort(centroidList(:,2));  
segmentedCracks = segmentedCracks(order);
```

```
end
```

Subroutine zur Analyse einzelner Risse

Eingabeparameter:

- **thisCrack** (struct): Parametrisierte Eigenschaften des untersuchten Risses (siehe vollständiger Programmcode)
- **ellipses** (struct): Parametrisierte Eigenschaften der Schmelzbadellipsen und der daraus berechneten Kristallisationsverlaufskurve (siehe vollständiger Programmcode)
- **orthogonalToStrain** (double): Winkel Mittelebene der aufgetragenen Dehnung und Nahtmittellachse in Grad

```
function thisCrack = analyseCrack(thisCrack, ellipses, orthogonalToStrain)
```

```
global scale;
```

```
y0 = ellipses.y0;
```

```
longestLine = maxCrackExtent(thisCrack.segmentedArea);  
crackLength = longestLine.length;  
crackWidth = thisCrack.MinorAxisLength;
```

```
thisCrack.crackLength = round(crackLength / scale, 2);  
thisCrack.crackWidth = round(crackWidth / scale, 2);  
thisCrack.aspectRatio = round(crackLength/crackWidth, 2);  
thisCrack.fitLine = longestLine;  
thisCrack.angle = round(thisCrack.Orientation, 2);  
thisCrack.loadOrientation_idealAngle = orthogonalToStrain;  
beta = abs(orthogonalToStrain - thisCrack.Orientation);  
if (beta > 90), beta = 180-beta; end  
thisCrack.loadOrientation_angleDeviation = round(beta, 2);  
thisCrack.loadDirection_correctionFactor = round(cosd(beta), 2);
```

```
% To be overwritten later, if weld pool geometry detection is to be carried  
out:
```

```
thisCrack.solidificationPath_idealAngle = NaN;  
thisCrack.solidificationPath_angleDeviation = NaN;  
thisCrack.solidificationPath_correctionFactor = NaN;  
thisCrack.solidificationPath_correctedCrackLength = NaN;  
thisCrack.solidificationPath_TMCL = NaN;  
thisCrack.solidificationPath_relativeCrackLength = NaN;  
thisCrack.solidificationPath_relativeCorrectedCrackLength = NaN;  
thisCrack.solidificationPath_correctedFitLine = NaN;  
thisCrack.solidificationPath_longestPossibleCrackPath = NaN;  
thisCrack.score1 = NaN;  
thisCrack.score2 = NaN;
```

```
% Ellipse shapes and solidification paths are only supplied if detailed  
crack
```

```
% analysis is supposed to be carried out:  
if (~isnumeric(ellipses))
```

```
    % Step 1: Corrected Crack Length  
    % Determine the slope of the one solidification path curve exactly meeting  
the  
    % center of the crack. The difference between the slopes of that curve and  
of  
    % the crack is used to calculate the "corrected" crack path, which is then
```

```

% measured to the be corrected crack length

% Coordinates of the actual crack
crackCenterX = thisCrack.Centroid(1);
crackCenterY = thisCrack.Centroid(2);
fitLine = thisCrack.fitLine.line;

% Start with the following assumption (correction might be needed, see
below)
[crackStartX, idxCrackStartX] = min(fitLine(1,:));
crackStartY = fitLine(2,idxCrackStartX);

crackAngle = thisCrack.Orientation;

% Where is the crack center located with regard to the weld center line?
if (y0-crackCenterY < 0)
    % Above
    solidificationPath = ellipses.solidificationPath.upper;
    % Excetion: if the crack is perfectly vertical, determination of its
    % starting point is only possible like this:
    if fitLine(1,1) == fitLine (1,2)
        [crackStartY, idxCrackStartY] = max(fitLine(2,:));
        crackStartX = fitLine(1,idxCrackStartY);
    end
else
    % Below
    solidificationPath = ellipses.solidificationPath.lower;
    if fitLine(1,1) == fitLine (1,2)
        [crackStartY, idxCrackStartY] = min(fitLine(2,:));
        crackStartX = fitLine(1,idxCrackStartY);
    end
end

