

Dipl.-Ing. Martin Wolf

**Zur Phänomenologie der
Heißrissbildung beim Schweißen
und Entwicklung aussagekräftiger
Prüfverfahren**

Die vorliegende Arbeit entstand an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM). Es handelt sich hierbei um eine vom Fachbereich Maschinenbau der Helmut-Schmidt-Universität/Universität der Bundeswehr Hamburg genehmigte Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades Doktor der Ingenieurwissenschaften – Dr.-Ing. – vorgelegt von Dipl.-Ing. Martin Wolf aus Kronberg im Taunus.

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. H. Hoffmeister
Prof. Dr.-Ing. Th. Böllinghaus
Priv.-Doz. Dr.-Ing. G. Huismann

Tag der
mündlichen Prüfung: 22. September 2006

Impressum

**Zur Phänomenologie der Heißrissbildung
beim Schweißen und Entwicklung
aussagekräftiger Prüfverfahren**

2006

Herausgeber:

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)

Unter den Eichen 87

12205 Berlin

Telefon: +49 30 8104-0

Telefax: +49 30 8112029

E-mail: info@bam.de

Internet: www.bam.de

Copyright © 2006 by Bundesanstalt für
Materialforschung und -prüfung (BAM)

Verlag und Vertrieb:

Wirtschaftsverlag NW

Verlag für neue Wissenschaft GmbH

27568 Bremerhaven

Telefon: +49 471 94544-0

Telefax: +49 471 94544-77

Layout: BAM-Arbeitsgruppe Z.64

ISSN 1613-4249

ISBN-10: 3-86509-599-2

ISBN-13: 978-3-86509-599-2

***Gewidmet meiner Mutter Ursula Wolf, geb. Beck
(* 22. März 1938 – † 1. September 2003)***

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Angestellter an der Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung in der Fachgruppe V.5 „Sicherheit in der Füge­technik“.

Für die Anregung zu diesem Thema, die tatkräftige Unterstützung und die großzügige Förderung sowie für die Übernahme des Gutachtens möchte ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Böllinghaus herzlich danken. Mein besonderer Dank gilt auch Herrn Prof. Dr.-Ing. Hoffmeister für sein Interesse an meiner Dissertation und die Bereitschaft zur Übernahme des Hauptgutachtens. Weiterer Dank gebührt Herrn Priv.-Doz. Dr.-Ing. Huismann für die Übernahme des Zweitgutachtens. Darüber hinaus möchte ich mich bei Herrn Dr.-Ing. Thomas Kannengießner für die freundschaftliche Unterstützung sowie die vielen hilfreichen und interessanten Anregungen bei der Korrektur dieser Arbeit bedanken.

Mein Dank gilt weiterhin allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern der Fachgruppe V.5 „Sicherheit in der Füge­technik“ für die Unterstützung bei der Vorbereitung, Durchführung und Auswertung der experimentellen Untersuchungen. Besonders hervorheben möchte ich an dieser Stelle Herrn Andreas Hannemann, Frau Marina Marten, Herrn Marco Lammers und Herrn Thomas Michael. Besonders danke ich weiterhin meiner Kollegin Karen Stelling sowie meinen Kollegen Peter Zimmer, Mathias Neuhaus, Ekkarut Viyanit und Dirk Seeger für die konstruktive, freundliche Zusammenarbeit und für die ständige Bereitschaft, mir mit Rat und Tat zur Seite zu stehen.

Für die großzügige Bereitstellung von Versuchswerkstoffen möchte ich mich bei Herrn Hoffmann und Herrn Rechenberg vom Unternehmen ThyssenKrupp VDM bedanken.

Ein spezieller Dank gebührt meiner Frau Karolina, die mich bei der Anfertigung dieser Arbeit stets liebevoll unterstützt hat und meiner Tochter Nathalie, die mir Inspiration und Motivation zugleich war.

Augsburg, im September 2006

Zusammenfassung

Zur Ermittlung der Heißrissresistenz beim Schweißen metallischer Werkstoffe können Heißrissstests eingesetzt werden. Obwohl bislang zahlreiche Heißrissstestverfahren entwickelt wurden, kann eine unerwartete Heißrissbildung während der Durchführung von Bauteilschweißungen oftmals nicht verhindert werden. Dies ist einerseits darauf zurückzuführen, dass sich die Bedingungen im Heißrissstest von den thermomechanischen Beanspruchungen einer Bauteilschweißung zu sehr unterscheiden. Andererseits erfolgt die Auswertung der meisten Heißrissversuche mit Hilfe empirischer Parameter, mit denen die eigentlichen Mechanismen der Heißrissentstehung jedoch nur unzureichend quantifiziert werden können.

Ein wesentliches Ziel war es daher, aussagekräftige Methoden zur Quantifizierung des Heißrissverhaltens beim Schweißen zu entwickeln und damit einen Beitrag zur Erhöhung der Heißrissicherheit geschweißter Bauteile zu leisten. Als Voraussetzung hierfür wurde der Modifizierte Vareststraint Transvareststraint Heißrissstest (MVT-Test) dahingehend erweitert, dass die Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit über einen sehr weiten Bereich, bis hin zur quasi instantanen Beanspruchung, variiert werden kann. Als Versuchswerkstoff wurde die Legierung Alloy 602 CA verwendet, die eine ausgeprägte Abhängigkeit der Heißrissresistenz vom jeweils verwendeten Schutzgas aufweist. Durch den Einsatz der Schutzgase Ar 4.8 und Ar + 1% N₂ konnte somit ein heißrisskritisches als auch ein heißrissunkritisches Werkstoffverhalten untersucht werden.

Zur weiteren Aufklärung der Erstarrungsrissmechanismen wurde zunächst ein kombiniertes Modell entwickelt, mit dem gezeigt werden kann, dass die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} und die erstarrungsrisskritische Dehngeschwindigkeit $(d\varepsilon/dt)_{krit}$ unabhängig voneinander sind und durch unterschiedliche Versuchskonzepte ermittelt werden müssen. Mit Hilfe numerischer Temperaturfeldberechnungen, in denen die realen, rekonstruierten Schmelzbadgeometrien verwendet wurden, konnte die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur für die Legierung Alloy 602 CA in Abhängigkeit verschiedener Schweißparameter und der untersuchten Schutzgase bestimmt werden. Dabei zeigte sich, dass sich die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur durch Verwendung von Ar + 1% N₂ deutlich erhöht. Darüber hinaus besteht eine signifikante Abhängigkeit der erstarrungsrisskritischen Grenztemperatur von den eingesetzten Schweißparametern. Mit Hilfe des MVT-Tests wurden außerdem Versuche mit variabler Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit sowohl im Vareststraint- als auch im Transvareststraint-Modus durchgeführt und verschiedene Heißrissparameter, die mit diesen Versuchen ermittelt wurden, quantitativ ausgewertet. Hinsichtlich einer ausschließlich metallurgischen Bestimmung der Heißrissresistenz von Werkstoffen lassen sich Unterschiede im Vareststraint-Modus deutlicher messen als im Transvareststraint-Modus. Für eine Übertragbarkeit von Heißrissstests wurden kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten, bei denen gerade noch keine Erstarrungsrissbildung auftrat, mit Hilfe von MVT-Versuchen experimentell ermittelt. Unter Einsatz thermomechanischer Simulationen wurden daraus die lokalen kritische Dehngeschwindigkeiten in unmittelbarer Umgebung eines Schmelzbades berechnet. Es wird gezeigt, dass die lokalen kritischen Dehnungen und Dehngeschwindigkeiten ein Risskriterium für die Übertragbarkeit zum neu entwickelten Controlled Tensile Weldability Test (CTW-Test) darstellen.

Abstract

For determining the hot cracking resistance of materials during welding of metallic materials it is possible to employ hot cracking tests. Despite numerous hot cracking tests have been developed till now, unexpected hot cracking during welding cannot always be avoided. This is on the one hand ascribed to the fact that the conditions prevalent in hot cracking testing differ too strongly from the thermomechanical loads imposed during component welding. On the other hand, evaluation of most hot cracking tests is carried out using empiric parameters which, however, fall short of adequate quantification of the actual hot cracking mechanism.

A key aim of this study was therefore to develop convincing methods for quantifying the hot cracking behaviour during welding, and thus to make a contribution towards improving the hot cracking resistance of welded components. As a prerequisite, the Modified Varestraint Transvarestraint-Test (MVT-Test) was first upgraded with a view to varying the specimen loading rate over a very wide range up to quasi-instantaneous loading. As test material, Alloy 602 CA was chosen which exhibits a pronounced dependence of hot cracking resistance on the respective shielding gas. With the use of Ar 4.8 and Ar + 1% N₂ as shielding gases, hot crack-critical as well as hot crack-uncritical material behaviour could be investigated. For further elucidation of the solidification cracking mechanism, a combined model was first developed which can be used to demonstrate that the solidification crack-critical limiting temperature T_{ER} and the solidification crack-critical strain rate $(d\varepsilon/dt)_{krit}$ are largely independent of each other and must be determined using various test concepts.

Numerical temperature calculations with first implementation of the reproduced real weld pool geometries helped to determine the solidification crack-critical limiting temperature for Alloy 602 CA as a function of different welding parameters and of the investigated shielding gases. It is demonstrated that the solidification crack-critical limiting temperature rises significantly with the use of Ar + 1% N₂. In addition to this, the solidification crack-critical limiting temperature is significantly dependent on the applied welding parameters. The MVT-Test was also used to conduct experiments with variable specimen loading rate in both the Varestraint and the Transvarestraint mode. Various hot cracking parameters determined in these experiments were evaluated quantitatively. With regard to exclusively qualitative determination of the hot cracking resistance of materials it was found that the measurable differences are more distinct in the Varestraint mode than in the Transvarestraint mode.

For hot cracking test transferability investigations, the very critical specimen loading rates at which solidification cracking does not occur yet, were experimentally determined in MVT-Tests. Using the obtained results in conjunction with thermomechanical simulations, the local critical strain rates in the immediate vicinity of the weld pool were calculated. It is shown that the local critical strains and strain rates constitute a crack criterion for the transferability to the newly developed Controlled Tensile Weldability Test (CTW-Test).

Keywords: *Solidification cracking, liquation cracking, global strain, local strain, transferability, Modified Varestraint Transvarestraint Test, weld pool geometry, hot cracking parameter, Controlled Tensile Weldability Test, Alloy 602 CA*

Inhaltsverzeichnis

I	Einleitung	1
II	Stand der Technik	3
II.1	Heißrisse	3
II.1.1	Definition	3
II.1.2	Grundsätzliche Betrachtungen zur Heißrissentstehung	7
II.2	Einflüsse auf die Erstarrungsprozesse beim Schmelzschweißen	9
II.2.1	Gleichgewichtserstarrung	9
II.2.2	Ungleichgewichtserstarrung	10
II.2.3	Konstitutionelle Unterkühlung	11
II.2.4	Erstarrung und Mikrostruktur	12
II.2.5	Schmelzbadgeometrie	14
II.3	Thermomechanik beim Schweißen	18
II.4	Untersuchungen zur Heißrisbildung	20
II.4.1	Ursachen einer Heißrisbildung	20
II.4.1.1	Quantifizierung der metallurgischen Einflüsse	20
II.4.1.2	Quantifizierung thermomechanischer Einflüsse – MISO Methode	24
II.4.1.3	Quantifizierung thermomechanischer Einflüsse – Numerische Verfahren	25
II.4.2	Theoretischer Ansatz	27
II.4.2.1	Heißrissekriterium von Prokhorov	28
II.4.2.2	Rate of Feeding / Rate of Shrinkage – Modell	29
II.4.2.3	Rappaz - Drezet - Gremaud (RDG)-Heißrissekriterium	32
II.5	Experimentelle Ansätze (Auswahl)	36
II.6	Heißrisstests mit eigenbeanspruchenden Proben	39
II.6.1	Beanspruchung durch Probengeometrie	39
II.6.1.1	Zug- und Biegeprüfung	39
II.6.1.2	Doppelkehlnahtprobe	40
II.6.1.3	Zylinderprobe	41
II.6.1.4	Ringnutprobe – Ringsegmentprobe – Circular Patch Test	41
II.6.1.5	Houldcroft-Probe	42
II.6.2	Beanspruchung mittels separater Einspannvorrichtung	43
II.6.2.1	Fisco-Test	43
II.6.2.2	Instrumented Restraint Cracking Test	44
II.6.2.3	Sigmajig-Test	45
II.6.2.4	U-type Heißrisstest	46
II.6.3	Bewertung der eigenbeanspruchenden Heißrisstests	46
II.7	Heißrisstests mit fremdbeanspruchten Proben	47
II.7.1	Beanspruchung durch Zug	47
II.7.1.1	Heiß-Zug-Versuch nach Gleeble	47
II.7.1.2	Heiß-Deformationsrate-Versuch (HDR-Versuch)	48
II.7.1.3	Programmierbarer Verformungsraten Test (PVR-Test)	49
II.7.2	Beanspruchung durch Biegung	50
II.7.2.1	Varestraint-Test	50

II.7.2.2	Transvarestreint-Test	50
II.7.2.3	Modifizierter Varestreint Transvarestreint Test (MVT-Test)	51
II.7.2.4	Laserspezifischer Heißrisstest (LSHRT)	53
II.7.3	Beanspruchung durch Scherung	55
II.7.3.1	Variable Deformation Rate-Test (VDR-Test)	55
II.7.3.2	KSLA-Test	55
II.7.4	Bewertung der fremdbeanspruchenden Heißrisstests	56
II.7.5	Stand der Standardisierung	57
II.8	Zielstellung der Arbeit	59
III	Versuchswerkstoff, Versuchsvorrichtungen und numerischer Ansatz	63
III.1	Charakterisierung des Versuchswerkstoffs	63
III.2	Spezifisches Heißrisverhalten des Alloy 602 CA	64
III.3	Grundlagen zur Durchführung der numerischen Simulationen	66
III.3.1	Werkstoffdaten für die numerischen Simulationen	69
III.3.1.1	Werkstoffkennwerte für die Temperaturfeldberechnungen	69
III.3.1.2	Werkstoffkennwerte für die thermomechanischen Berechnungen	70
III.4	Konstruktive Auslegung der MVT-1 und MVT-2 Anlage	73
III.5	Neukonzeption der MVT-2 Anlage	74
III.6	Messung und Simulation der mechanischen Probendeformation in der MVT-2 Anlage	77
III.7	Vorrichtung zur Messung von Querverschiebungen während einer Schweißung	80
III.8	Probenvorbereitung und Versuchsparameter	81
IV	Ergebnisse und Diskussion	83
IV.1	Entwicklung eines kombinierten Erstarrungsrissmodells	83
IV.1.1	Brückenmodell zur Beschreibung der lokalen Grenzdehnung	85
IV.1.2	Experimentelle Verifikation des kombinierten Erstarrungsrissmodells	87
IV.1.3	Ansatz zur Ermittlung von Erstarrungsrisskriterien	90
IV.2	Numerische Berechnung der Temperaturverteilung in unmittelbarer Umgebung eines Schweißbades	92
IV.2.1	Rekonstruktion der Schmelzbadgeometrie	92
IV.2.2	Bestimmung der Geometrie- und Formparameter	94
IV.2.3	Berücksichtigung der Schmelzbadgeometrie in den numerischen Simulationen	99
IV.2.4	Validierung der numerischen Temperaturfeldberechnungen	101
IV.3	Identifizierung von Heißrisparametern	106
IV.3.1	MVT-2 Versuche mit schneller Beanspruchung	106
IV.3.1.1	Bestimmung der maximalen Erstarrungsrisslängen	106
IV.3.1.2	Berechnung der erstarrungsrisskritischen Grenztemperatur T_{ER}	109
IV.3.1.3	Schnelle Beanspruchung im Varestreint - Modus	116
IV.3.2	MVT-2 Versuche mit variabler Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit	118
IV.3.2.1	Symmetrien der Erstarrungsrissentstehung im Varestreint-Modus	118

IV.3.2.2	Vergleichende Untersuchungen im Varest- und im Transvarest-Modus	121
IV.3.2.3	Einfluss der Schweißparameter auf die Heißrissparameter	125
IV.3.3	Übersicht über die ermittelten kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten im MVT-2 Test	127
IV.4	Übertragbarkeit von Heißrissstests	129
IV.4.1	Konzept zur Übertragbarkeit von Heißrissstestergebnissen	130
IV.4.1.1	Zwei - Zonen Modell	130
IV.4.1.2	Kontinuummechanischer Ansatz zur numerischen Bestimmung lokaler Dehngeschwindigkeiten	134
IV.4.2	Numerische Simulationen des MVT-2 – Versuchs	135
IV.4.2.1	Spannungsverteilungen beim simulierten MVT-2 Versuch	135
IV.4.3	Messungen der Querverschiebungen in unmittelbarer Nähe des Schmelzbades	137
IV.4.4	Bestimmung der lokalen Dehngeschwindigkeiten	139
IV.4.4.1	Quantifizierung der lokalen Dehngeschwindigkeiten in Abhängigkeit der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit	140
IV.4.4.2	Aufstellung eines Erstarrungsrisskriteriums	142
IV.5	Übertragung des MVT-2 Risskriteriums	144
IV.5.1	Controlled Tensile Weldability Test (CTW-Test)	144
IV.5.2	Ermittlung der kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten im CTW-Test	146
IV.5.3	Numerische Simulationen des CTW-Tests zur Bestimmung kritischer lokaler Dehngeschwindigkeiten	147
IV.6	Übertragung der Standard-Testbedingungen von MVT-1 auf MVT-2	150
IV.6.1	Gesenkgeometrien der MVT-1 und MVT-2 Anlage	151
IV.6.2	Bestimmung der Traversenhubgeschwindigkeit des MVT-1 Tests	153
IV.6.3	Äquivalente Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage	155
V	Weiterführende Untersuchungsmöglichkeiten zur Übertragbarkeit von Heißrissstests	159
V.1	Numerische Simulation der mechanischen Probendeformation im laserspezifischen Heißrissstest	159
V.2	Übertragbarkeit der Probenbeanspruchung zum MVT-2 Test	164
VI	Zusammenfassung und Schlussfolgerungen	167
VII	Literaturverzeichnis	173
VIII	Bildverzeichnis	187
IX	Tabellenverzeichnis	195
X	Abkürzungen und Formelzeichen	197

I Einleitung

Die Vermeidung von Heißrissen während der Herstellung und Verarbeitung metallischer Werkstoffe stellt eine wesentliche Voraussetzung für die Sicherheit und Zuverlässigkeit von Bauteilen oder Konstruktionen dar. Während die Heißrissicherheit bis zur Produktion von Halbzeugen bei weitgehend gleichbleibenden Randbedingungen optimiert werden kann, können naturgemäß bei einer anschließenden schweißtechnischen Weiterverarbeitung der Werkstoffe höchst unterschiedliche Erstarrungs- und Umgebungseinflüsse vorliegen. Diese jedoch können in unterschiedlicher Weise auf eine Heißrissentstehung einwirken und müssen daher zur Bewertung der Heißrissicherheit beim Schweißen hinreichend berücksichtigt werden. Die komplexen Wechselwirkungen zwischen Werkstoff und äußeren Einflüssen beim Schweißen sind ein Hauptgrund dafür, weshalb die Quantifizierung der Heißrissicherheit bis heute nur unzureichend möglich ist und deshalb verbessert werden muss.