% Slope of the one solidification path curve intersecting the crack center
% point in that very intersection point:
curveGradientAfterX = ellipses.curveGradientAfterX;
[~, idxCenter] = min(abs(solidificationPath(:,2)-crackCenterY));
curveTangentSlope = curveGradientAfterX(idxCenter,2);

% Slope of the calculated curve is always negative. Has to be turned
positive
% for cracks below weld center line:
if (y0<crackCenterY), curveTangentSlope=-curveTangentSlope; end
curveTangentAngle = atand(curveTangentSlope);

if curveTangentAngle<0
    ellipseTangentAngle = curveTangentAngle+90;
else
    ellipseTangentAngle = curveTangentAngle-90;
end

if (crackAngle < 0 && ellipseTangentAngle < 0) ||...
    (crackAngle > 0 && ellipseTangentAngle > 0)
    if abs(crackAngle)>abs(ellipseTangentAngle) && abs(crackAngle)~=90
        % Correction of the crack start point, if xCrackStart > xCrackEnd.
        % Otherwise ellipse fitting will fail
        [crackStartX, idxCrackStartX] = max(fitLine(1,:));
        crackStartY = fitLine(2,idxCrackStartX);
    end
end
end

```

```

% Angle deviation to the tangent of the solidification path curve
alpha = abs(crackAngle-curveTangentAngle);
if (alpha > 90)
    % Adjust angle:
    alpha = 180-alpha;
end

correctedCrackLength = cosd(alpha) * crackLength;

% Coordinates of the "corrected" crack
correctedCrackX1 = -cosd(curveTangentAngle) * correctedCrackLength *.5;
correctedCrackY1 = sind(curveTangentAngle) * correctedCrackLength *.5;
correctedCrackX2 = -correctedCrackX1;
correctedCrackY2 = -correctedCrackY1;

% Fit line to "corrected" crack
fitLineCorrected = [[correctedCrackX1 correctedCrackX2]+crackCenterX;...
    [correctedCrackY1 correctedCrackY2]+crackCenterY];

% The following calculations use the crack start point as reference, so
the
% crack location has to be re-evaluated:

if (y0-crackStartY < 0)
    % cracks starts above weld center line
    solidificationPath = ellipses.solidificationPath.upper;
    halfEllipse.x = ellipses.half.x;
    halfEllipse.y = ellipses.half.y;
else
    % cracks starts below weld center line
    solidificationPath = ellipses.solidificationPath.lower;
    halfEllipse.x = ellipses.half.x;
    halfEllipse.y = -ellipses.half.y+2*y0;
end

xValuesSolidificationPathCurve = solidificationPath(:,1);
yValuesSolidificationPathCurve = solidificationPath(:,2);

% Determine the max. possible crack length:
% 1.) Find intersection of left ellipse and crack start. If there is no
% intersection point found (possibly because the crack start point as
% selected by the user is slightly outside the specified weld seam
boundaries),
% the transition point from ellipse to weld seam edge will be used instead
% 2.) Fit solidification path curve to intersection point
% 3.) Calculate distance to the next ellipse, following the solidification
% path curve

[~,idx]=min(abs(halfEllipse.y-crackStartY));
ellipseOffset = crackStartX-halfEllipse.x(idx);

[~,idx]=min(abs(yValuesSolidificationPathCurve-crackStartY));
offset = crackStartX-xValuesSolidificationPathCurve(idx);
solidificationPathOffset = [solidificationPath(:,1)+offset
solidificationPath(:,2)];

% Intersection points with the weld pool ellipses that were shifted
exactly
% to meet the crack starting point
[X1,Y1] = intersections(solidificationPathOffset(:,1),...
    solidificationPathOffset(:,2),...

```

```

    ellipses.ROI.area(1,:)+ellipseOffset,...
    ellipses.ROI.area(2,:), 0);
if (length(X1) < 2)
    % Robust (but slow) re-calculation, in case there were no 2 points found
    [X1,Y1] = intersections(solidificationPathOffset(:,1),...
        solidificationPathOffset(:,2),...
        ellipses.ROI.area(1,:)+ellipseOffset,...
        ellipses.ROI.area(2,:));
end