In diesem Zusammenhang ist nicht nur hervorzuheben, dass Risse generell in dynamisch beanspruchten Bauteilen die gefährlichsten Schweißimperfectionen darstellen können [1], sondern auch, dass insbesondere Mikroheißrisse nach einem Schweißprozess mit den etablierten zerstörungsfreien Prüfmethoden kaum detektiert werden können. Oft werden diese somit erst als Folge ihrer Kerbwirkung, durch welche beispielsweise eine Makrorissbildung initiiert werden kann, nach mehreren Jahren sichtbar [2]. Ein weiteres Gefahrenpotential von Heißrissen wurde in kürzlich durchgeführten Untersuchungen aufgedeckt, in denen gezeigt werden konnte, dass infiltrierbare Heißrisse auch das Korrosionsverhalten eines Werkstoffs ungünstig beeinflussen können [3] [4] [5]. Das Auftreten von Heißrissen kann darüber hinaus die Prozessgrenzen moderner Laser- und Hybridschweißverfahren erheblich einschränken und deren Wirtschaftlichkeit für bestimmte Anwendungen somit in Frage stellen [6].

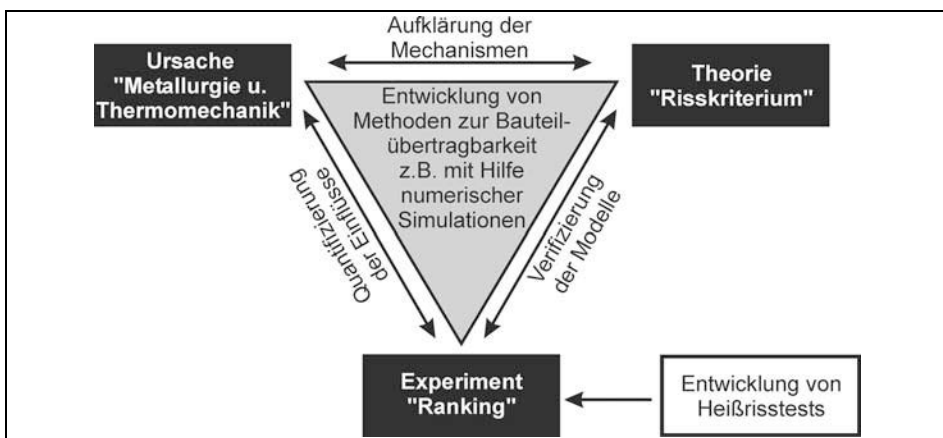


Bild 1: Einteilung der Ansätze zur Untersuchung der Heißrissbildung

Da die Mechanismen der Heißrissentstehung bis heute nur unzureichend aufgeklärt und quantifiziert werden konnten, bestand das primäre Ziel dieser Arbeit darin, Untersuchungen zum Entstehungsmechanismus und zur Entwicklung aussagekräftigere Prüfmethoden durchzuführen. Als übergeordnete Ziele sollen hierdurch

- eine weitere Optimierung von Schweißverfahren bzw. von Schweißparametern unter Berücksichtigung der spezifischen Heißrissresistenz eines Werkstoffs,
- eine genauere Chargen- bzw. Qualitätskontrolle hinsichtlich des Heißrissverhaltens von Grund- und Schweißzusatzwerkstoffen,
- ein verbesserter Nachweis der vorhandenen bzw. erhöhten Heißrissicherheit bei Neu- und Weiterentwicklungen von Werkstoffen

erreicht werden.

Zur Systematisierung der umfangreichen Heißrissliteratur wurde im Rahmen dieser Arbeit das in Bild 1 dargestellte Schema entwickelt und zur Gliederung weiterer Teile des Kapitels „Stand der Technik“ eingesetzt. Mit Hilfe dieses Schemas konnten ausgewählte Arbeiten zur Heißriss-thematik einem von den drei grundlegenden Ansätzen „Ursache“, „Theorie“ und „Experiment“ zugeordnet werden. Während der Ansatz „Ursache“ Arbeiten über die metallurgischen und thermomechanischen Untersuchungen zur Heißrissbildung beinhaltet, werden im Ansatz „Theorie“ Risskriterien entwickelt. Im Ansatz „Experiment“ hingegen lassen sich Rankingversuche bzw. Arbeiten über die Anwendung von Heißrisstests zusammenfassen. Dem Ansatz „Experiment“ steht die „Entwicklung von Heißrisstests“ voran, welche die Voraussetzung für experimentelle Untersuchungen darstellt.

Dieses, in Bild 1 entwickelte Schema reflektiert die grundsätzlichen Ansätze zur Untersuchung der Phänomene der Heißrissbildung. Weitere Ansätze, wie beispielsweise „Quantifizierung der Einflüsse“ lassen sich aus den grundlegenden Ansätzen ableiten. Ein wesentliches Ziel besteht darin, neben einer qualitativen insbesondere auch eine quantitative Vergleichbarkeit und Übertragbarkeit der Heißrisstestergebnisse zu erreichen. Wie hierfür numerische Simulationen eingesetzt werden können, wird eingehend dargestellt.

II Stand der Technik

II.1 Heißrisse

II.1.1 Definition

Der Begriff „Heißriss“ beim Schmelzschweißen umfasst drei verschiedene, voneinander zu unterscheidende Rissphänomene, deren gemeinsames Merkmal die hohe Bildungstemperatur bzw. die örtlich Nähe zum Schmelzbad bei der Entstehung darstellt. Im Gegensatz beispielsweise zu einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung, die erst bei Temperaturen unterhalb von 200 °C auftritt [7] und deren schweißbedingte Ursachen sich insbesondere durch gezielte Nachwärmprozeduren weitgehend beseitigen lassen [8], bilden sich Heißrisse teilweise bereits während der Erstarrung einer Schmelze. Im Vergleich zu Kaltrissen werden Heißrisse somit unmittelbar durch die temperaturbedingten Effekte beim Schweißprozess verursacht.

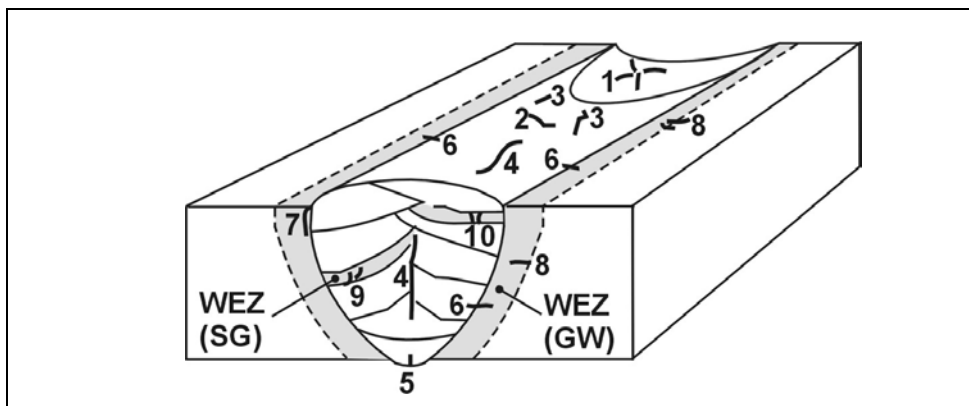
Heißrisse werden in den aktuellen nationalen und internationalen Normen und Regelwerken vornehmlich über den Temperaturbereich und/oder den Zeitpunkt ihrer Entstehung definiert. Im DVS-Merkblatt 1004-1 [9] wird neben einer zeitlichen bzw. implizit temperaturbasierten Definition mit dem Wortlaut: *„Heißrisse entstehen während des Schweißens bei beginnender Abkühlung am Übergang flüssig/fest“* darüber hinaus darauf hingewiesen, dass Heißrisse fast immer in Verbindung mit niedrigschmelzenden oder spröden Substanzen auf den Korngrenzen auftreten. In diesem Merkblatt werden, neben den Erstarrungsrisen und den Wiederaufschmelzrisen, die Ductility Dip Cracks (DDCs) als eine weitere Heißrissart definiert. Die DDCs stellen allerdings eine Sonderform der Heißrissbildung dar [10][11]. Der Grund hierfür ist, dass im Gegensatz zu den Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrisen in den bislang durchgeführten Untersuchungen keine Hinweise gefunden werden konnten, dass schmelzflüssige Phasen an ihrer Entstehung beteiligt sind. So sind die DDCs nach aktuellen Untersuchungen von Ramirez und Lippold [12] auf ein Korngrenzgleiten im Bereich der Rekristallisationstemperatur zurückzuführen. Da bislang von keinen gegenteiligen Untersuchungsergebnissen berichtet wurde, umfasst die Definition des Begriffs „Heißriss“ nach DVS-Merkblatt 1004-1 [9] nicht die DDCs und ist somit zu erweitern.

Eine allgemeinere Definition ist in der kürzlich erschienenen Norm ISO 17641-1 [13] enthalten, nach der Heißrisse bei hohen Temperaturen entlang von Korngrenzen (Dendritengrenzen) auftreten, wenn die Größe der Dehnung und die Dehngeschwindigkeit ein bestimmtes Niveau überschreiten. Die Bezeichnungen „hohe Temperaturen“, „Dehnung“ und „Dehngeschwindigkeit“ werden darin allerdings nicht spezifiziert. Zudem ist zu prüfen, ob die gekoppelte Bedingung einer kritischen Dehnung und einer kritischen Dehngeschwindigkeit als Bedingung zur Heißrissentstehung auf alle drei Heißrissarten gleichermaßen zutrifft. Eine solche Kopplung geht zwar aus dem Heißrisskriterium von Prokhorov hervor [14]. Es exis-

tieren jedoch einerseits weitere Heißrisskriterien, die beispielsweise nur von einer kritischen lokalen Dehngeschwindigkeit ausgehen [15], andererseits wird das Heißrisskriterium von Prokhorov vornehmlich zur Beschreibung der Erstarrungsrisssbildung eingesetzt.

Es kann somit festgestellt werden, dass in den vorgestellten Standards angestrebt wurde, den Begriff „Heißriss“ in Verbindung mit den jeweils zugrundegelegten Entstehungsmechanismen zu definieren. Da jedoch der Begriff „Heißriss“ drei unterschiedliche Rissphänomene umfasst und zudem die Heißrissmechanismen bisher nicht vollständig aufgeklärt werden konnten, sollte weiterführend untersucht werden, ob die Beschreibung eines Entstehungsmechanismus zur Definition überhaupt notwendig ist.

Von verschiedenen Autoren [16] [17] [18] wird eine Grenztemperatur zur Definition von Heißrissen favorisiert, nach der Heißrisse oberhalb von $0,5 T_M$ (T_M = Schmelzpunkt in Kelvin) entstehen. Eine solche Definition ist jedoch unpräzise, da kein zeitlicher Bezug zum Schweißprozess besteht. Insbesondere bleibt jedoch die charakteristische Lage der Heißrisse in Bezug auf die Schweißnaht unberücksichtigt.



1) Endkraterriss (ER)	Typ 1A	6) Querriss (WAR)	Typ 1B
2) Querriss (ER)	Typ 1A	7) Kantenriss (WAR)	Typ 1B
3) Längsriss (ER)	Typ 1A	8) DDC in WEZ	Typ 2A
4) Mittenriss (ER) im Längsschliff und im Querschliff (ER)	Typ 1A	9) DDC in WEZ des Mehrlagenschweißgutes	Typ 2C
5) Wurzelriss (ER)	Typ 1A	10) DDC in WEZ des Einlagenschweißgutes	Typ 2B

Bild 2: Bezeichnung von Heißrissen nach ihrer Lage im Schweißgut (SG) oder der Wärmeinflusszone (WEZ) nach [19] mit der Typenklassifizierung nach [16]

Von Hemswoth et al. [16] wurde eine grundlegende Einteilung der drei Heißrissarten in zwei Typen vorgeschlagen: Erstarrungsrisse (ERs) und Wiederaufschmelzrisse (WARs) werden demnach als Typ 1 Heißrisse zusammengefasst, da bei ihrer Entstehung schmelzflüssige Phasen vorhanden sind. Mit den angehängten Buchstaben „A“ für Erstarrungsrisse,

„B“ für Wiederaufschmelzrisse oder „C“ für Heißrisse im Mehrlagenschweißgut kann die Bezeichnung „Typ 1“ zusätzlich präzisiert werden. DDCs hingegen gelten als Risse, die ausschließlich im Kontinuumszustand des Materials auftreten und werden dementsprechend als „Typ 2“ Heißrisse bezeichnet. Auch für die „Typ 2“ Heißrisse wird eine weitergehende Unterscheidung vorgeschlagen. „Typ 2A“ steht demnach für DDCs, die in der Wärmeinflusszone (WEZ) des Grundwerkstoffs auftreten, „Typ 2B“ für DDCs, die im Schweißgut von Einlagenschweißungen (thermisch unbehandeltes Schweißgut) auftreten und „Typ 2C“ für DDCs, die in der WEZ des Schweißguts (thermisch behandeltes Schweißgut) auftreten. Eine Übersicht über die mögliche Lage von Heißrissen in Relation zur Schweißnaht mit den etablierten Bezeichnungen und den vollständigen Typenklassifizierungen nach Hemsworth et al. [16] zeigt Bild 2.

Aus den vorgestellten Betrachtungen folgt, dass sich der Ort der Heißrissentstehung innerhalb oder in unmittelbarer Nähe zum Schweißgut befindet. Dennoch liegen relativ uneinheitliche bzw. ungenaue Heißrissdefinitionen in den Standards oder der Literatur vor. Wesentlich ist letztlich, dass sich der Begriff „Heißriss“ insbesondere durch den Zeitpunkt und die „Heißrissart“ über die Lage zum Schweißgut abgrenzen lässt. Daraus folgt nach eigener Ansicht die ausschließlich phänomenologische Definition:

Heißrisse sind intergranulare bzw. interdendritische Materialimperfectionen. Heißrisse entstehen und wachsen während der Durchführung eines Schmelzschweißprozesses in einer schmelzbadnahen Zone. Zur Unterscheidung von Heißrissarten kann ihre charakteristische Lage wie folgt herangezogen werden:

- 1.) *Erstarrungsrisse (ER) befinden sich innerhalb des Schweißguts.*
- 2.) *Wiederaufschmelzrisse (WAR) befinden sich unmittelbar neben dem jeweils zuletzt erzeugten Schweißgut und können in das jeweils zuletzt erzeugte Schweißgut hineinwachsen.*
- 3.) *Ductility Dip Cracks (DDC) befinden sich in der Regel in einem örtlichen Abstand vom jeweils zuletzt erzeugten Schweißgut, können in seltenen Fällen aber auch innerhalb des jeweils zuletzt erzeugten Schweißguts auftreten.*

Heißrisse können über den Zeitpunkt ihrer Bildung identifiziert werden. Wird eine Heißrissbildung nach einem Schweißprozess aber zunächst nicht entdeckt, ist eine spätere Unterscheidung von anderen Rissphänomenen, wie beispielsweise den meist erst im Betrieb entstehenden Relaxationsrissen [20] [21] oder den Kaltrissen, oft nur durch eine Beurteilung der Bruchtopographie möglich. Zur Identifizierung von Heißrissen und zur Unterscheidung der drei Heißrissarten lassen sich insbesondere mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskops (REM) typische Merkmale heranziehen, die im folgenden anhand verschiedener Nickelbasislegierungen kurz dargestellt werden:

Erstarrungsrisse können sich über wenige Mikrometer bis hin zur gesamten Länge der Schweißnaht erstrecken. Die Bruchtopographie im REM zeigt die charakteristische Struktur aus zeilig angeordneten Dendritenspitzen (Bild 3).

Die Wiederaufschmelzrisse, deren Ursprung im Grundwerkstoff nahe an der Schmelzlinie liegt, können sich bis zur Schmelzlinie aber teilweise auch in das Schweißgut hinein erstrecken. Die Bruchtopographie im REM zeigt die charakteristische Struktur aus eingeformten Dendritenspitzen (Bild 4).