% Make sure that no double results were found (possible in theory, due to
% rounding errors). Also, sort for correct calculation of arc lengths
X1 = sort(unique(tol(X1)));

if (length(X1) > 1)
    % The following calculation uses the shifted ellipses:
    [~,outerCutPoint1] = min(abs(solidificationPathOffset(:,1)-X1(1)));
    [~,outerCutPoint2] = min(abs(solidificationPathOffset(:,1)-X1(2)));
    sectionBetweenShiftedEllipses =
solidificationPathOffset(outerCutPoint1:outerCutPoint2, :);
    distanceBetweenShiftedEllipses =
distanceAlongCurve(sectionBetweenShiftedEllipses)/scale;

    TMCL = distanceBetweenShiftedEllipses;
    correctedCrackLength = abs(correctedCrackLength) / scale;
    relativeCrackLength = thisCrack.crackLength/TMCL*100;
    relativeCorrectedCrackLength = correctedCrackLength/TMCL*100;

    thisCrack.solidificationPath_idealAngle = round(curveTangentAngle, 2);
    thisCrack.solidificationPath_angleDeviation = round(alpha, 2);
    thisCrack.solidificationPath_correctedCrackLength =
round(correctedCrackLength, 2);
    thisCrack.solidificationPath_correctedFitLine = fitLineCorrected;
    thisCrack.solidificationPath_TMCL = round(TMCL, 2);
    thisCrack.solidificationPath_relativeCrackLength =
round(relativeCrackLength, 2);
    thisCrack.solidificationPath_longestPossibleCrackPath =
sectionBetweenShiftedEllipses;

    thisCrack.solidificationPath_correctionFactor = round(cosd(alpha),2);
    thisCrack.solidificationPath_relativeCorrectedCrackLength =
relativeCorrectedCrackLength;

    % Score 1: Only considering the solidification path
    thisCrack.score1 = round(correctedCrackLength/TMCL * cosd(alpha),3);

    % Score 2: additionally considering the orientaion of strain
    thisCrack.score2 = round(correctedCrackLength/TMCL * cosd(alpha) *
cosd(beta),3);

    if TMCL == 0 || isnan(thisCrack.score1)
        % Calculation failed
    end

else
    % Calculation failed
end

end

end

```

Subroutine zur automatischen Erkennung und Beschneidung des Nahrandes

Eingabeparameter:

- `I_grayScale` (Breite x Höhe x 3, Matrix): Bild der Probenoberfläche in Graustufen
- `grayLevelThreshold` (double): Schwellwert für die Nahtranderkennung

```
function [ result ] = cropToWeldSeam(I_grayScale, grayLevelThreshold)

% Detect weld seam edges and crop image accordingly

I_binary = im2bw(I_grayScale,grayLevelThreshold);
[row, col] = size(I_binary);

% Get histogram value per row
I_binaryInv = imcomplement(I_binary);
valueCount = 1-sum(I_binaryInv,2)/col;
smooth = smoothdata(valueCount, 'gaussian');

stdDev = stdfilt(smooth, ones(5, 1));
avgGrayValueWeld = mean(smooth(ceil((row/2)-
0.05*row):ceil((row/2)+0.05*row)));
avgGrayValueOutsideOfWeld = mean(smooth(1:ceil(0.02*row)));

minWidth = 250; % Minimum width of weld in pixels

upperEdge = 0;
lowerEdge = 0;

sensitivity = 1; % Adjust using a slider, values 1-10

stdDevThreshold = 5*sensitivity*0.0001;

if (avgGrayValueWeld > avgGrayValueOutsideOfWeld)
    for i=ceil(row/2):row
        if (lowerEdge == 0) && (stdDev(i) > stdDevThreshold)
            lowerEdge = i;
        end

        if (upperEdge == 0) && (stdDev(row-i+1) > stdDevThreshold)
            upperEdge = row-i+1;
        end
    end
else
    for i=1:floor(row/2)
        if (upperEdge == 0) && (stdDev(i) > stdDevThreshold)
            upperEdge = i;
        end
        if (lowerEdge == 0) && (stdDev(row-i) > stdDevThreshold)
```