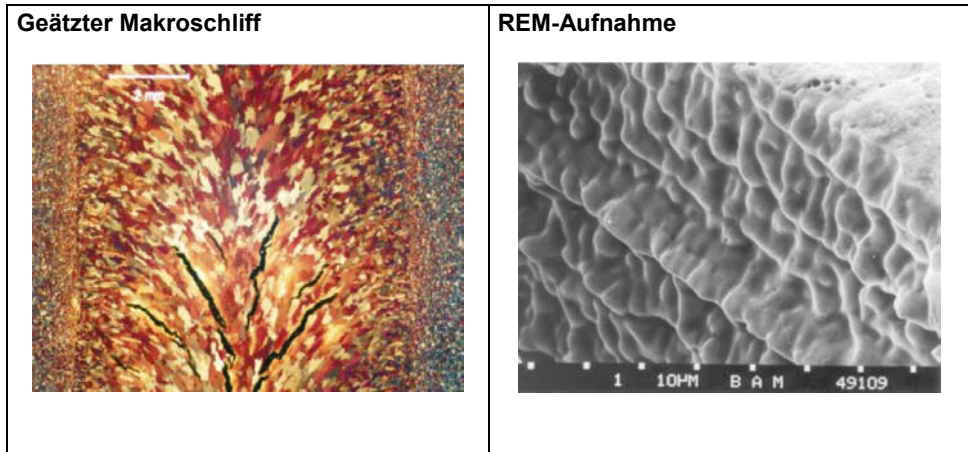


Bild 3: Erstarrungsrisse beim Werkstoff NiCr28FeSiCe (Werkstoff Nr.: 2.4889)

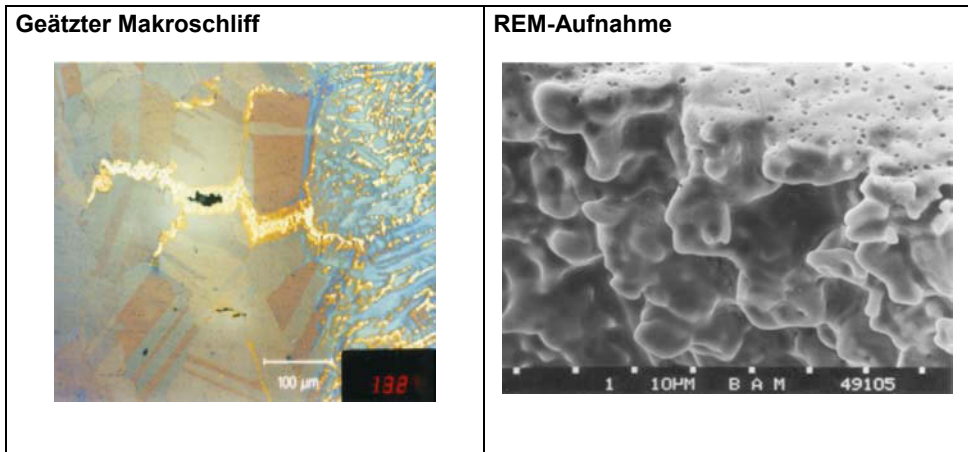


Bild 4: Wiederaufschmelzrisse beim Werkstoff NiMo16Cr15 W (Werkstoff Nr.: 2.4819)

Ductility Dip Cracks (DDCs) treten in einiger Entfernung vom Schweißbad auf (linkes Rissband in der Makroschliffaufnahme in Bild 5). DDCs sind kurz (ca. Korndurchmesser) und treten meist als Cluster auf. Die Bruchtopographie im REM zeigt die charakteristische, relativ glatte Oberflächenstruktur (Bild 5).

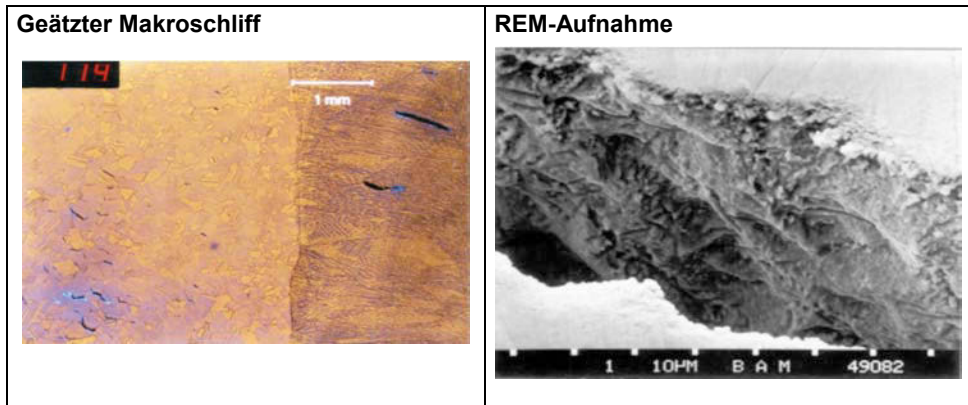


Bild 5: Ductility Dip Cracks beim Werkstoff NiMo27 (Werkstoff Nr.: 2.4615)

Aufgrund ihrer geringen Länge werden Wiederaufschmelzrisse und Ductility Dip Cracks zusammenfassend auch als Mikrorisse (Fissures, Microcracks) bezeichnet [22].

II.1.2 Grundsätzliche Betrachtungen zur Heißrissentstehung

Für die Heißrissbildung beim Schweißen gilt es als empirisch erwiesen, dass bestimmte Werkstoffgruppen, zu denen die Aluminiumlegierungen [23] [24], hochlegierte Walzstähle bzw. Stahlguss [25] [26] sowie die Nickelbasislegierungen [27] [28] gehören, in der Regel eine ausgeprägte Neigung zur Bildung von Heißrissen aufweisen. Die geringe Heißrissresistenz bestimmter Werkstoffgruppen begründet sich meist auf die kubisch-flächenzentrierte Gitterstruktur (kfz-Gittertyp), mit der die entsprechenden Legierungen vorwiegend oder vollständig kristallisieren. In der Literatur wird der Einfluss des Gittertyps auf die Heißrissresistenz häufig anhand der Werkstoffgruppe der hochlegierten Stähle gezeigt, die in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung ferritisch (krz-Gittertyp), austenitisch (kfz-Gittertyp) oder ferritisch/austenitisch erstarren können [29]. Durch die unterschiedlichen Erstarrungsmodi kann der Einfluss des Gittertyps auf die Heißrissneigung deutlich nachgewiesen werden. Folgende heißriss- bzw. erstarrungsrisrelevanten Merkmale zwischen den Gittertypen werden genannt:

- Die Löslichkeit und die Diffusionsgeschwindigkeit von heißrissfördernden Elementen wie z.B. Schwefel ist im kfz-Gittertyp signifikant geringer als im krz-Gittertyp, wodurch Seigerungen und die Bildung niedrigschmelzender (eutektischer) Phasen an den Korngrenzen entsprechend begünstigt werden [30] [31] [32].
- Infolge der gegenüber ferritischen Stählen höheren Wärmeausdehnung bei einer gleichzeitig geringeren Wärmeleitfähigkeit der austenitischen CrNi-Stähle kommt es zu größeren Schrumpfungen, wodurch sich die Gefahr einer Heißrissbildung erheblich erhöht [33].

- Erstarrungsrisse treten häufiger bei einer zellularen als bei einer dendritischen Erstarrung auf. Die Erstarrungsmorphologie hängt sowohl von der Abkühlgeschwindigkeit als auch von der chemischen Zusammensetzung des Schweißguts bzw. der Schmelze ab. Unter schweißtypischen Bedingungen erstarren Legierungen mit einem kfz-Gittertyp meist zellular und Legierungen mit einem krz-Gittertyp meist dendritisch, woraus erhebliche Unterschiede in der Heißrissneigung abzuleiten sind [19].
- Die Duktilität von ferritischen Stählen ist bei hohen Temperaturen größer als von austenitischen Stählen, wodurch in der Nähe des Schmelzbades geringere thermische Spannungen auftreten [34].

Obwohl mit den dargestellten Zusammenhängen bereits insbesondere metallurgische Mechanismen einer Erstarrungsrissbildung in Abhängigkeit des Gittertyps erklärt werden können, besteht zwischen einer Erstarrung im kfz-Gittertyp und einer geringen Erstarrungsrissresistenz dennoch kein zwingender Zusammenhang. Einerseits konnte beispielsweise in umfangreichen MVT-Grundwerkstoffuntersuchungen gezeigt werden, dass diverse Nickelbasislegierungen, welche vollständig in einem kfz-Gittertyp erstarren, gemäß DVS-Merkblatt 1004-2 [35] als „heißrissicher“ zu klassifizieren sind [36]. Andererseits erlangen Legierungen, bei denen aus rein metallurgischen Gründen jede Erstarrung zu einer Erstarrungsrissbildung führt, keine praktische Relevanz bei der schweißtechnischen Verarbeitung. Beispielweise ist bekannt, dass bestimmte hoch schwefelhaltige Automatenstähle aufgrund ihrer sehr geringen Erstarrungsrissresistenz, wenn überhaupt, nur unter äußerst eingeschränkten Bedingungen geschweißt werden können [37] [38]. Davon sind allerdings die Werkstoffe zu unterscheiden, bei denen durch die Verwendung von artungleichen Schweißzusatzwerkstoffen eine Erstarrungsrissbildung vermieden werden kann. Diese Möglichkeit kommt beispielsweise beim Schweißen einiger AlMgSi-Legierungen durch Schweißzusatzwerkstoffe mit einer Siliziumkonzentration $> 2,5\%$ zum Tragen [39].

Aus dem Auftreten von Heißrissen in der Schweißpraxis folgt demnach, dass neben metallurgischen Voraussetzungen die Thermomechanik, welche die mechanische Spannungs-Dehnungs-Reaktion eines Materials auf eine Temperatureinwirkung bezeichnet, eine entscheidende Komponente bei der Heißrissentstehung darstellt. Es muss hierzu betont werden, dass dem thermomechanischen Einfluss auf die Heißrissbildung in der Literatur oftmals keine oder nur eine untergeordnete Bedeutung beigemessen wird. Gerade aber die thermomechanischen Einflüsse können durch konstruktive Maßnahmen der zu schweißenden Bauteile signifikant beeinflusst werden. Hierzu konnte von Cross und Böllinghaus [40] der Zusammenhang zwischen den Einspannbedingungen bauteilähnlicher AlMgSi-Proben und dem Auftreten von Heißrissen hergestellt werden. Es konnte gezeigt werden, dass entgegen der oftmals vorherrschenden Meinung die Erstarrungsrissbildung mit zunehmendem Einspanngrad abnimmt bzw. gänzlich vermieden werden kann.

Auch verfahrensspezifische Einflüsse können eine Heißrissbildung hervorrufen. So wurde eine Heißrissbildung an Baustählen (beispielsweise S355JR, GL-A) nachgewiesen, die für Lichtbogenschweißverfahren als heißrissicher gelten [41]. In den daraufhin initiierten Un-

tersuchungen wurde von Weise [42] ein Zusammenhang zwischen der Heißrissbildung und einer ausgeprägt-mehrachsigen thermomechanischen Spannungs-Dehnungs-Verteilung in Schmelzbadnähe, hervorgerufen durch das in diesem Fall angewendete Lasertiefschweißverfahren, hergestellt.

Die vorgestellten Beispiele verdeutlichen, dass sich eine Heißrissbildung nicht allein durch einen Mechanismus beschreiben lässt. Vielmehr müssen metallurgische und thermomechanische Einflüsse unterschieden werden. Demzufolge stellen die mit dem Schweißen verbundenen Schrumpfungseffekte (infolge der Thermomechanik und der Phasenumwandlung flüssig → fest) die eigentliche Ursache der Heißrissbildung dar. Ob eine Heißrissbildung resultiert, ist abhängig von der Größe der thermomechanischen Beanspruchung und bestimmter, teilweise sehr werkstoffspezifischer Mechanismen bei der Erstarrung. In diesem Zusammenhang muss berücksichtigt werden, dass die Mechanismen bei der Erstarrung neben der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs unter anderem von den Schweiß- bzw. Erstarrungsgeschwindigkeiten abhängen. Im folgenden Kapitel werden deshalb die Einflussgrößen auf die Erstarrungsprozesse detailliert vorgestellt und diskutiert.

II.2 Einflüsse auf die Erstarrungsprozesse beim Schmelzschweißen

Wesentliches Merkmal aller Schmelzschweißverfahren ist das kontinuierliche Aufschmelzen und die nachfolgende Erstarrung eines begrenzten Metallvolumens [43]. Da hierbei die Schmelze von dem bereits erstarrten Werkstoff bzw. dem Grundwerkstoff räumlich eng begrenzt wird und in der Regel durch eine ausgeprägte Überhitzung kaum Kristallisationskeime aufweist, werden die Erstarrungsprozesse beim Schweißen vornehmlich durch eine vom Schmelzbadrand her begünstigte (heterogene) Keimbildung eingeleitet [44]. Dabei neigen insbesondere die Legierungen mit einer Primärerstarrung im kfz-Gittertyp dazu, an die angeschmolzenen Kristalle des Grundwerkstoffs epitaktisch, d. h. mit gleicher Orientierung, aufzuwachsen [44]. Dem epitaxialen Wachstum schließt sich ein selektives Kristallwachstum an, bei dem Kristalle mit bevorzugten Erstarrungsrichtungen zu Lasten ungünstig orientierter Kristalle wachsen. Für die Erstarrung von kubisch-raumzentrierten (krz) bzw. kubisch flächenzentrierten (kfz) Mischkristallen stellen die $\langle 100 \rangle$ Richtungen die bevorzugten Wachstumsrichtungen („easy growth directions“) dar [45] [46], so dass für diese Legierungen für den Fall einer freien Erstarrung insgesamt sechs verschiedene, kristallographisch-bevorzugte Wachstumsrichtungen auftreten können. Die kristallographisch-bevorzugte Wachstumsrichtung, bei der die Richtungsabweichung zum Temperaturgradienten am geringsten ist, stellt die real auftretende und damit „selektierte“ Wachstumsrichtung dar [45].

II.2.1 Gleichgewichtserstarrung

Bei gleichgewichtsnahen bzw. sehr langsam erfolgenden Temperaturänderungen können Phasenübergänge, und damit auch Erstarrungsprozesse, durch Gleichgewichtszustandsdiagramme dargestellt werden. Bild 6 zeigt ein typisches Zweistoff-Gleichgewichtszustands-

diagramm mit Mischungslücke. Das Erstarrungsintervall ΔT_0 ergibt sich aus der Differenz zwischen der Liquidustemperatur T_{liq} , oberhalb derer sich eine Legierung im vollständig schmelzflüssigen Zustand, und der Solidustemperatur T_{sol} , unterhalb derer eine Legierung im vollständig festen Zustand vorliegt und kann nach Gleichung (1) auch aus der Steigung der Liquidus-Geraden m und der Konzentrationsänderung ΔC_0 berechnet werden.

$$\Delta T_0 = T_{liq} - T_{sol} = -m \cdot \Delta C_0 \quad (1)$$

Zur Erläuterung des gleichgewichtsnahen Erstarrungsprozesses wird exemplarisch von einer Schmelze mit der Ausgangskonzentration C_0 ausgegangen. Bei der Abkühlung der Schmelze beginnt mit Erreichen der T_{liq} -Linie der Erstarrungsprozess durch die Bildung von Mischkristallen mit der Konzentration α_1 . Mit fortschreitender Erstarrung ändert sich die chemische Zusammensetzung der Schmelze und damit die chemische Zusammensetzung der anwachsenden Kristallschichten, bis der Erstarrungsprozess mit einer Schmelze- bzw. Kristallkonzentration C_0/k bei Erreichen der T_{sol} -Linie abgeschlossen ist. Der Faktor $k = (C_s / C_l)$ wird als Verteilungskoeffizient bezeichnet und gibt die Seigerungsneigung einer Schmelze an. Nach Gleichung (2) lassen sich mit Hilfe des Verteilungskoeffizienten und der Ausgangskonzentration C_0 der aus der Seigerung resultierende Konzentrationsunterschied ΔC_0 berechnen.

$$\Delta C_0 = \frac{C_0(1-k)}{k} \quad (2)$$

Einzelne Elemente einer Schmelze können dabei sowohl ein positives als auch ein negatives Vorzeichen von k aufweisen und sich somit bei fortschreitender Erstarrung vor der Erstarrungsfront entweder an- oder abreichern. Der Verteilungskoeffizient nimmt mit größer werdendem Erstarrungsintervall und mit zunehmendem unterkühlten Bereich bzw. mit steigender Abkühlgeschwindigkeit zu. Bei extrem hohen Abkühlgeschwindigkeiten (rapid solidification) erfolgt keine Entmischung ($k \rightarrow 1$), so dass ein homogener Mischkristall entsteht [45].

II.2.2 Ungleichgewichtserstarrung

Bereits die Abhängigkeit des Seigerungskoeffizienten von der Abkühlgeschwindigkeit bewirkt, dass unter realen Abkühlbedingungen die Gleichgewichtsdiagramme ihre Gültigkeit verlieren können. Dieser Zusammenhang ist schematisch in Bild 7 dargestellt. Die Punkte $\alpha_2 - \alpha_4$ bzw. $\alpha_2' - \alpha_4'$ geben die integralen Konzentrationen der bis zur Temperatur T_2 bis T_4 gebildeten Mischkristalle bei einer Gleichgewichts- bzw. Ungleichgewichtserstarrung an. Da α_4' sich von der Ausgangszusammensetzung der Legierung signifikant unterscheidet, erstarrt die bis zur Temperatur T_4 noch vorhandene Restschmelze eutektisch.

Im Vergleich zu einer Gleichgewichtserstarrung (Bild 6) tritt somit die vollständige Erstarrung des Schweißgutes bei einer niedrigeren, und zwar der eutektischen Temperatur ein. Niedrigschmelzende Phasen an den Korngrenzen werden als eine Ursache für die interkri-

stalline Erstarrungsrisssbildung angesehen. Der Einfluss der Erstarrungsbedingungen auf die Erstarrungsrisseentstehung wird somit deutlich (vergl. Kapitel II.1.1).

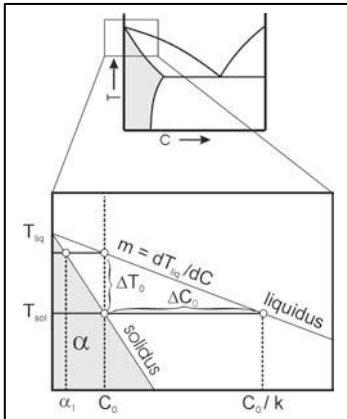


Bild 6: Gleichgewichtserstarrung [47]

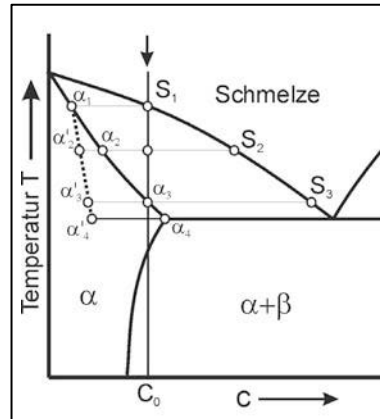


Bild 7: Ungleichgewichtserstarrung [48]

Im Gegensatz zur Gleichgewichtserstarrung findet auch in der Festphase, bedingt durch hohe Abkühlgeschwindigkeiten, innerhalb der gebildeten Mischkristalle nur ein unvollständiger Konzentrationsausgleich durch Diffusion statt. Der Erstarrungsprozess einer Legierung führt somit unter den Abkühlbedingungen beim Schweißen zu Entmischungsvorgängen der Legierungskomponenten, welche in der Regel bei Raumtemperatur als Mikroseigerungen im Schweißgut nachweisbar sind [48].

II.2.3 Konstitutionelle Unterkühlung

Mikroskopische Entmischungsvorgänge während der Erstarrung resultieren auch aus dem Auftreten einer sogenannten „Mushy Zone“, innerhalb derer schmelzflüssige Phase und feste Phase entlang von Isothermen unmittelbar an der Erstarrungsfront koexistent sind. Die Mushy Zone weist eine breiige (engl.: mushy = breiig) Konsistenz auf und ist auf eine konstitutionelle Unterkühlung der Schmelze zurückzuführen. Neben den Korngrenzen stellt die Mushy Zone einen weiteren möglichen Ursprungs- und Ausbreitungsort der Erstarrungsrisse dar. Die Bedingungen, die zur Bildung einer Mushy Zone an der Erstarrungsfront führen, sind schematisch in Bild 8 dargestellt und können wie folgt zusammengefasst werden:

Da während eines Erstarrungsprozesses eine vollständige Durchmischung der Schmelze in der Realität nie erreicht wird, bildet sich in einer Grenzschicht vor der Erstarrungsfront ein Konzentrationsprofil C_L aus. Mit diesem Konzentrationsprofil geht eine Erhöhung der Liquidustemperatur T_{liq} vor der Erstarrungsfront einher. Der real auftretende Temperaturverlauf T_q wird jedoch durch die Abkühlbedingungen bestimmt. Ist der Gradient G von T_q signifikant

kleiner als der Gradient von T_{liq} , befindet sich die Schmelze vor der Erstarrungsfront in einem konstitutionell unterkühlten Zustand [49].

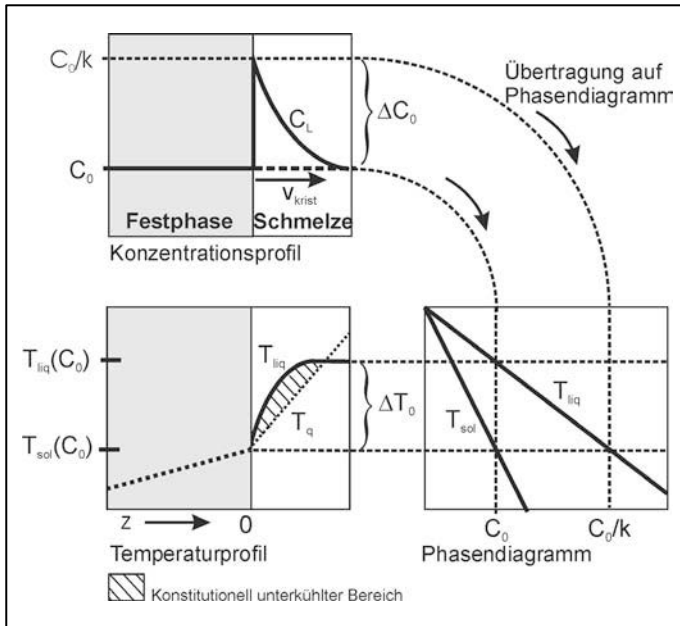


Bild 8: Konstitutionelle Unterkühlung [47]

Die entsprechende Zone ist in Bild 8 als schraffierter Bereich dargestellt. Da eine konstitutionelle Unterkühlung thermodynamisch instabil ist und nadelartige Kristalle schneller wachsen können als eine planare Erstarrungsfront, erfolgt das Kristallwachstum in Form von zellularen oder dendritischen Erstarrungsmorphologien. In der verbleibenden Schmelze zwischen den Zellen bzw. Dendriten treten neue Konzentrationsgradienten auf, welche zu einer lokalen Erniedrigung der Solidustemperatur führen. Die vollständige Erstarrung der Schmelze wird somit zeitlich verzögert, wodurch interdendritische Erstarrungsrisse hervorgerufen werden können.

II.2.4 Erstarrung und Mikrostruktur

Die Morphologie der Erstarrungsfront für Legierungen wird bestimmt durch den Temperaturgradienten G und der Wachstumsgeschwindigkeit der Phasenfront v_{krist} . Für den Fall einer unidirektionalen Wärmeableitung gilt Gleichung (3), wonach betragsmäßig die Abkühlrate dT/dt das Produkt aus G und v_{krist} darstellt.

$$\frac{dT}{dt} = -G \cdot v_{krist} \quad (3)$$

Bild 9 zeigt schematisch die sich aus dem Einfluss des Temperaturgradienten G und der Erstarrungsgeschwindigkeit v_{krist} ergebende Mikrostruktur einer Legierung.

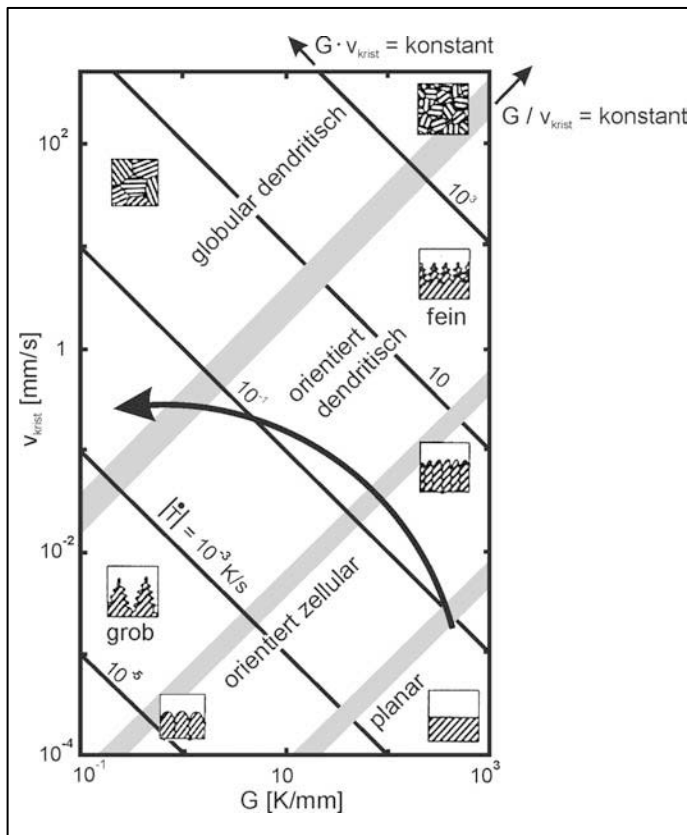


Bild 9: Ausbildung der Mikrostruktur in Abhängigkeit von dem Temperaturgradienten G und der Wachstumsgeschwindigkeit v_{krist} [46]

Mit steigender Erstarrungsgeschwindigkeit bzw. mit abnehmendem Temperaturgradienten bei gleichzeitig konstanter Abkühlrate (d.h. mit zunehmender konstitutioneller Unterkühlung) prägt sich diese in der Reihenfolge planar, zellular, dendritisch oder globular dendritisch (engl.: equiaxed dendritic) aus. Die Feinheit der jeweiligen Mikrostruktur bleibt jedoch weitgehend unverändert [45]. Die Übergangsbereiche zwischen den einzelnen Mikrostrukturen sind in Bild 9 durch graue Streifen dargestellt. Im Gegensatz dazu hängt die Feinheit der Mikrostruktur bei $G/v_{\text{krist}} = \text{konstant}$ von den jeweiligen Werten für G und v_{krist} ab. Das heißt, bei kleinen Werten von G und v_{krist} bildet sich eine grobe Mikrostruktur aus, die mit ansteigendem G und gleichzeitig ansteigendem v_{krist} zunehmend feiner wird.

Aus Gleichung (3) folgt, dass die Erstarrungsgeschwindigkeit mit zunehmender Abkühlrate und sinkendem Temperaturgradienten zunimmt. Da der Quotient aus Erstarrungsgeschwindigkeit

schwindigkeit und Temperaturgradient entlang der Erstarrungsfront eines Schmelzbades nicht konstant ist, kann somit auch die konstitutionelle Unterkühlung entlang der Schmelzbadgeometrie ortsabhängig sein (Bild 10).

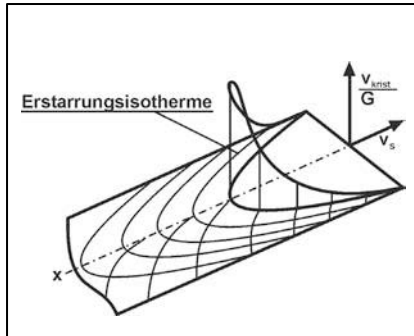


Bild 10: Verhältnis v_{krist} zu G entlang einer Schmelzbadgeometrie [50]

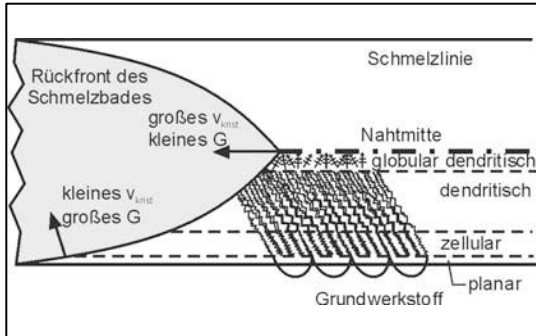


Bild 11: Erstarrungsmorphologien im Schmelzbad [46]

Daher kann sich während der Erstarrung in einem Schmelzbad die Mikrostruktur vom Schmelzbadrand (planare Erstarrung) zur Schmelzbadmitte (dendritisch bzw. globular dendritisch) hin verändern [51]. Dieser Zusammenhang wird in Bild 9 durch den Verlauf des schwarzen Pfeils angedeutet. Die sich aufgrund der unterschiedlichen Abkühlbedingungen entlang der Schmelzbadgeometrie ergebende, maximal mögliche Variation der Mikrostruktur ist in Bild 11 schematisch dargestellt.

II.2.5 Schmelzbadgeometrie

In Bild 12 sind schematisch verschiedene Schmelzbadformen in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit gegenübergestellt. Bei langsamen Schweißgeschwindigkeiten entsteht ein elliptisches Schmelzbad. Die Kristallisationsgeschwindigkeit stellt eine stetig anwachsende Funktion des Ortes entlang der Schmelzbadgeometrie von der Schmelzlinie bis zur Schmelzbadmitte dar, Bild 12 a). Die Kristallisationsgeschwindigkeit ist an der Schmelzlinie annähernd null und erreicht in Schmelzbadmitte ihr Maximum. Sie entspricht an dieser Stelle der tatsächlichen Schweißgeschwindigkeit. Bei Anwendung höherer Schweißgeschwindigkeiten ergeben sich zunehmend spitzere Schmelzbadgeometrien, Bild 12 b). Körner mit bevorzugten Richtungen wachsen durchgehend von der Schmelzlinie zur Nahtmittellinie und treffen in der Mitte der Schweißnaht aufeinander. Dabei entsteht eine Korngrenze entlang der Mittellinie (Nahtmittenkorngrenze). Die maximale Kristallisationsgeschwindigkeit ist im Falle der spitzen Schmelzbäder kleiner als die Schweißgeschwindigkeit. Eine Nahtmittenkorngrenze stellt den Ort im Schweißgut dar, an dem es zu einer ausgeprägten Konzentration von Elementen kommen kann, die niedrigschmelzende Phasen bilden. Hieraus kann gleichzeitig eine deutliche Verringerung der Erstarrungsrisssresistenz des Schweißguts resultieren.

Von Hunziker et al. wurde ein semi-analytisches Modell zur Vorhersage der sogenannten Nahtmittenkorngrenze entwickelt [52]. Entgegen den bisher vertretenen Annahmen z.B. von [53] hängt demnach die Entstehung der Nahtmittenkorngrenze weniger von der Schweißgeschwindigkeit als vielmehr von der Streckenenergie ab [52]. Dieser Zusammenhang wird damit begründet, dass die Streckenenergie die Unterkühlung einer Schmelze stärker beeinflussen kann als die Schweißgeschwindigkeit. Da jedoch in diesem Modell zum Beispiel die latente Wärme während der Kristallisation nicht berücksichtigt wurde, ist dieser Zusammenhang weitergehend experimentell zu überprüfen.

Wie in Bild 12 c) dargestellt, kann es bei sehr hohen Schweißgeschwindigkeiten durch die Bildung globularer Erstarrungsmorphologien in Schmelzbadmitte zur Ausbildung einer zweiten Erstarrungsfront kommen. Diese globularen Erstarrungsmorphologien können tendenziell einer Erstarrungsrissbildung in Nahtmitte entgegenwirken, da sich niedrigschmelzende Phasen auf eine größere Oberfläche verteilen.

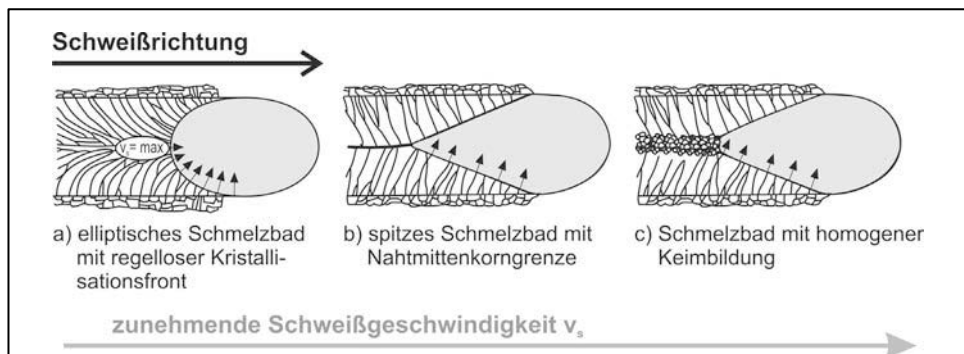


Bild 12: Schmelzbadgeometrie und Erstarrungsrichtung in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit v_s [51]

Mit Hilfe der Schmelzbadgeometrie und der Schweißgeschwindigkeit v_s kann die Erstarrungsgeschwindigkeit v_{krist} entlang der Schmelzbadgeometrie näherungsweise invers berechnet werden. Zur Berechnung von v_{krist} in Abhängigkeit des Ortes wird angenommen, dass die Kristallisationsrichtung zu jedem Zeitpunkt und an jedem Ort senkrecht auf der Erstarrungsfront steht.

$$v_{krist} = v_s \cdot \cos \alpha \quad (4)$$

Bewegt sich das Schmelzbad, wie in Bild 13 dargestellt, um den Betrag Δx in x-Richtung, verschiebt sich ein beliebiger Punkt P auf der Erstarrungsfront um den Betrag $\Delta k = \Delta x \cdot \cos(\alpha)$. Die Differenzierung dieser Gleichung nach der Zeit t führt zu Gleichung (4), mit der die Erstarrungsgeschwindigkeit v_{krist} am Punkt P berechnet werden kann.

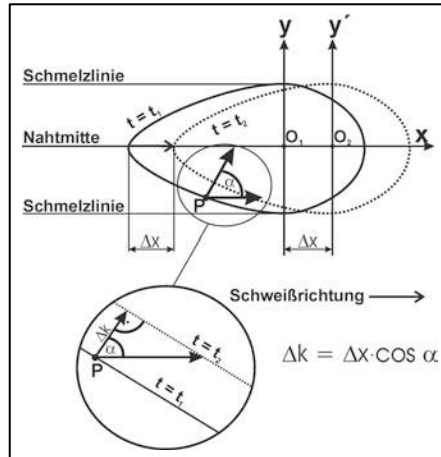


Bild 13: Erstarungsgeschwindigkeit im Schmelzbad [54]

Die sich beim Schweißen einstellende Schmelzbadgeometrie wird aber nicht nur durch Faktoren wie Wärmeleitung des Grundwerkstoffs, Kristallisationsgeschwindigkeit oder Schweißgeschwindigkeit bestimmt, sondern auch durch die innerhalb des Schmelzbades auftretenden Schmelzbadströmungen. Diese resultieren aus:

- den Lorentzkraften (hervorgerufen durch die elektromagnetischen Felder beim Lichtbogenschweißen)
- der Schwerkraftkonvektion (freie Konvektion)
- der Einwirkung von Scherkräften infolge der Schutzgasströmung entlang der Schmelzbadoberfläche
- den Marangonikkräften.

Während es sich bei a) und b) um Volumenkräfte handelt, stellen c) und d) Oberflächenkräfte dar [55]. Insbesondere die Marangonikkräfte können sich auf den Verlauf und das Ergebnis einer Schweißung sehr unterschiedlich auswirken [56] [57].

Die Marangonikkräfte stellen die Ableitung der freien Energie U_f nach dem Ort x dar und lassen sich gemäß Gleichung (5) weitergehend beschreiben als die Ableitung der Oberflächenspannung $\gamma(T; C_{act})$ nach dem Ort x oder als die Summe der partiellen Ableitungen nach der Temperatur T und der Konzentration eines grenzflächenaktiven Elements C_{act} .

$$F_{mar} = -\frac{\partial U_f}{\partial x} = \frac{\partial \gamma}{\partial x} = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \cdot \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial \gamma}{\partial C_{act}} \cdot \left(\frac{\partial C_{act}}{\partial x} \right) \quad (5)$$

Hervorgerufen werden die makroskopisch über das gesamte Schmelzbad wirkenden Marangonikkräfte in der Regel nicht durch einen Konzentrationsgradienten, sondern durch

einen ausgeprägten Temperaturgradienten, welcher bei Lichtbogenschweißverfahren typischerweise in der Größenordnung von 500 K/mm liegt [58]. Richtung und Betrag der Marangonikräfte bezogen auf den Temperaturgradienten sind dabei abhängig vom Temperaturkoeffizienten der Oberflächenspannung ($d\gamma/dT$). Dieser wiederum wird bestimmt durch die chemische Zusammensetzung der Schmelze. Insbesondere Sauerstoff und Schwefel können sich besonders grenzflächenaktiv verhalten und wirken sich bereits in geringen Konzentrationen maßgeblich auf den Betrag und das Vorzeichen von $d\gamma/dT$ aus [58]. In Bild 14 a) und b) ist der Einfluss des Vorzeichens von $d\gamma/dT$ auf die Richtung der Schmelzbadströmungen und dem sich daraus ergebenden Einfluss auf die Schmelzbadgeometrie gegenübergestellt. Es muss allerdings beachtet werden, dass die Oberflächenspannung einer Schmelze bei Annäherung an den Siedepunkt immer gegen null geht, da sich die Dichten der flüssigen und dampfförmigen Phase angleichen [59].