```

        lowerEdge = row-i;
    end
end
end

% If these conditions are not met, the result is wrong:
if lowerEdge < 1, lowerEdge = row; end
if upperEdge < 1, upperEdge = 1; end
if (lowerEdge - upperEdge) < minWidth
    lowerEdge = (row+minWidth)/2;
    upperEdge = lowerEdge-minWidth;
end

center = (lowerEdge + upperEdge)/2;

result.I_weldGrayscale = I_grayScale(upperEdge:lowerEdge, 1:col);
result.lowerEdge = lowerEdge;
result.upperEdge = upperEdge;
result.weldCenterLine = center;
result.col = col;
result.row = lowerEdge - upperEdge;

end

```

Script zur Berechnung der TMRL in Abhängigkeit von Prüf- und Nahtparametern

Setzt zur Berechnung der Kurvenschnittpunkte folgendes Script voraus:

Douglas Schwarz (2021). Fast and Robust Curve Intersections (<https://www.mathworks.com/matlabcentral/fileexchange/11837-fast-and-robust-curve-intersections>), MATLAB Central File Exchange.

```

%% Sensitivitätsanalyse Prüfparameter MVT
%% Berechnung der theoretisch maximalen Risslänge (TMRL) in Abhängigkeit von
%% Prüfparametern und Schmelzbadform

% Version: 14 (2021-11-18)
% Author: Maximilian Thomas
% Federal Institute for Materials Research and Testing (BAM), Berlin,
Germany (http://www.bam.de)
% Email: maximilian.thomas@bam.de
% Alternative contact: arne.kromm@bam.de
% Matlab compatibility: R2020b or newer

% --- Copyright (c) 2021, Maximilian Thomas
% This program is free software: you can redistribute it and/or modify
% it under the terms of the GNU General Public License as published by
% the Free Software Foundation, either version 3 of the License, or
% (at your option) any later version.
%
% This program is distributed in the hope that it will be useful,
% but WITHOUT ANY WARRANTY; without even the implied warranty of
% MERCHANTABILITY or FITNESS FOR A PARTICULAR PURPOSE. See the
% GNU General Public License for more details.
%
% You should have received a copy of the GNU General Public License
% along with this program. If not, see <https://www.gnu.org/licenses/>.

```

```

clear;
close all;
deleteOldWaitbars = findall(0, 'type', 'figure', 'tag', 'TMWWaitbar');
delete(deleteOldWaitbars);
addpath('./_inc/');

plotten = 0; % Ja = 1
saveSingleFiles = 0; % Ja = 1
aufloesung = 500; % Berechnungsschritte pro mm in y-Richtung; Empfohlen:
500-1000
schrittweite = 10; % Minimum: 1; je kleiner desto genauer; Empfohlen: 10

% Alle Maße in mm
vertikalerRadiusArray = [2.5,2.75,3,3.25,3.5,3.75,4,4.25,4.5,4.75,5];
horizontalerRadiusArray = [2.5,3,3.5,4,4.5,5,5.5,6,6.5,7,7.5];
defGeschwArray = [2,3,4,5,6,7,8,9,10,12,14,16,18];
schweissGeschwArray = [1.8,2,2.2,2.4,2.6,2.8,3,3.2,3.4,3.6];

iterationenVR = length(vertikalerRadiusArray);
iterationenHR = length(horizontalerRadiusArray);
iterationenDefGeschw = length(defGeschwArray);
iterationenSchweissGeschw = length(schweissGeschwArray);

if plotten == 1
    figure;
    hold on;
    % Auskommentieren, sofern logarithmische Skalierung gewünscht:
    %set(gca, 'YScale', 'log');
    set(gcf, 'Position', [300, 300, 700, 400]);
    set(gcf, 'color', 'w');

    lgd = legend;
    title(lgd, 'Parametersatz');
    xlabel('d_y [mm]')
    ylabel('TMRL [mm]')