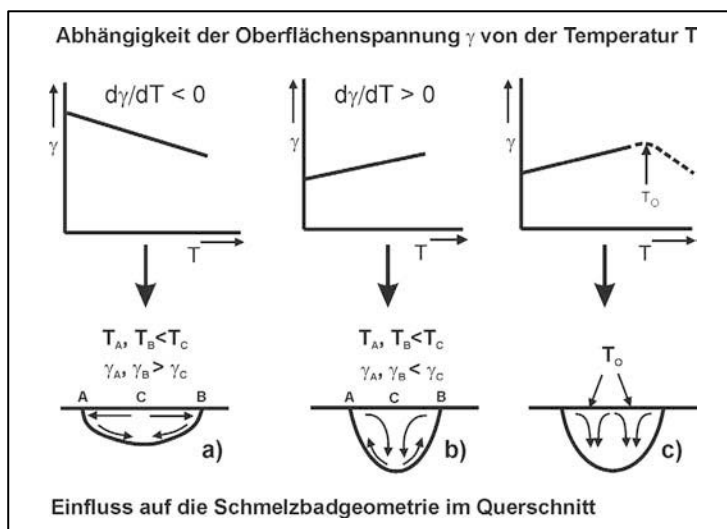


Bild 14: Einfluss der Marangonikräfte auf die Schmelzbadströmungen [58]

Daraus folgt, dass ein konstant positiver Temperaturkoeffizient der Oberflächenspannung bis zum Siedepunkt aus thermodynamischen Gründen nicht auftreten kann und eine schmelzespezifische Grenztemperatur T_0 existieren muss, ab welcher der Quotient $d\gamma/dT$ wieder kleiner null wird, Bild 14 c). Von Heiple et al. [60][61] wird daher vermutet, dass innerhalb des Schmelzbades aufgrund einer ausgeprägten Temperaturverteilung im Bereich zwischen der Liquidustemperatur bis über T_0 ein Vorzeichenwechsel des Temperaturkoeffizienten der Oberflächenspannung auftreten kann. Dies hat außerordentlich komplexe Strömungs- und damit auch Temperaturverhältnisse im Schmelzbad zur Folge und beeinflusst letztlich die Schmelzbadgeometrie, Bild 14 c).

Im Hinblick auf die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten numerischen Simulationen soll an dieser Stelle bereits darauf hingewiesen werden, dass nur für extrem wenige Legierungen physikalische Daten vorliegen, um das fluidmechanische Verhalten der Schmelze und

das Auftreten der Marangonikräfte hinreichend exakt in den Berechnungen berücksichtigen zu können. Unter anderem aus diesem Grund wird im experimentellen Teil dieser Arbeit eine neue Methode zur direkten Implementierung der Schmelzbadgeometrie in die numerischen Simulationen vorgestellt. Durch dieses Vorgehen ist es möglich, die rekonstruierte Schmelzbadgeometrie als gegebene Funktion zu verwenden.

II.3 Thermomechanik beim Schweißen

Die lokale und instationäre Wärmeeinbringung beim Schweißen verursacht in Schmelzbadnähe komplexe thermomechanische Wechselwirkungen. In Bild 15 ist der quasistationäre Fall schematisch dargestellt.

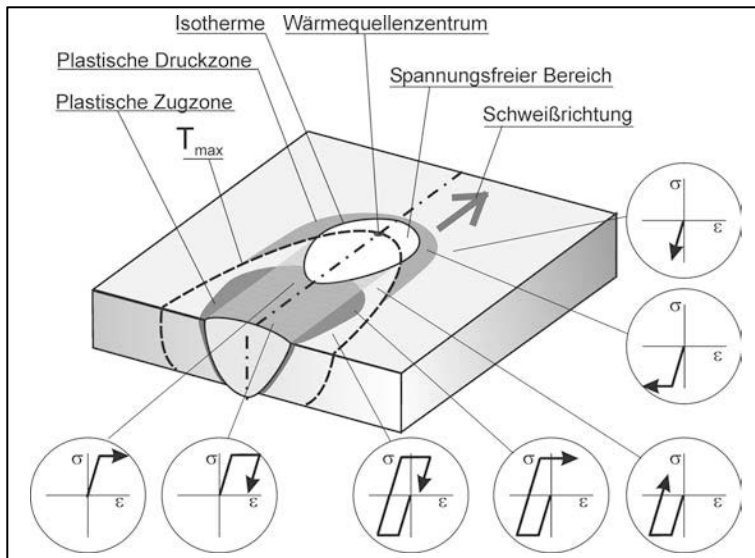


Bild 15: Plastische Zonen und lokale Beanspruchungsabläufe im quasistationären Temperaturfeld der wandernden Wärmequelle [62]

Durch die vorlaufende Wärme entstehen vor dem Schmelzbad elastische Druckspannungen, welche in zunehmender Schmelzbadnähe, d.h. bei einer gleichzeitig ansteigenden thermalen und mechanischen Beanspruchung, zu einer plastischen Verformung des Werkstoffs übergehen. Die parabelförmige, gestrichelt eingezeichnete Kurve entspricht der lokalen Maximaltemperatur T_{max} , welche einen definierten Übergang zwischen dem sich erwärmenden und dem sich abkühlenden Werkstoffbereich repräsentiert. Der das Wärmequellenzentrum einhüllende Ellipsoid markiert den Bereich, der aufgrund der temperaturbedingt niedrigen Fließgrenze des Werkstoffs in unmittelbarer Schmelzbadnähe weitgehend spannungsfrei ist. Nach Radaj [62] kann für unlegierte Baustähle als Ellipsenfunktion die 600 °C-Isotherme angenommen werden. Der nahezu spannungsfreien Materialzone schließt sich

durch die abkühlbedingte Schrumpfung des Materials bei hohen Temperaturen die plastische Zugzone an. Bei abnehmender Temperatur erhöht sich zunehmend die Streckgrenze des Werkstoffs, wodurch sich bei gleichzeitig andauernder Zugbeanspruchung Eigenspannungen aufbauen können.

Zur Quantifizierung solcher thermomechanischen Effekte beim Schweißen kann die Laser-Speckle Interferometrie angewendet werden, welche auch als Electronic Speckle Pattern Interferometry (ESPI) bezeichnet wird.

Bei der ESPI wird mittels defokussiertem Laserlicht ein stochastisches Interferenzmuster auf der dem Schweißprozess gegenüberliegenden Proben- bzw. Bauteilfläche erzeugt. Die durch die Thermomechanik beim Schweißen hervorgerufenen Zug- und Druckdehnungen verursachen Veränderungen des Interferenzmusters, welche mittels CCD-Kamera registriert, gespeichert und in Deformations- bzw. Dehnungswerte umgerechnet werden. Die ESPI wird hauptsächlich zur Verifizierung numerischer Simulationen und zum Monitoring von Schweißprozessen eingesetzt [63] [64].

Die in Bild 16 abgebildeten ESPI - Messungen zeigen exemplarisch die beim Schweißen typischen Deformationsverteilungen [65].

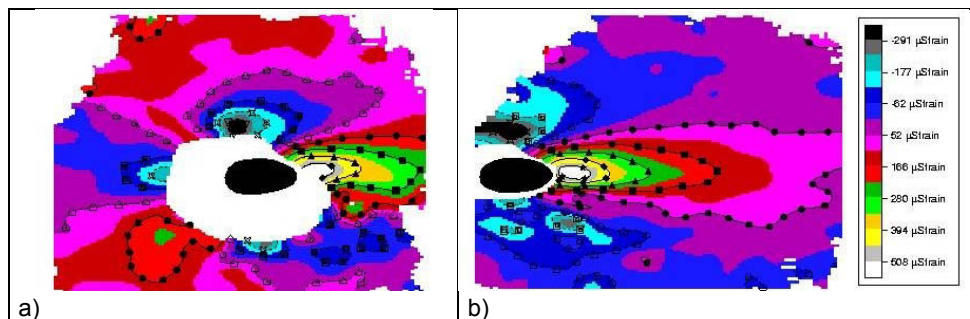


Bild 16: ESPI - Messung; Zeitintervall zwischen a) und b) von 3 Sekunden; Deformation quer zur (von rechts nach links verlaufenden) Schweißrichtung [65]

Die jeweilige Position des Schmelzbades wird durch eine schwarze Ellipse markiert. Gemäß der Theorie entstehen als Folge der vorlaufenden Wärme vor und teilweise neben dem Schmelzbad Druckdeformationen und hinter dem Schmelzbad abkühlbedingte Zugdeformationen.

Hinsichtlich der Auswahl der Methoden zur Untersuchung der Heißrisssphänomene bleibt jedoch festzuhalten, dass im Nahfeld des Schmelzbades aufgrund der hohen Wärmestrahlung keine Messwerte ermittelt werden können (weiße Flächen in Bild 16). Daher kann im momentanen Entwicklungsstadium die ESPI zur direkten Quantifizierung heißrissskritischer Dehngeschwindigkeiten nicht eingesetzt werden.

II.4 Untersuchungen zur Heißrissbildung

Seit Ende der dreißiger Jahre ist bekannt, dass zwischen der chemischen Zusammensetzung einer Legierung und dem Auftreten von Erstarrungsrissen ein Zusammenhang besteht. Damals wurde für CrNi-Stähle empirisch festgestellt, dass bei Vorliegen von mindestens 5% Restdeltaferrit im erkalteten Schweißgut von einer signifikant höheren Erstarrungsrissicherheit beim Schweißen auszugehen ist als bei restdeltaferritfreien Schweißgütern [66]. Hierzu muss angemerkt werden, dass nach aktuellem Kenntnisstand der Ferritgehalt zum Zeitpunkt der Erstarrung eine signifikante Einflussgröße auf die Erstarrungsrissresistenz hochlegierter Stähle darstellt [33][67].

Anfang der fünfziger Jahre wurde festgestellt, dass Erstarrungsrisse kurz vor Ende der Erstarrung, d.h. in einem Stadium, in dem die Schmelze filmartig entlang von Korngrenzen verteilt ist, auftreten. Diese zeitliche/örtliche Eingrenzung stellt eine fundamentale Grundlage zur Beschreibung der Mechanismen bei der Erstarrungsrissentstehung dar. Jedoch konnten bis heute die genauen Vorgänge bei der Erstarrungsrissentstehung nicht vollständig aufgeklärt oder quantifiziert werden.

Nach eigener Ansicht lassen sich daraus die drei grundlegenden Ansätze zur Heißriss- bzw. Erstarrungsrissthematik ableiten (vergl. Bild 1):

- 1.) *Untersuchung der metallurgischen Mechanismen, die eine Heißrissbildung begünstigen, und deren Wechselwirkung mit thermomechanischen Effekten*
- 2.) *Aufstellen von Risskriterien als Basis zur Vorhersage*
- 3.) *Experimentelle Methoden zur Validierung der Heißrissicherheit*

Diese drei Ansätze werden in den folgenden Kapiteln gegenübergestellt.

II.4.1 Ursachen einer Heißrissbildung

II.4.1.1 Quantifizierung der metallurgischen Einflüsse

Zur Beschreibung der metallurgischen Bedingungen, die zu einem Erstarrungsriss führen, wurde der Erstarrungsprozess einer nichteutektischen Legierung von Borland [68] in vier aufeinander folgende Stadien unterteilt (Bild 17). Das erste Stadium beginnt mit dem Erreichen der Liquidustemperatur, ab der sich eine feste Phase aus der Schmelze auszuscheiden beginnt. Erstarrungsrisse können in diesem Stadium nicht auftreten, da sowohl Schmelze als auch Festphase nicht stationär gebunden sind und sich beliebig verschieben lassen. Hierzu muss angemerkt werden, dass die Erstarrung beim Schweißen vornehmlich durch eine heterogene Keimbildung eingeleitet wird und mit einem selektiven Kristallwachstum voranschreitet (vergl. Kapitel II.2). Daher ist die Vorstellung, wonach sich frei bewegliche Dendriten in einer Schmelze befinden, für den Erstarrungsprozess beim Schweißen weitgehend unrealistisch.

Der Übergang zu Stadium 2 tritt mit Erreichen der Kohärenztemperatur ein, ab der die Dendriten erstmals während des Erstarrungsprozesses in Berührung miteinander kommen. Im Stadium 2 wird eine Heißrissbildung von Borland [68] für möglich aber unwahrscheinlich gehalten, da die Schmelze frei um die stationären Dendriten herum zirkulieren kann. Stadium 2 beinhaltet eine weitreichende Korrelation zum weiter unten vorgestellten ROF-ROS Modell. Im Stadium 3 ist der Phasenanteil der Schmelze so gering, dass eine potentielle „Heilung“ von Rissen durch nachfließende Schmelze, wie im Stadium 1 und 2, nicht mehr möglich ist. Aufgrund seines essentiellen Stellenwertes bei der Heißrissentstehung wurde das Stadium 3 von Borland als „Critical Solidification Range“ (C.S.R.) bezeichnet. Stadium 4 beginnt mit Erreichen der Solidustemperatur, ab der das Schweißgut vollständig erstarrt ist und sich, als Kontinuum vorliegend, duktil verhält. Eine Erstarrungsrisbildung ist im Stadium 4 deshalb auszuschließen.

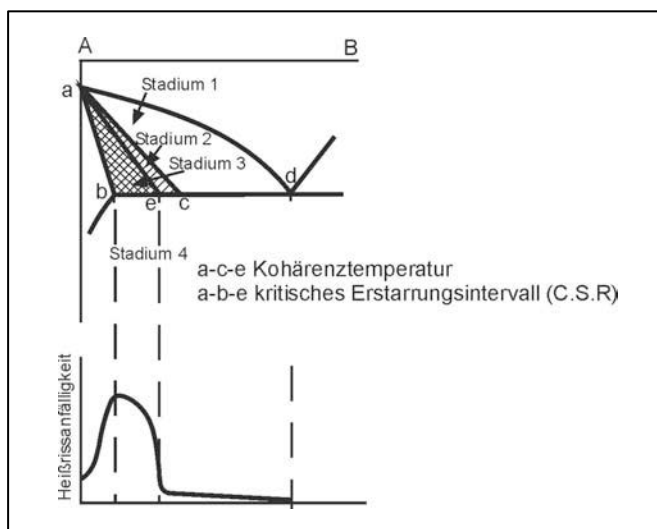


Bild 17: Erstarrungsstadien und Heißrissanfälligkeit nach Borland [68]

Borland [68] postuliert weiterhin, dass zwischen dem Erstarrungsintervall und dem C.S.R. eine direkte Proportionalität besteht, wodurch Legierungen mit einem ausgeprägten Erstarrungsintervall grundsätzlich eine hohe Tendenz zur Heißrissbildung aufweisen (Bild 17). Dabei wird jedoch unter anderem vernachlässigt, dass nicht die chemische Zusammensetzung eines Werkstoffes allein, sondern insbesondere auch die Erstarrungsbedingungen einen signifikanten Einfluss auf die Entstehung von Seigerungen ausüben (vergl. Kapitel II.2). Eine solche, stark vereinfachte Korrelation für die Erstarrungsprozesse beim Schweißen ist daher nur bedingt aussagekräftig.

Je ausgeprägter Entmischungsvorgänge bei der Erstarrung auftreten, desto länger bleiben schmelzflüssige Phasen an den Korngrenzen existent. Nach Applett et al. [69] folgt daraus eine Zunahme der Erstarrungsrisseignung, da das Erreichen eines erstarrungsrissempfindlichen Materialzustandes verzögert wird (Bild 18).

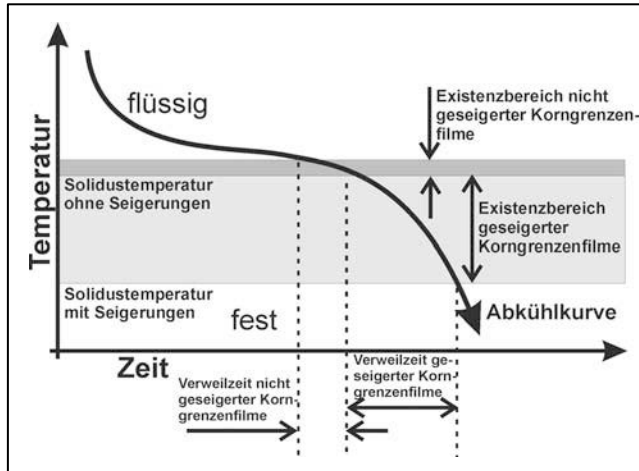


Bild 18: Schematische Darstellung der Verweilzeit von Korngrenzenfilmen [69]

Vor diesem Hintergrund ist die Wirkung von Verunreinigungen bzw. Begleitelementen auf die Entstehung von Erstarrungsrissen zu betrachten. Insbesondere Schwefel und Phosphor bilden alleine oder mit anderen Elementen Phasen mit niedriger Erstarrungstemperatur und weisen darüber hinaus eine sehr geringe Löslichkeit insbesondere im austenitischen Kristallgitter auf. So beträgt die Löslichkeit von Schwefel im Austenit am eutektischen Punkt (1150 °C) nur 0,25%. Mit Nickel bildet Schwefel zudem ein Eutektikum bei 637 °C und ist im Nickelkristall nahezu unlöslich, woraus folgt, dass mit zunehmendem Nickelgehalt einer Legierung der Ausscheidungsbereich der Schwefel-Eutektika zu immer niedrigeren Temperaturen verschoben wird [32].

Die generell heißrissbegünstigende Wirkung dieser beiden Elemente auf hochlegierte Stähle und Nickelbasislegierungen konnte in zahlreichen Untersuchungen gezeigt werden [70] [71]. Im Vergleich der beiden Elemente und bezogen auf die vollaustenitische Legierung AISI 308 (~ W. Nr. 1.4316) weist nach Li et al. [72] dabei Phosphor die größere Wirkung auf die Erstarrungsrissneigung und Schwefel die größere Wirkung auf die Wiederaufschmelzrissneigung auf. Nach Arata et al. [73] sollten beispielweise beim vollaustenitischen Stahl AISI 310 S (~ W. Nr. 1.4841) die jeweiligen Konzentrationen von Phosphor und Schwefel 0,005% nicht überschreiten, um eine ausreichende Schweißbarkeit zu gewährleisten. Solche empfohlenen Maximalkonzentrationen sind jedoch als kritisch zu bewerten, da bereits gezeigt werden konnte, dass verfahrensspezifische Einflüsse selbst bei Baustählen mit sehr geringem Schwefel- und Phosphorgehalt zu Heißrissen führen können (vergl. Kapitel II.1.2).