    % Wenn für einen Parameter nur ein Element im Array steht, muss der Wert
    % nicht jedes mal in der Legende angegeben werden. Stattdessen: Angabe in
    % Textbox
    textboxAnzeigen = 0;

    if iterationenVR == 1
        alleGleicherVertRadius = vertikalerRadiusArray(1);
        textboxAnzeigen = 1;
    else
        alleGleicherVertRadius = NaN;
    end

    if iterationenHR == 1
        alleGleicherHorizRadius = horizontalerRadiusArray(1);
        textboxAnzeigen = 1;
    else
        alleGleicherHorizRadius = NaN;
    end
end

```



```

if iterationenDefGeschw == 1
    alleGleicheDefGeschw = defGeschwArray(1);
    textboxAnzeigen = 1;
else
    alleGleicheDefGeschw = NaN;
end

if iterationenSchweissGeschw == 1
    alleGleicheSchweissGeschw = schweissGeschwArray(1);
    textboxAnzeigen = 1;
else
    alleGleicheSchweissGeschw = NaN;
end

if textboxAnzeigen == 1
    textboxInhalt = 'Für alle Kurven: ';
    if ~isnan(alleGleicherVertRadius), textboxInhalt =
sprintf('%s\nVertikaler Radius r_v = %.2f mm', textboxInhalt,
alleGleicherVertRadius);end
    if ~isnan(alleGleicherHorizRadius), textboxInhalt =
sprintf('%s\nHorizontaler Radius r_h = %.2f mm', textboxInhalt,
alleGleicherHorizRadius);end
    if ~isnan(alleGleicheDefGeschw), textboxInhalt =
sprintf('%s\nDeformationsgeschwindigkeit v_d_e_f = %.2f mm/s',
textboxInhalt, alleGleicheDefGeschw);end
    if ~isnan(alleGleicheSchweissGeschw), textboxInhalt =
sprintf('%s\nSchweissgeschwindigkeit v_s = %.2f mm/s', textboxInhalt,
alleGleicheSchweissGeschw);end

    box = text(0.1, 0.1, textboxInhalt);
    box.VerticalAlignment = 'bottom';
end
end

startTime = now;
folder = ['./_results/', datestr(startTime, 'yymmdd_HHMM')];
mkdir(folder);

ergebnisSpeicher = 0;
totalCalculations =
iterationenVR*iterationenHR*iterationenDefGeschw*iterationenSchweissGeschw;
completedCalculations = 0;

progressWindow = waitbar(0, 'Warte auf erstes Ergebnis...', 'Name', 'Berechnung
läuft', ...

'CreateCancelBtn', 'setappdata(gcf, 'canceling', 1)', 'OuterPosition', [500, 30
0, 290, 125]);

for iVertikalerRadius=1:iterationenVR
    vertikalerRadius = vertikalerRadiusArray(iVertikalerRadius);

    for iHorizontalerRadius=1:iterationenHR
        horizontalerRadius = horizontalerRadiusArray(iHorizontalerRadius);

        for iDefGeschw = 1:iterationenDefGeschw
            defGeschw = defGeschwArray(iDefGeschw);

```

```

for iSchweissGeschw = 1:iterationenSchweissGeschw
    schweissGeschw = schweissGeschwArray(iSchweissGeschw);

    if getappdata(progressWindow, 'canceling')
        delete(progressWindow);
        return;
    end

    % Voller Stempelweg in mm gemäß Formel von [Wolf 2006]:
    % Varestraint 4%:
    gesenkBreite = 35; % Breite des Eingriffsbereichs der Gesenke in mm
    gesenkRadius = 125 + 10;
    defWeg = gesenkRadius - abs(sqrt(gesenkRadius^2-
(gesenkBreite^2)/4));
    defDauer = defWeg/defGeschw; % Deformationsdauer in s
    ellipsenversatz = defDauer*schweissGeschw;

    xResolution = round(aufloesung * vertikalerRadius);

    x =
abs(flip(logspace(0,log10(horizontalerRadius+1),xResolution*100)-
(horizontalerRadius+1)));
    y = vertikalerRadius/horizontalerRadius*sqrt(horizontalerRadius^2-
x.^2);
    dy=gradient(y)./gradient(x);