Bor ist ebenfalls ein Element, welches niedrigschmelzende Eutektika in Eisen und Nickelsystemen bildet. Nach Hull [74] ist Bor ein äußerst heißrissförderndes Element, da die Löslichkeit von Bor im Austenit bei 1411 K nur 0,021% beträgt und mit sinkender Temperatur

rapide abnimmt. Die Abnahme der Löslichkeit wird durch eine signifikante Erhöhung der Sprödigkeit infolge der Ausbildung von Nickel-Boriden begleitet.

In Untersuchungen bezüglich niedriglegierter Stähle konnte von Huxley [75] gezeigt werden, dass die Elemente Arsen, Zinn und Kupfer ebenfalls eine Verringerung der Heißrissresistenz bewirken können. Deren Wirkung im Vergleich zu Phosphor oder Schwefel ist aber wesentlich geringer.

Die Wirkungsweise von Legierungselementen auf die Heißrissneigung ist sehr unterschiedlich. Ferritbildner wie Chrom, Molybdän, Aluminium, Vanadium und Titan können in Stählen eine teilweise oder vollständige ferritische Primärerstarrung der Schmelze hervorrufen. Schon bei einem relativ geringen Anteil von Primärferrit tritt eine signifikante Erhöhung der Heißrissresistenz auf. Austenitbildner wie Kohlenstoff, Mangan, Nickel, Stickstoff und Kupfer hingegen erhöhen die Tendenz einer Stahlschmelze zu einer kfz Primärerstarrung und tragen somit zu einer Verringerung der Heißrissresistenz bei.

Oftmals vernachlässigt wird, dass auch Schutzgase beim Schweißen durch metallurgisch wirksame Gas-Komponenten die Art der Primärerstarrung beeinflussen können. Durch den austenitisierenden Charakter von Kohlenstoff als Dissoziationsprodukt der Aktivgaskomponente Kohlendioxid beispielsweise, aber insbesondere durch Stickstoff kann sich der Delta-Ferrit-Anteil bei der Erstarrung signifikant verringern und somit eine Heißrissbildung begünstigen [76]. Der spezifische Einfluss des Schutzgases auf die Entstehung von Erstarrungsrissen beim Alloy 602 CA wird im Kapitel III.2 ausführlich vorgestellt.

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass für die Heißrissresistenz der hochlegierten Stähle nicht der absolute Anteil eines der genannten Legierungselemente entscheidend ist, sondern die aus der spezifischen Gesamtzusammensetzung eines Werkstoffs resultierende Art der Primärerstarrung. Die Primärerstarrung wiederum kann von der Erstarrungsgeschwindigkeit bzw. der kinetischen Unterkühlung abhängen. Ein kinetisch bedingter Erstarrungswechsel konnte bei hochlegierten Stählen, die eine chemische Zusammensetzung nahe der eutektischen Rinne aufweisen, sowohl von primär ferritisch zu primär austenitisch als auch von primär austenitisch zu primär ferritisch von Schobbert et al. [77] nachgewiesen werden.

Bestimmte Legierungselemente haben darüber hinaus eine ambivalente Wirkung auf die Heißrissentstehung. Mangan ist Austenitbildner, bindet aber durch die Bildung von hochschmelzenden Mangansulfiden Schwefel ab und reduziert somit die Entstehung niedrigschmelzender Phasen an den Korngrenzen [78]. Vanadium führt in der WEZ durch das Aufschmelzen von Vanadincarbiden zu Wiederaufschmelzrissen, im Schweißgut wird die Heißrissneigung dagegen herabgesetzt [79]. Von Lu et al. [80] wird berichtet, dass die Elemente Cer und Titan einerseits eine Gefügeverfeinerung bewirken können und somit einer Erstarrungsrissbildung entgegenwirken. Andererseits können Cer und Titan zur Phasenbildung neigen und damit zu einer Verringerung der Erstarrungsrissresistenz beitragen.

II.4.1.2 Quantifizierung thermomechanischer Einflüsse – MISO Methode

Zur Quantifizierung der thermomechanischen Einflüsse auf die Heißrissentstehung können verschiedene sensorische bzw. taktile Messmethoden, wie zum Beispiel Dehnungsmessstreifen (DMS) oder induktiver Wegaufnehmer, angewendet werden. Jedoch können mit diesen Methoden wegen der auftretenden hohen Temperaturbeanspruchung keine Messwerte in unmittelbarer Umgebung eines Schmelzbades ermittelt werden.

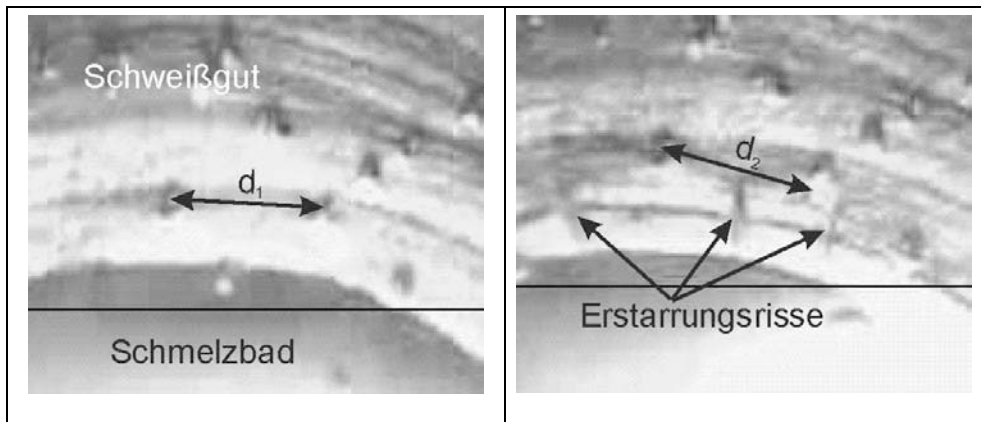


Bild 19: Modifizierte MISO-Methode; links: Situation kurz vor der Rissentstehung; rechts: Erstarrungsrisse infolge der mechanischen Probenbeanspruchung [82]

Eine alternative Möglichkeit zur Bestimmung thermomechanischer Effekte stellt die MISO-Methode (Masurement by Means of In-Situ Observation) dar und wurde erstmals von Matsuda et al. vorgestellt [64] [81]. Bei diesem Verfahren wird zunächst mittels High-Speed Kamera in Kombination mit einer optischen Vergrößerungsvorrichtung eine Heißrissentstehung aufgezeichnet. Zur Bestimmung lokaler kritischer Dehnungen bzw. Dehngeschwindigkeiten wird dann anhand der Aufzeichnungen der Abstand d_1 von mindestens zwei markanten Stellen auf der Nahtoberfläche, zwischen denen ein Heißriss entsteht, gemessen. Kurz nach der Rissöffnung wird der Abstand d_2 zwischen den Messpunkten erneut gemessen (Bild 19). Aus der Längenänderung $\Delta d = (d_2 - d_1)$ in Verbindung mit der visuellen Auswertung der Film- bzw. Videoaufzeichnung wird die kritische Dehnung zum Zeitpunkt der Rissentstehung bestimmt. Darüber hinaus lässt sich die Temperatur an dem Ort der Rissentstehung über den Abstand zum Schmelzbad abschätzen. Die MISO-Methode wurde von Wei et al. dahingehend modifiziert, dass dem Schmelzbad hochschmelzende Partikel zugegeben werden [82], um bei den anschließenden Abstandsmessungen die Anzahl der registrierbaren Messpunkte zu erhöhen (Bild 19).

Mit Hilfe der MISO-Methode wurden von Matsuda et al. [81] kritische Dehnungen für verschiedene Kohlenstoffstähle, austenitische Stähle und Aluminiumlegierungen ermittelt. Diese wurden den nominellen kritischen Dehnungen (rein mechanische Probendehnungen) der entsprechenden Transvarestraint Tests gegenübergestellt. Hierbei zeigte sich, dass die

nach der MISO-Methode ermittelten Dehnungen um durchschnittlich eine Größenordnung höher waren als die applizierten, nominellen Dehnungen. Diese Abweichungen fielen am höchsten beim austenitischen Stahl AISI 304 L (W.-Nr. 1.4306) aus. Während für diesen Werkstoff mit dem Transvarestraint-Test die nominelle kritische Dehnung zwischen 0,5 und 0,75% bestimmt wurde, lag die kritische Dehnung nach der MISO-Methode bei 9%. Matsuda deutete diesen Unterschied qualitativ durch den Temperatureinfluss auf die Materialkennwerte und eine mechanische Dehnungsüberhöhung durch die Schmelzbadgeometrie.

Die MISO-Methode stellt bisher die einzige Möglichkeit dar, kritische Dehnungen in Verbindung mit der Heißrissentstehung direkt zu messen. Als ungünstig können sich jedoch folgende Zusammenhänge erweisen:

- 1.) Die beim Schweißen auftretenden heißen Gase können zu Bildverzerrungen führen und produzieren statistische Fehler. Darüber hinaus sind die zu messenden Längenänderungen sehr gering, wodurch gleichzeitig von einem relativ hohen Messfehler auszugehen ist.
- 2.) Die MISO-Methode bedingt die Anwendung hoher optischer Vergrößerungen, weshalb nur ein kleiner Ausschnitt der Schweißnaht dargestellt werden kann. Der Ort der Heißrissentstehung muss somit vor dem Versuch durch einen Heißrisstest mit fremdbeanspruchten Proben unter Anwendung hoher Beanspruchungsgeschwindigkeit festgelegt sein. Bisher ist aber nicht untersucht worden, ob die Beanspruchungsgeschwindigkeit einen Einfluss auf den Wert der kritischen Dehnung ausübt. Unter Umständen erweisen sich die zur Heißrissentstehung benötigten Verformungsgeschwindigkeiten hinsichtlich einer Bauteilübertragbarkeit der MISO-Ergebnisse als zu hoch.
- 3.) Die Bedingung, dass zwischen zwei markanten Messpunkten eine Heißrissentstehung stattfindet, ist zufällig. Eine Versuchswiederholung ist daher ausgeschlossen.
- 4.) Mit Hilfe der MISO-Methode können Dehnungen nur punktuell gemessen werden. In diesem Zusammenhang ist zu klären, ob Erstarrungsrisse grundsätzlich am Ort der größten Dehnung auftreten. Zu vermuten ist vielmehr, dass auch andere Faktoren, die sich aus den lokalen Erstarrungsbedingungen entlang einer Schmelzbadfront ergeben, die Erstarrungsrissbildung beeinflussen. Daraus würde folgen, dass eine kritische Dehnung ortsabhängig ist. Untersuchungen hierzu sind bisher jedoch nicht durchgeführt worden.

Aufgrund der begrenzten Zugänglichkeit insbesondere von thermomechanischen Messdaten gewinnen daher numerische Simulationen zur Heißrissentstehung zunehmend an Bedeutung. Einige ausgewählte Arbeiten werden daher im nächsten Kapitel vorgestellt und diskutiert.

II.4.1.3 Quantifizierung thermomechanischer Einflüsse – Numerische Verfahren

Ein wesentlicher Vorteil von numerischen Simulationen komplexer Prozesse ist, dass Einflüsse von Nebeneffekten gezielt vermieden werden können. Numerische Simulationen können somit an unterschiedliche Aufgabenstellungen so angepasst werden, dass beispiels-

weise die Nachwärmprozeduren zur Vermeidung einer wasserstoffunterstützten Rissbildung in supermartensitischen Stählen [83] oder der Einfluss konstruktiver Faktoren auf das thermomechanische Verhalten geschweißter Bauteile [84] effizienter als in realen Schweißversuchen untersucht werden können. Hinsichtlich der Heißrissentstehung werden numerische Simulationen vornehmlich zur Berechnung von Temperaturverteilungen und schmelzbadnaher Materialbewegungen aufgrund thermomechanischer Effekte eingesetzt.

Beispielweise wurden von Hilbinger und Bergmann thermomechanische Simulationen zur Mittenrissbildung beim Laserschweißen einseitig eingespannter AlMgSi-Dünnblechproben vorgestellt [85]. Als Risskriterium wurde hypothetisch eine lokale, kritische Dehnung mit $\varepsilon_{\text{krit}} = 2\%$ angenommen. Zur Implementierung des Risskriteriums in die numerischen Simulationen wurden die finiten Elemente, bei denen während der transienten Berechnung die kritische Dehnung überschritten wurde, auf den Status „gelöscht“ gesetzt. Mit dieser Methode konnte zwar eine gute Übereinstimmung des simulierten Erstarrungsrisswachstums mit den experimentellen Ergebnissen erzielt werden. Da jedoch die kritische Dehnung geschätzt bzw. a priori aus numerischen Simulationen ermittelt und wiederum als Risskriterium in die numerischen Simulationen eingesetzt wurde, kann mit diesem Verfahren die reale kritische Dehnung nicht verifiziert werden. Daher erscheint auch eine allgemeine Bauteilübertragbarkeit der Ergebnisse zweifelhaft.

Die für diese Untersuchungen eingesetzten numerischen Modelle wurden von Hilbinger et al. durch die besondere Berücksichtigung von Restschmelzen weiterentwickelt [86] [87]. Von Ploshikhin et al. wurde in vergleichbaren Untersuchungen eine kritische Akkumulation thermomechanisch bedingter Verschiebungen an den Grenzen von Restschmelzenfilmen als Risskriterium in den numerischen Simulationen angewendet [88]. Der Vorteil ist, dass hierdurch erste metallurgische Aspekte einer Mittenrissbildung bereits in den numerischen Simulationen berücksichtigt werden können.

Von Herold und Pshennikov [89] [90] wurden Untersuchungen zur Mittenrissbildung am Nahtende von Tandem-Unterpulverschweißungen großer Komponenten des Schiffbaus vorgestellt. Hierfür wurden die beim Schweißen auftretenden Querverschiebungsgeschwindigkeiten mit Hilfe von zwei Extensometern, rechts und links neben der Naht befindlich, bestimmt und mit numerisch berechneten Querverschiebungsgeschwindigkeiten verglichen. Dabei zeigte sich, dass mit der Ermittlung einer kritischen Querverschiebungsgeschwindigkeit v_{cr} , ab der eine Mittenrissbildung einsetzt, eine insbesondere in numerischen Simulationen anwendbare Methode zur Vorhersage von Mittenrissen darstellen kann. Allerdings wurde die Mittenrissbildung unter sehr speziellen Bedingungen untersucht. Es sollte überprüft werden, ob eine kritische Querverschiebungsgeschwindigkeit ein allgemeines Heißrisskriterium darstellen kann.

Von Wei et al. [82] [91] wurden numerische Simulationen zur Berechnung erstarrungsrisskritischer Dehnungen durchgeführt. Zur Modellierung der Energieverteilung des Lichtbogens wurde eine Gaußverteilung angenommen. Es konnte in diesem Zusammenhang gezeigt werden, dass bereits eine geringfügige Variation des thermischen Wirkungsgrads η

von 0,65 auf 0,7 in den Berechnungen zu einer deutlichen Veränderung der Temperaturverteilung in unmittelbarer Schmelzbadnähe führt (Bild 20).

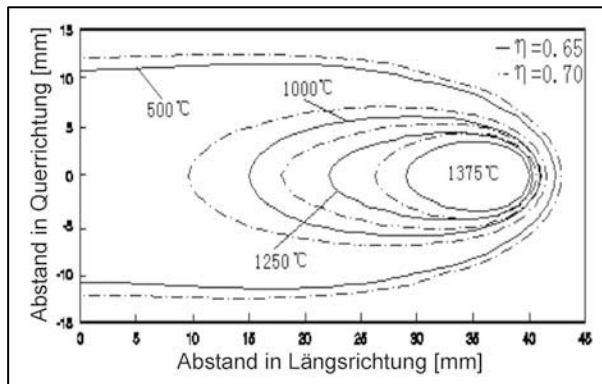


Bild 20: Einfluss des thermischen Wirkungsgrads η auf die Schmelzbadgeometrie und die Temperaturverteilung [82]

Da der thermische Wirkungsgrad von zahlreichen Randbedingungen beeinflusst werden kann, demonstrieren diese Untersuchungsergebnisse, dass die bisher eingesetzten Energieverteilungsmodelle zur exakten Berechnung der Temperaturverteilung in unmittelbarer Umgebung eines Schmelzbades kaum eingesetzt werden können.

II.4.2 Theoretischer Ansatz

Die in der Literatur aufgeführten Modelle und daraus abgeleiteten Kriterien zur Heißrissentstehung können nach Holt et al. [92] in zwei grundlegende Ansätze unterschieden werden:

- 1.) Modelle, die von einem spröden Materialzustand zum Zeitpunkt der Heißrissentstehung ausgehen
- 2.) Modelle, welche die Tendenz zur Heißrissbildung direkt mit der Möglichkeit zur Nachspeisung der Erstarrungsschrumpfung gegenüberstellen.

In dieser Aufzählung finden jedoch Modelle, in denen sowohl Erstarrungsschrumpfungen als auch thermomechanische Schrumpfungsvorgänge durch einen Nachfluss an Schmelze kompensiert werden, keine Berücksichtigung. Gerade aber die thermomechanischen Schrumpfungsvorgänge sind für die Heißrissbildung beim Schweißen besonders relevant und sollten als Ansatz 3 ergänzt werden. Ein typischer Vertreter jedes dieser drei Ansätze wird im folgenden dargestellt und diskutiert. Diese Modelle sind:

- Ansatz 1: Heißrisskriterium von Prokhorov
- Ansatz 2: Rate of Feeding – Rate of Shrinkage – Modell
- Ansatz 3: Rappaz - Drezet - Gremaud (RDG) – Kriterium.

II.4.2.1 Heißrisskriterium von Prokhorov

Um den Zusammenhang zwischen thermomechanischen Zugbeanspruchungen und einer Erstarrungsrissentstehung herzustellen, wurde von Prokhorov ein dehnungsbasiertes Erstarrungsrisskriterium entwickelt [93] [94]. Nach Prokhorov kann das „Versagen“ eines Werkstoffs während der Erstarrung nicht mit Methoden der klassischen Festigkeitslehre beschrieben werden. Es wurde von ihm daher der Begriff der „technologischen Festigkeit“ eingeführt, welcher den Widerstand eines Werkstoffs gegenüber einer Erstarrungsrissbildung repräsentieren soll.