    % Kurve nach rechts erweitern, damit auch für niedrige y-Werte
    % ein Schnittpunkt gefunden werden kann
    erweiternUm = horizontalerRadius+ellipsenversatz;
    kurve = berechnung(x,y,dy,xResolution*100,erweiternUm);

    % Ellipse nochmal berechnen, aber diesmal mit weniger Punkten
    x = abs(flip(logspace(0,log10(horizontalerRadius+1),xResolution)-
(horizontalerRadius+1)));
    y = vertikalerRadius/horizontalerRadius*sqrt(horizontalerRadius^2-
x.^2);
    ellipse = [x;y];

    xWerteKristallisationskurve = kurve(:,1);
    yWerteKristallisationskurve = kurve(:,2);

    ellipsenROI = [[ellipse(1,:) flip(ellipse(1,)+ellipsenversatz,2)] ;
[ellipse(2,:) flip(ellipse(2,:),2)]];
    ellipsenROI = [ellipsenROI ellipsenROI(:,1)']; % Bereich schließen

    tmclKurve = [];

    schritte = xResolution/schrittweite;

    % Beschnitt der Ergebnismenge und manuelle Erweiterung zum
    % Glätten der Daten:
    for i = 1:schritte*0.95

        schritt = round(i*schrittweite);

```

```

aktuelleVerschiebung = -kurve(schritt,1);

kurveVerschoben = [kurve(:,1)+aktuelleVerschiebung, kurve(:,2)];
[schnittX,schnittY] =
intersections(kurveVerschoben(:,1),kurveVerschoben(:,2),ellipsenROI(:,1),ellipsenROI(:,2),1);
schnittX = sort(uniqetol(schnittX));
schnittY = sort(uniqetol(schnittY));

if length(schnittX)>1
    [~,cutPoint1] = min(abs(kurveVerschoben(:,1)-schnittX(1)));
    [~,cutPoint2] = min(abs(kurveVerschoben(:,1)-schnittX(2)));

    if(cutPoint1 ~= cutPoint2)
        abschnitt = kurveVerschoben(cutPoint2:cutPoint1,:);
        % Es kann vorkommen, dass die Kristallisationsverlaufskurve zu
        grob aufgelöst ist.
        % In diesen Fällen muss der direkte Abstand der beiden
        Schnittpunkte genommen werden, nicht
        % die Länge des aktuellen Segments der
        Kristallisationsverlaufskurve. Ob dies der Fall ist,
        % wird (willkürlich) festgelegt anhand des Kriteriums, dass
        der Überstand des aktuellen
        % Kurvensegments von den Ellipsen auf beiden Seiten maximal
        ein Fünftel der aktuellen
        % x-Auflösung der Kurve betragen darf

        currentPointSpacing = (x(i+1)-x(i));
        direkterAbstand = sqrt( (schnittX(1)-schnittX(2))^2 +
(schnittY(1)-schnittY(2))^2 );
        abstandKurvenabschnitt1 = sqrt( (max(schnittX)-
abschnitt(1,1))^2 + (max(schnittY)-abschnitt(1,2))^2 );
        abstandKurvenabschnitt2 = sqrt( (min(schnittX)-
abschnitt(2,1))^2 + (min(schnittY)-abschnitt(2,2))^2 );
        if abstandKurvenabschnitt1 > currentPointSpacing/5 ||
abstandKurvenabschnitt2 > currentPointSpacing/5
            laengeZwischenEllipsen = direkterAbstand;
        else
            laengeZwischenEllipsen = laengeEntlangKurve(abschnitt);
        end
    else
        % Die Kristallisationsverlaufskurve ist in
        % diesem Bereich nicht fein genug aufgelöst.
        % Ein Abstand entlang der Kurve kann also nicht
        % bestimmt werden. Stattdessen wird der direkte
        % Abstand der benachbarten Punkte genommen
        laengeZwischenEllipsen = sqrt( (schnittX(2)-schnittX(1))^2 +
(schnittY(2)-schnittY(1))^2 );
        abschnitt = [NaN,NaN];
    end

    tmcl = [schnittY(1), laengeZwischenEllipsen];
    tmclKurve = [tmclKurve; tmcl];

end

end

smoothingFactor = xResolution / 500;

```

```

    ergebnis = [vertikalerRadius 0;
smoothdata(tmclKurve,'gaussian',smoothingFactor); 0 ellipsenversatz];
    integral = -trapz(ergebnis(:,1),ergebnis(:,2));

    nameDatenreiheKurz = '';
    if plotten == 1
        % Wenn es mehr als eine Faktorstufe gibt: hier aufschlüsseln
        if isnan(allesGleicherVertRadius), nameDatenreiheKurz =
append(nameDatenreiheKurz, 'r_v = ', num2str(vertikalerRadius), ' mm; '); end
        if isnan(allesGleicherHorizRadius), nameDatenreiheKurz =
append(nameDatenreiheKurz, 'r_h = ', num2str(horizontalerRadius), ' mm; ');
end
        if isnan(allesGleicheDefGeschw), nameDatenreiheKurz =
append(nameDatenreiheKurz, 'v_def = ', num2str(defGeschw), ' mm/s; '); end
        if isnan(allesGleicheSchweissGeschw), nameDatenreiheKurz =
append(nameDatenreiheKurz, 'v_s = ', num2str(schweissGeschw), ' mm/s; '); end
        if ~isempty(nameDatenreiheKurz), nameDatenreiheKurz =
nameDatenreiheKurz(1:end-2); end % letztes Semikolon entfernen
        nameDatenreiheKurz = [nameDatenreiheKurz, ' (A = ',
num2str(integral), ')'];

plot(ergebnis(:,1),ergebnis(:,2),'LineWidth',1.5,'DisplayName',nameDatenreih
eKurz);

    % Genauigkeit der Glättungsoperation überprüfen:
    plot(tmclKurve(:,1),tmclKurve(:,2));
end

    if saveSingleFiles == 1
        nameDatenreihe = ['r_v = ', num2str(vertikalerRadius), ' mm; r_h =
', num2str(horizontalerRadius), ' mm; v_def = ', num2str(defGeschw), '
mm/s; v_s = ', num2str(schweissGeschw), ' mm/s', ' (A = ',
num2str(integral), ')'];

        stringVertikalerRadius =
strrep(num2str(vertikalerRadius), '.', ',');
        stringHorizontalerRadius =
strrep(num2str(horizontalerRadius), '.', ',');
        stringDefGeschw = strrep(num2str(defGeschw), '.', ',');
        stringSchweissGeschw = strrep(num2str(schweissGeschw), '.', ',');

        fileName =
[folder, '/rv', stringVertikalerRadius, '_rh', stringHorizontalerRadius, '_vdef',
stringDefGeschw, '_vs', stringSchweissGeschw, '_', num2str(xResolution), 'x', num2
str(schritte), 'schritte.mat'];

save(fileName, 'nameDatenreihe', 'vertikalerRadius', 'horizontalerRadius', 'defG
eschw', 'schweissGeschw', 'ergebnis', 'integral');
end

    diesesErgebnis = struct();
    diesesErgebnis.r_v = vertikalerRadius;
    diesesErgebnis.r_h = horizontalerRadius;
    diesesErgebnis.v_def = defGeschw;
    diesesErgebnis.v_s = schweissGeschw;
    diesesErgebnis.integral = integral;

    if isnumeric(ergebnisSpeicher)
        ergebnisSpeicher = diesesErgebnis;

```

```

else
    ergebnisSpeicher(end+1) = diesesErgebnis;
end

completedCalculations = completedCalculations+1;
calculationsToGo = totalCalculations - completedCalculations;

currentTime = now;
elapsedTime = etime(datevec(currentTime),datevec(startTime));
secondsPerCalculation = elapsedTime / completedCalculations;
remainingTime = seconds(calculationsToGo * secondsPerCalculation);
remainingTime.Format = 'hh:mm:ss';
sPercentage =
sprintf('%.2f',completedCalculations/totalCalculations*100);

status1 = [num2str(completedCalculations), ' von ',
num2str(totalCalculations), ' Berechnungen abgeschlossen (' ,sPercentage, '
%).'];
status2 = ['Verbleibende Zeit (hh:mm:ss): ca. ',
char(remainingTime)];
status = sprintf('%s\n%s', status1, status2);