Der Zusammenhang zwischen der technologischen Festigkeit und dem Temperaturverlauf während des Erstarrungsprozesses ist dadurch gegeben, dass eine Legierung vom Zustand der Schmelze bis zur vollständigen Erstarrung ein sogenanntes Brittleness-Temperature-Range (BTR) (Temperaturintervall der Sprödigkeit (TIS)) durchläuft. In diesem ist die technologische Festigkeit und das Verformungsvermögen signifikant klein, aber generell größer als Null. Das BTR wird ähnlich beschrieben wie das von Borland [68] eingeführte „Critical Solidification Range“. Das BTR beginnt beim fortgeschrittenen Erstarrungsprozess mit Erreichen der Temperatur $T_{BTR,max}$, ab der das Zusammenwachsen der Kristalle einsetzt und die Zirkulation der Schmelze zunehmend behindert ist. Im Gegensatz zu Borland, der eine Erstarrungsrissbildung auch im Stadium 2 für möglich hält, treten nach Prokhorov Erstarrungsrisse ausschließlich innerhalb des BTR auf. Ebenfalls im Gegensatz zu Borland definiert Prokhorov die untere Grenze des BTR nicht als die Solidustemperatur, sondern als eine Temperatur $T_{BTR,min}$, ab der die Festigkeit der Korngrenzen ausreicht, um nennenswerte mechanische Spannungen zwischen den Kristallen übertragen zu können.

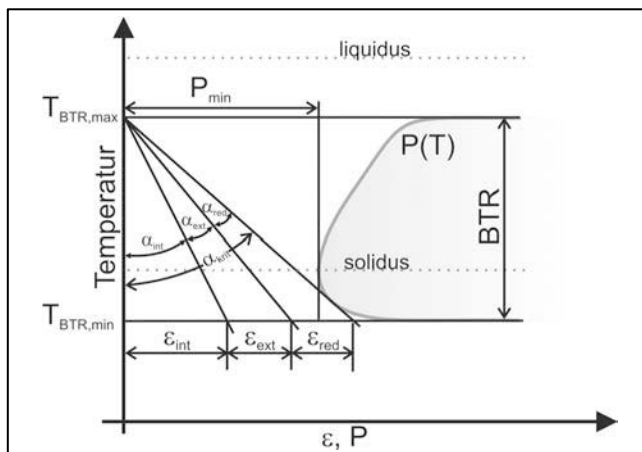


Bild 21: Technologische Festigkeit nach Prokhorov [94]

Der entscheidende Schritt von einer Erstarrungsrisstheorie zum Erstarrungsrisskriterium wird durch den konkreten funktionellen Zusammenhang zwischen der technologischen Festigkeit und der Temperatur erreicht (Bild 21).

Die Dehnungen, die zu Erstarrungsrissen führen können, werden verursacht durch die inneren Wärmebewegungen des festen Materials bei der Abkühlung und der Volumenschrumpfung der Schmelze beim Phasenübergang flüssig/fest. Diese werden als interne Dehnungen ε_{int} bezeichnet. Externe Dehnungen ε_{ext} können zum Beispiel durch eine mechanische Beanspruchung einer Probe während der Durchführung einer Schweißung (z.B. mit Hilfe eines Heißrisstests) erzeugt werden.

Die Verformungskurve $P(T)$ grenzt einen Bereich im Diagramm ein, in dem eine Dehnung $\varepsilon(T)$ größer als $P(T)$ zu einer Erstarrungsrissbildung führt. Die Funktion $P(T)$ ist dabei nach Prokhorov nur definiert innerhalb der Grenzen des BTR, weil eine Verformung des Metalls bei einer Temperatur größer $T_{\text{BTR,max}}$ zu keinen irreversiblen Veränderungen des Verformungsvermögen führt und bei einer Temperatur kleiner $T_{\text{BTR,min}}$ die Entstehung eines Erstarrungsrisses wegen der dann vorliegenden, hohen Duktilität des Werkstoffs ausgeschlossen wird.

Schneidet nun die Gesamtdehnungsfunktion $\varepsilon = \varepsilon_{\text{int}} + \varepsilon_{\text{ext}}$ zu einem beliebigen Zeitpunkt während der Kristallisation die Funktion $P(T)$, tritt eine Erstarrungsrissbildung auf. Ist dagegen die resultierende Gesamtdehnung kleiner als $P(T)$, wird die Differenz zwischen P_{min} und der Gesamtdehnung ε als technologische Sicherheit ε_{red} bezeichnet. Die Dehnung, welche im Laufe der Abkühlung zunimmt, kann näherungsweise linear auf die Zeit bzw. den Temperaturverlauf bezogen werden. Es kann anstelle einer kritischen Dehnung somit auch eine kritische Dehngeschwindigkeit $d\varepsilon/dt$ oder eine kritische Thermodeformation $d\varepsilon/dT$ nach Gleichung (6) angegeben werden.

$$\frac{d\varepsilon}{dT} = \frac{d\varepsilon}{dt} \cdot \frac{dT}{dt} \quad (6)$$

In dem Erstarrungsrisskriterium von Prokhorov bleiben die metallurgischen Mechanismen unberücksichtigt. Bisher konnte in diesem Zusammenhang nicht ausreichend geklärt werden, inwieweit sich die Erstarrungsbedingungen auf den genauen Verlauf der $P(T)$ -Funktion auswirken. Darüber hinaus existiert bis heute keine physikalische Definition des Begriffs „technologischer Festigkeit“. Ebenso ist fraglich, ob die kontinuumsmechanischen Begriffe „Dehnung“ und „Sprödigkeit“ den realen Zusammenhängen bei der Erstarrungsrissbildung entsprechen können.

II.4.2.2 Rate of Feeding / Rate of Shrinkage – Modell

Das sogenannte Rate of Feeding - Rate of Shrinkage (ROF-ROS) Modell wurde ursprünglich von Feurer im Jahr 1977 für die Erstarrungsrissbildung beim Gießen von Aluminiumlegierungen entwickelt [95]. Das ROF-ROS Modell wurde auf die Erstarrungsrissbildung beim Schweißen übertragen und beschreibt die dynamische Konkurrenzsituation, die sich aus der erstarrungsbedingten Volumenschrumpfung der Schmelze im interdendritischen Raum und deren Kompensation mit nachfließender Schmelze ergibt.

Beim ROF-ROS Modell wird vorausgesetzt, dass die Schmelze zur Volumenkompensation durch ein permeables Dendritennetzwerk hindurchfließen muss (Bild 22). Gemäß dem Modell tritt dann eine Erstarrungsrisbildung auf, wenn die Rate of Feeding (ROF), also die Nachflussrate der Schmelze, kleiner ist als die Rate of Shrinkage (ROS) bzw. Schrumpfrate.

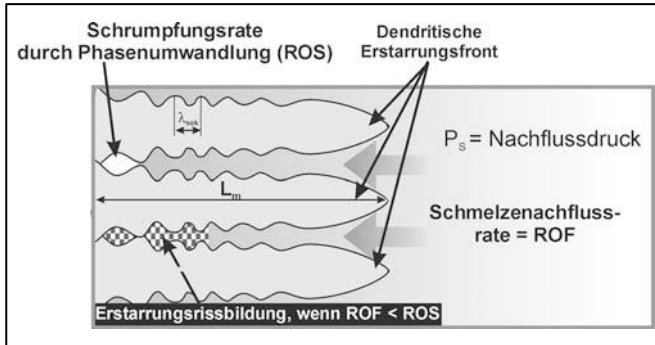


Bild 22: Schematische Darstellung des ROF-ROS Modells

Das resultierende Kriterium für die Entstehung eines Erstarrungsrisse kann dementsprechend in allgemeiner Form dargestellt werden als:

$$ROF < ROS.$$

Die ROF wird nach Gleichung (7) berechnet und hängt ab vom Volumenanteil der Schmelze im Dendritennetzwerk g_L , dem sekundären Dendritenarmabstand λ_{sek} , dem effektiven Nachflussdruck der Schmelze P_s , der Windungskonstante des dendritischen Netzwerks c , der Viskosität der Schmelze η und der Länge der Mushy Zone L_m .

$$ROF = \frac{1}{V} \cdot \left(\frac{\partial V}{\partial t} \right)_{feeding} = \frac{g_L^2 \cdot \lambda_{sek}^2 \cdot P_s}{24 \cdot \pi \cdot c^3 \cdot \eta \cdot L_m^2} \quad (7)$$

Unter der Annahme, dass die Dichte der festen Phase konstant ist, wird die ROS berechnet nach Gleichung (8). Die ROS hängt unter anderem ab von der Dichte des flüssigen Aluminiums am Schmelzpunkt $\rho_{0,Al}$, dem Koeffizienten für die Schmelze in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung a , der durchschnittlichen Abkühlrate T und der chemischen Zusammensetzung der Schmelze an der Phasengrenze fest/flüssig C_L .

$$ROS = \left(\frac{\partial \ln V}{\partial t} \right)_{shrinkage} = -\frac{1}{\rho} \cdot \frac{\partial \bar{p}}{\partial t} = \frac{(\rho_{0,Al} - \rho_s + a \cdot k \cdot C_L) \cdot T \cdot g_L^{(2-k)}}{\bar{\rho} \cdot (1-k) \cdot m_L \cdot C_0} \quad (8)$$

Von Olson et al. [96] wurde eine Modifikation des ROF-ROS Modells zur Berücksichtigung der Marangonikräfte vorgeschlagen. Entlang der Zellen oder Dendritenoberflächen sind sowohl Temperaturgradienten als auch Konzentrationsgradienten vorhanden. Daher können Marangonikräfte auch innerhalb der Mushy Zone das Nachfließvermögen der Schmelze, je nach Vorzeichen des Temperaturkoeffizienten der Oberflächenspannung, fördern oder verringern und sich damit maßgeblich auf die Entstehung von Erstarrungsrissen auswirken. Die Marangonikräfte werden durch den Summanden Φ in Gleichung (9) berücksichtigt.

$$ROF = \frac{g_L^2 \cdot \lambda_{sek}^2 \cdot (P_S + \Phi)}{24 \cdot \pi \cdot c^3 \cdot \eta \cdot L_m^2} \quad (9)$$

Der schematische Verlauf der ROF- und der ROS-Funktion in Abhängigkeit der Temperatur ist in Bild 23 dargestellt.

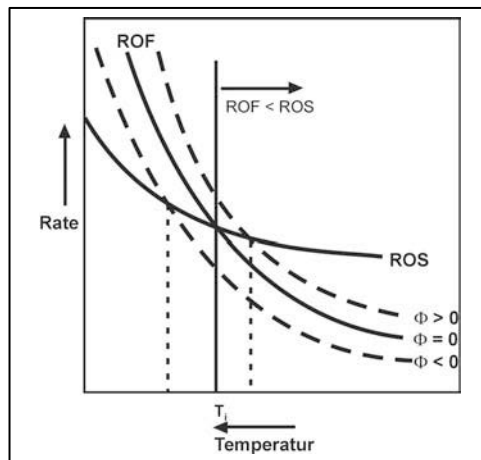


Bild 23: Rate of Feeding (ROF) und Rate of Shrinkage (ROS) als Funktion der Temperatur mit ($\Phi \neq 0$) und ohne ($\Phi = 0$) Berücksichtigung der Marangonikräfte [96]

Die Abhängigkeit der ROF-Funktion von der Temperatur ist dabei wesentlich ausgeprägter als die der ROS-Funktion, so dass die beiden mit abnehmender Temperatur monoton degressiv fallenden Funktionen einen Schnittpunkt bei der Temperatur T_i aufweisen. Daraus folgt, dass ab einer Temperatur kleiner T_i der Schmelzenachfluss nicht mehr ausreicht, um die Schrumpfung der Schmelze zwischen den Dendriten zu kompensieren. Ist bis zu diesem Zeitpunkt die Erstarrung nicht abgeschlossen, entsteht ein Erstarrungsriss.

Die Marangonikräfte können somit nach Gleichung (9), je nach Vorzeichen von Φ , die Nachflussrate der Schmelze erhöhen oder erniedrigen und verringern oder erhöhen damit die Wahrscheinlichkeit einer Erstarrungsrissbildung (Bild 23). Hierzu muss allerdings kri-

tisch angemerkt werden, dass ein signifikanter Einfluss der Marangonikräfte auf den Stofftransport an der Phasengrenze flüssig/fest im Zusammenhang mit der Entstehung von Erstarrungsrissen experimentell bisher nicht nachgewiesen werden konnte. Somit sind die Marangonikräfte bisher nur hypothetisch mit dem Auftreten von Erstarrungsrissen in Verbindung zu bringen.

II.4.2.3 Rappaz - Drezet - Gremaud (RDG)-Heißrisskriterium

Von Rappaz et al. wurde im Jahr 1999 das sogenannte RDG-Erstarrungsrisskriterium aufgestellt [15]. Grundlage hierfür ist, dass eine Erstarrungsrissbildung dann einsetzt, wenn der Kavitationsdruck der Schmelze zwischen den Dendriten unterschritten wird. Für das RDG-Kriterium werden folgende Annahmen getroffen:

Während der Erstarrung ist die Mushy Zone thermomechanischen Scher- und/oder Zugdehnungen ausgesetzt, die zu einer Änderung des Volumens zwischen den Dendriten führen. Zusätzlich treten zwischen den Dendriten Volumenänderungen durch den Phasenübergang der Schmelze beim stetigen Anwachsen an den Kristall auf. Die aus der Thermomechanik und der Erstarrung resultierende Volumendifferenz kann oberhalb der Kohärenztemperatur nur durch ein Nachfließen der Schmelze kompensiert werden. Dabei kann das Zwei-Phasen-System aus Schmelze und Dendriten solange eine erhöhte Volumenänderung durch einen erhöhten Schmelzenachfluss kompensieren, bis der Kavitationsdruck der Schmelze erreicht ist. Ist der Kavitationsdruck unterschritten, führt das Verdampfen der Schmelze zum Druckausgleich und ein stabiles Hohlraum- bzw. Risswachstum setzt ein.

Eine Erstarrungsrissbildung tritt demnach in Analogie zum ROF-ROS Modell aufgrund eines unzureichenden Nachflusses von Schmelze in die interdendritischen Räume auf. Als erster Ansatz für ein entsprechendes Kriterium wird eine Druckbilanz formuliert. Dabei werden die durch die Thermomechanik und/oder eine Mechanik (zum Beispiel durch einen fremdbeanspruchten Heißrissstest) indirekt hervorgerufenen Druckänderungen zwischen den Dendriten zu ΔP_ε zusammengefasst. Die Wirkung der Volumenschrumpfung infolge der Erstarrung auf den interdendritischen Druck wird durch ΔP_{sh} dargestellt. Der schwerkraftbedingte metallostatistische Druck P_m , der eine Funktion der Schmelzbadtiefe darstellt, wirkt dabei durch eine Erhöhung des interdendritischen Drucks einer Kavitationsbildung entgegen.

Wird der Moment der Entstehung einer Kavitation als Gleichgewichtsbilanz der einzelnen Druckbeiträge mathematisch formuliert, ergibt sich Gleichung (10).

$$\Delta P_c = \Delta P_\varepsilon + \Delta P_{sh} = P_m - P_c \quad (10)$$

In Gleichung (10) stellt ΔP_c die Summe der thermomechanisch- und phasenwechselbedingten Beiträge zur Verringerung des interdendritischen Drucks ($\Delta P_\varepsilon + \Delta P_{sh}$) dar, die gerade der Differenz zwischen metallostatistischem Druck P_m und dem Kavitationsdruck P_c entspricht.

Der zweite Ansatz zur Formulierung des RDG-Kriteriums basiert auf der Massenbilanzgleichung. Für den Fall, dass keine Dichteänderung oder Kompression des Mediums innerhalb eines betrachteten Volumenelementes auftritt, kann die Massenbilanzgleichung als Divergenz der Geschwindigkeitsvektoren \vec{v} dargestellt werden, welche nach Gleichung (11) null ergeben muss.

$$\text{div}(\vec{v}) = 0 \tag{11}$$

Für die Massenbilanz der Mushy Zone muss die Dichteänderung während der Erstarrung jedoch berücksichtigt werden, wodurch sich unterschiedliche Strömungsgeschwindigkeiten der eintretenden und der austretenden Massen ergeben. Es wird zunächst von einem zweidimensionalen Ausschnitt aus der Erstarrungsfront ausgegangen, welcher sich mit der konstanten Geschwindigkeit v_T = Wachstumsgeschwindigkeit der Dendriten = Geschwindigkeit der Liquidusisotherme in Wachstumsrichtung der Dendriten fortbewegt (Bild 24).

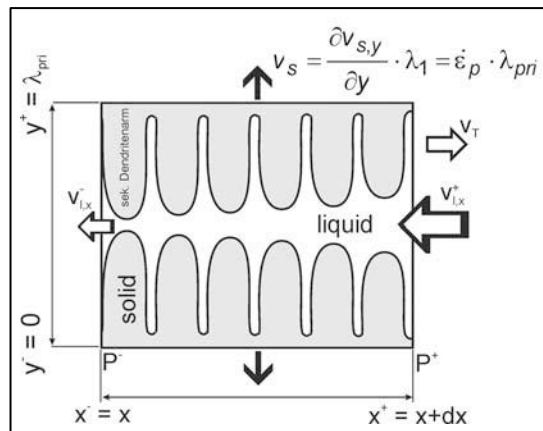


Bild 24: Massenströme für ein Volumenelement innerhalb der Mushy Zone [15]

Durch das zum Erstarrungsprozess synchron mitbewegte Koordinatensystem befindet sich das betrachtete Flächenelement in einem quasistationären Zustand. Die Fläche des betrachteten Elements weist eine Kantenhöhe von λ_{pri} = primärer Dendritenabstand und eine Kantenlänge von dx auf. Unter der Bedingung, dass die Strömung der Schmelze nur in x -Richtung auftritt und die Dendriten sich nur in y -Richtung bewegen, ergibt sich für die Massenbilanz dieses Flächenelements Gleichung (12).

$$\text{div}\langle \rho \cdot v \rangle - v_T \frac{\partial \langle \rho \rangle}{\partial x} = \underbrace{\frac{\partial(\rho_l \cdot f_l \cdot v_{s,x})}{\partial x}}_{\text{Term 1}} + \underbrace{\frac{\partial(\rho_s \cdot f_s \cdot v_{s,y})}{\partial y}}_{\text{Term 2}} - v_T \left[\underbrace{\frac{\partial(\rho_s \cdot f_s)}{\partial x}}_{\text{Term 3}} + \frac{\partial(\rho_l \cdot f_l)}{\partial x} \right] = 0 \tag{12}$$

mit: $\langle \rho \rangle = \rho_s \cdot f_s + \rho_l \cdot f_l$ und $\langle \rho v \rangle = \rho_s \cdot f_s \cdot v + \rho_l \cdot f_l \cdot v$

(Die Mittelung der Werte für $\langle \rho \rangle$ bzw. $\langle \rho_V \rangle$ bedeutet, dass die Dichte von Schmelze und Kristall als verschieden, aber während der Abkühlung als konstant angenommen werden.)