waitbar(completedCalculations/totalCalculations,progressWindow,status);

    end
end
end
end

if length(vertikalerRadiusArray) > 1
    stringVertikalerRadius =
[strep(num2str(vertikalerRadiusArray(1)),'.',' ',''),'-
',strep(num2str(vertikalerRadiusArray(end)),'.',' ','')];
else
    stringVertikalerRadius =
strep(num2str(vertikalerRadiusArray(1)),'.',' ','');
end

if length(horizontalerRadiusArray) > 1
    stringHorizontalerRadius =
[strep(num2str(horizontalerRadiusArray(1)),'.',' ',''),'-
',strep(num2str(horizontalerRadiusArray(end)),'.',' ','')];
else
    stringHorizontalerRadius =
strep(num2str(horizontalerRadiusArray(1)),'.',' ','');
end

if length(defGeschwArray) > 1
    stringDefGeschw = [strep(num2str(defGeschwArray(1)),'.',' ',''),'-
',strep(num2str(defGeschwArray(end)),'.',' ','')];
else
    stringDefGeschw = strep(num2str(defGeschwArray(1)),'.',' ','');
end

if length(schweissGeschwArray) > 1
    stringSchweissGeschw = [strep(num2str(schweissGeschwArray(1)),'.',' ',''),'-
',strep(num2str(schweissGeschwArray(end)),'.',' ','')];

```

```

else
    stringSchweissGeschw = strep(num2str(schweissGeschwArray(1)), '.', ',');
end

% Für den Import in Matlab müssen die Spalten als einzelne Variablen
% extrahiert werden:

r_v = [ergebnisSpeicher.r_v]';
r_h = [ergebnisSpeicher.r_h]';
v_def = [ergebnisSpeicher.v_def]';
v_s = [ergebnisSpeicher.v_s]';
integral = [ergebnisSpeicher.integral]';

fileName = [folder, '/_integrale-rv', stringVertikalerRadius, ...
    '_rh', stringHorizontalerRadius, '_vdef', stringDefGeschw, ...
    '_vs', stringSchweissGeschw, '_', num2str(completedCalculations), 'rechnungen.ma
t'];
save(fileName, 'r_v', 'r_h', 'v_def', 'v_s', 'integral');

delete(progressWindow);

currentTime = now;
elapsedTime = etime(datevec(currentTime), datevec(startTime));
secondsPerCalculation = seconds(elapsedTime / completedCalculations);
secondsPerCalculation.Format = 'mm:ss';
elapsedTime = seconds(elapsedTime);
elapsedTime.Format = 'hh:mm:ss';
finalStatus = [num2str(completedCalculations), ' Berechnungen in
', char(elapsedTime), ' durchgeführt (hh:mm:ss). Zeit pro Rechenschritt
(mm:ss): ', char(secondsPerCalculation)];
fprintf('\n\nENDE --- %s\n\n', finalStatus);

%% Funktionen

function length = laengeEntlangKurve(abschnitt)

x = abschnitt(:,1);
y = abschnitt(:,2);
n = numel(x);
length = 0.0;
for i = 1:n-1
    length = length + sqrt( (x(i+1)-x(i))^2 + (y(i+1)-y(i))^2 );
end

end

function kurve = berechnung(x,y,dy,schritte,erweiternUm)

kurve = zeros(schritte,2);

for i = 1:schritte

    ys = y(i);

```

```
if i==1
    xint = 0;
else
    lastX = kurve(i-1,1);
    xint = lastX+(y(i-1)-y(i))*dy(i);
end

kurve(i,1) = xint;
kurve(i,2) = ys;
end

letzterPunkt = min(kurve(:,1));
neuerLetzterPunkt = letzterPunkt-erweiternUm;
neuerLetzterPunkt = [neuerLetzterPunkt,0];
kurve = [kurve; neuerLetzterPunkt];

% Interpolieren:
kx = kurve(:,1);
ky = kurve(:,2);

intX = logspace(0,log10(abs(min(kx))),schritte/100)-1;

intY = interp1(kx,ky,-intX);
kurve = [-intX; intY]';

end
```