Die zusammengehörigen Terme von Gleichung (12) werden im folgenden separat erläutert:

Term 1 beschreibt die Differenz zwischen ein- und austretendem Schmelzestrom. Die Differenz ergibt sich aus der notwendigen Kompensation der thermomechanischen Dehnungen und der Volumenänderung durch den Phasenwechsel.

Term 2 beschreibt das Austreten der Masse aus der Referenzfläche durch das Auseinanderziehen der Dendriten in y-Richtung, welche durch die nachfließende Schmelze kompensiert wird.

Term 3 berücksichtigt die Dichteänderung durch den Phasenübergang flüssig/fest, der in dem betrachteten Flächenelement auftritt und durch die nachfließende Schmelze kompensiert wird.

Mit Hilfe der Darcy-Gleichung (13), die ursprünglich zur Berechnung der Fließgeschwindigkeit von Sickerströmungen aufgestellt wurde, wird die über die Länge x integrierte Gleichung der Massenbilanz und die Gleichung der Druckbilanz zusammengeführt. Für die Permeabilität K wird die Carman-Kozeny Näherung angewendet, Gleichung (14).

$$f_l \cdot v_{l,x} = -\frac{K}{\mu} \cdot \frac{dp}{dx} \quad (13)$$

mit

$$K = \frac{\lambda_{sek}^2}{180} \cdot \frac{(1-f_s)^3}{f_s^2} \quad (14)$$

Daraus ergibt sich nach [15] zur Berechnung der kritischen Dehngeschwindigkeit $F(\dot{\epsilon}_{p,max})$ Gleichung (15):

$$F(\dot{\epsilon}_{p,max}) = \frac{\lambda_{sek}^2}{180} \cdot \frac{G}{(1+\beta) \cdot \eta} \cdot \Delta p_c - v_T \cdot \frac{\beta}{1+\beta} \cdot H \quad (15)$$

mit:

$$F(\dot{\epsilon}_p) = \int_{T_{sol}}^{T_{liq}} \frac{E(T) \cdot f_s(T)^2}{(1-f_s(T))^3} dt \quad E(T) = \frac{1}{G} \int f_s(T) \cdot \dot{\epsilon}_p(T) dT$$

und:

$$H = \int_{T_{sol}}^{T_{liq}} \frac{f_s(T)^2}{(1-f_s(t))^2} dT$$

Die kritische Dehngeschwindigkeit hängt somit ab von dem primären und sekundären Dendritenarmabstand λ_{pri} bzw. λ_{sek} , dem Temperaturgradienten G , dem Schrumpfungsfaktor β , der Dichte der flüssigen und der festen Phase ρ_l bzw. ρ_s , der Wachstumsgeschwindigkeit v_t , dem Anteil Kristall f_s bzw. Schmelze f_l , dem Kavitationsdruck P_c , der Liquidus- und Solidustemperatur T_{liq} bzw. T_{sol} , dem metallostatistischen Druck P_m , der Dehngeschwindigkeit der primären Dendritenarme infolge äußerer Verformung $\dot{\epsilon}_p$ und der Viskosität der Schmelze η .

Zwischen den theoretischen Berechnungen mit Hilfe des RDG-Kriteriums und experimentellen Untersuchungen an Al – Cu Legierungen, in denen die Heißrissresistenz in Abhängigkeit der Kupferkonzentration bestimmt wurde, konnte eine gute Übereinstimmung festgestellt werden [15]. Das RDG-Kriterium stellt ein Kriterium für die Initiierung eines Erstarrungsrisses dar, mit dem im Gegensatz zum ROF-ROS Modell sowohl Schrumpfungsvorgänge als auch eine einachsige Beanspruchung berücksichtigt werden können [15].

Das RDG-Heißrisskriterium wurde von Rindler et. al. [97] im Jahr 2001 erweitert, indem ein modifiziertes Sheil-Gulliver-Modell zur Berücksichtigung von Rückdiffusionsprozessen und einer peritektischen Umwandlung verwendet wurde. Zwischen den mit Hilfe des erweiterten RDG-Heißrisskriteriums berechneten und mittels des PVR-Tests experimentell ermittelten kritischen Dehngeschwindigkeiten konnte für die untersuchten hochlegierten Stähle eine gute Übereinstimmung festgestellt werden. Allerdings sind weitere experimentelle Untersuchungen zur Bestätigung der Ergebnisse erforderlich, da zur Verifizierung der analytischen Berechnungen die globalen kritischen Dehngeschwindigkeiten der PVR-Proben, jedoch nicht die relevanten Dehngeschwindigkeiten in Schmelzbadnähe, herangezogen wurden.

Von Wang et al. [98] wird im Bezug auf das RDG-Kriterium darüber hinaus zurecht kritisiert, dass Erstarrungsrisse zumeist intergranular und nicht interdendritisch auftreten. Da an den Korngrenzen aber die Dendriten nicht parallel ausgerichtet sind, sondern unter einem Winkel aufeinander zuwachsen, ergeben sich an diesen Stellen andere Temperatur- und Konzentrationsverhältnisse als zwischen den Dendriten. Das RDG-Kriterium stellt deshalb, ebenso wie die ROF-ROS - Theorie, zwar ein Modell für eine Erstarrungsrissbildung dar, aber zur Beschreibung einer realen, intergranularen Erstarrungsrissbildung sind diese unzureichend. Es konnte in diesem Zusammenhang von Wang et al. [98] gezeigt werden, dass Erstarrungsrisse vornehmlich dann auftreten, wenn ein bestimmter Korngrenzenwinkel überschritten wird. In eigenen Untersuchungen [99] konnte zudem gezeigt werden, dass der Krümmungsradius der Schmelzbadfront einen signifikanten Einfluss auf die Erstarrungsrissentstehung ausüben kann. Demnach verstärken kleine Krümmungsradien in der Schmelzbadgeometrie die Tendenz zur Bildung von Erstarrungsrissen.

Darüber hinaus müssen in die Berechnungen sowohl für das ROF-ROS Modell als auch für das RDG-Kriterium Größen eingesetzt werden, die von den lokalen Erstarrungsbedingungen abhängig sind. Beispiele hierfür sind der sekundäre Dendritenarmabstand λ_{sek} und die Ausdehnung der Mushy Zone L_m . Die konstitutionelle Unterkühlung und damit λ_{sek} bzw. L_m sind besonders abhängig von den Schweißparametern und darüber hinaus entlang einer Schmelzbadfront variabel (vergl. Kapitel II.2). Daher können das ROF-ROS Modell und das RDG-Kriterium zum derzeitigen Stand die Erstarrungsrissentstehung nur unter sehr speziellen Bedingungen beschreiben.

II.5 Experimentelle Ansätze (Auswahl)

Die Heißrissresistenz eines Werkstoffes kann durch zahlreiche Faktoren beeinflusst werden, die zudem, wie in Bild 25 anhand der Erstarrungsrissbildung schematisch dargestellt, in komplexen Wechselwirkungen zueinander stehen.

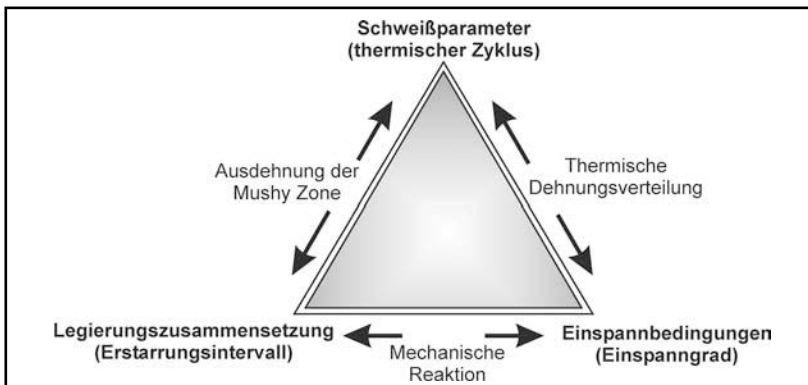


Bild 25: Abhängigkeiten der Einflussgrößen auf eine Erstarrungsrissbildung, nach Cross [100]

Eine Qualifizierung des Heißrissverhaltens von Mehrstofflegierungen sollte daher nicht anhand einzelner Einflussgrößen, wie zum Beispiel der chemischen Zusammensetzung eines Werkstoffes, vorgenommen werden. Vielmehr ist die Anwendung von Heißrisstests erforderlich, bei denen Werkstoffe realen Schweißbedingungen ausgesetzt werden. Wegen der hohen Bedeutung im Hinblick auf die Quantifizierung der heißrissrelevanten Einflussgrößen werden in der Literatur zahlreiche experimentelle Untersuchungen vorgestellt. Von diesen Literaturbeiträgen wurden im Hinblick auf die Zielstellung der vorliegenden Arbeit insbesondere diejenigen ausgewählt, die sich mit der Entwicklung von Heißrisstests und der Übertragbarkeit von Heißrisstestergebnissen beschäftigen.

Die Ergebnisse der Heißrisstests werden häufig in Form relativer Vergleiche (sprich Rankings, Ranglisten) gegenübergestellt. Dies ermöglicht es, die Einflüsse des Schweißverfahrens, der Schweißparameter, der Grund- bzw. Zusatzwerkstoffe, der Einspannbedingungen oder der Schutzgase auf die Heißrissentstehung in Relation zueinander zu setzen.

Bisher ist jedoch weder eindeutig geklärt worden, welcher Heißrisstest die aussagekräftigsten Ergebnisse liefert, noch wie die Heißrisstestergebnisse hinsichtlich einer Bauteilübertragbarkeit zu bewerten sind. Zur Vermeidung von Fehleinschätzungen stellt daher die Entwicklung von Methoden zur Übertragbarkeit von Heißrisstestergebnissen einen entscheidenden Schritt zur Heißrisssicherheit und damit zur Sicherheit geschweißter Bauteile dar.

In verschiedenen experimentellen Untersuchungen wurde daher bereits versucht, eine Übertragbarkeit der Testergebnisse verschiedener fremdbeanspruchender und/oder eigenbeanspruchender Heißrisstests herzustellen. Erste Vergleichsuntersuchungen zwischen dem PVR-Test der Universität Magdeburg und dem MVT-Test der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung zeigen, dass hinsichtlich eines qualitativen Rankings eine gute Übereinstimmung festzustellen ist [101]. Quantitativ konnte aufgrund der unterschiedlichen Test- und Auswertemethoden jedoch keine Vergleichbarkeit erreicht werden [101].

In einer Untersuchung von Herold et al. [102] wurden die Ergebnisse von Heißzugversuchen in der als „Moskau Prozedur“ bezeichneten Variante und in der Gleeble-Variante mit den Ergebnissen entsprechender PVR-Versuche verglichen. Für die drei untersuchten hochlegierten Stähle wurde unabhängig von den jeweils testspezifischen Probendeformationsraten und Auswertekriterien qualitativ ein übereinstimmendes Ergebnis erzielt. Quantitativ wiesen die Ergebnisse jedoch große Unterschiede auf. So lag beispielsweise die mit dem PVR-Test bestimmte kritische Verformungsgeschwindigkeit für den hochlegierten Stahl 1.4404 bei 0,66 mm/s. Die für denselben Stahl nach der „Moskau Prozedur“ bestimmte kritische Verformungsgeschwindigkeit lag bei 0,012 mm/s. Diese hohen Abweichungen resultieren vermutlich unter anderem daraus, dass die Beanspruchung im PVR-Test längs zur Schweißrichtung erfolgte und damit nicht der Beanspruchungsrichtung im Heißzugversuch nach der „Moskau Prozedur“ entsprach.

Von Rawlings und Wilken [103] wurden kritische Querverformungsgeschwindigkeiten i_{krit} für verschiedene hochlegierte Stähle und Nickelbasislegierungen sowohl mit Hilfe des MVT-Tests als auch des HDR-Tests bestimmt und miteinander verglichen. Es konnte jedoch nur qualitativ eine gute Übereinstimmung festgestellt werden. Die quantitativen Unterschiede wurden damit begründet, dass zur Vergleichbarkeit mit dem HDR-Test eine für den MVT-Test ungeeignete Probengeometrie gewählt werden musste [103]. Demgegenüber ist die Vergleichbarkeit von Testergebnissen verschiedener eigenbeanspruchender Heißrisstests mit dem MVT-Test selbst qualitativ gering [104].

Im Hinblick auf die Standardisierung von Heißrisstests wurden in einem umfangreichen Ringversuch auf internationaler Ebene darüber hinaus verschiedenste Heißrisstestverfahren miteinander verglichen [105]. Mit den Ergebnissen konnten allerdings schon deshalb keine eindeutigen Aussagen über quantitative Vergleichbarkeitsmöglichkeiten getroffen werden, da bei den Versuchen unterschiedliche Schweißparameter verwendet wurden. Als Ergebnis des Ringversuchs wurde daher empfohlen, verbindliche Schweißparameter bei

der Standardisierung von Heißrisstests festzulegen. Jedoch wurde bis heute nicht überprüft, ob dies ausreicht, eine quantitative Vergleichbarkeit zu erreichen.

Es zeigt sich daher, dass eine Vergleichbarkeit von Heißrisstests zwar angestrebt, aber bisher nur unzureichend verwirklicht werden konnte. Da die Methoden der Heißrisprüfung äußerst unterschiedlich sind, werden einige typische Verfahren im folgenden vorgestellt und diskutiert.

Heißrisprüfverfahren werden vornehmlich eingesetzt, um Versuche unter höheren Beanspruchungen und gleichzeitig definierteren Bedingungen im Vergleich zu realen Bauteilschweißungen durchführen zu können. Nach der Art der Lastaufbringung wird grundsätzlich unterschieden zwischen:

- 1.) Heißrisprüfverfahren mit eigenbeanspruchenden Proben (eigenbeanspruchende Heißrisstests)
- 2.) Heißrisprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben (fremdbeanspruchende Heißrisstests).

Bei den Heißrisprüfverfahren mit eigenbeanspruchenden Proben wird durch eine besondere konstruktive Gestaltung des Probenkörpers oder durch eine äußere Einspannung angestrebt, die Wirkung thermomechanischer Effekte auf die schmelzbadnahen Materialzonen definiert zu beeinflussen. Der Vorteil bei diesen Heißrisprüfverfahren stellt der geringe apparative Aufwand zur Durchführung dar. Tests dieser Art werden seit langem zur Qualitätssicherung in der Industrie [106] eingesetzt. Einige eigenbeanspruchende Heißrisstests werden zudem, wie zum Beispiel der Circular Patch Test, auch zur Aufstellung qualitativer Rankings verwendet [107].

Bei den Heißrisprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben erfolgt die Beanspruchung der Probe während des Schweißens durch eine mechanisch oder hydraulisch angetriebene Vorrichtung. Hierdurch wird theoretisch die schmelzbadnahe Materialzone in einer Richtung und an einer Stelle mindestens mit der Höhe der äußeren mechanischen Beanspruchung beaufschlagt. Daraus ergibt sich im Vergleich zu den eigenbeanspruchenden Heißrisstests eine höhere Prüfsicherheit. Die Beanspruchung kann entweder durch ein Ziehen, Biegen oder Scheren der Probe während des Schweißversuchs erfolgen. Um dabei die thermomechanische Eigenbeanspruchung, den Werkstoffverbrauch, den Präparationsaufwand und den apparatetechnischen Aufwand so gering wie möglich zu halten, sind die für einen fremdbeanspruchenden Heißrisstest erforderlichen Proben meist klein und geometrisch schlicht. Trotzdem lassen sich thermomechanische Eigenbeanspruchungen der Probe nicht ganz vermeiden, die dazu führen können, dass bereits ohne eine äußere Beanspruchung Heißrisse entstehen können. In diesem Fall ist eine Anwendung eines Heißrisstests mit fremdbeanspruchten Proben nicht sinnvoll.

Als Erweiterung der bestehenden Einteilungen der Heißrisstests in „Heißrisstests mit eigenbeanspruchenden Proben“ und „Heißrisstests mit fremdbeanspruchten Proben“ werden nach eigenen Überlegungen eigenbeanspruchende Heißrisstests weiterführend unterteilt in

„Beanspruchung durch Probengeometrie“ und „Beanspruchung mittels separater Einspannvorrichtung“. Fremdbeanspruchende Heißrisstests werden unterteilt in „Beanspruchung durch Zug“, „Beanspruchung durch Biegung“ und „Beanspruchung durch Scherung“. Eine grafische Übersicht zeigt Bild 26.

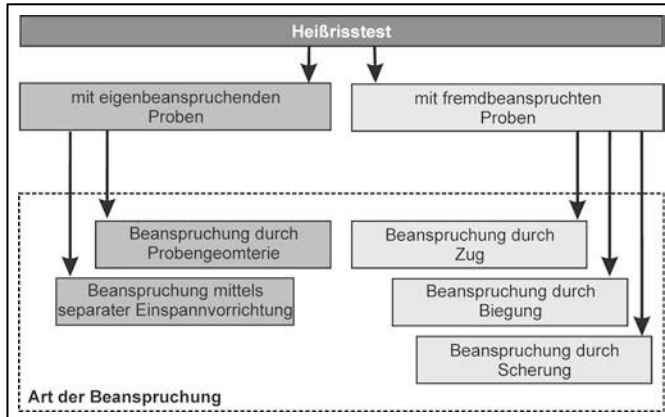


Bild 26: Erweiterte Einteilung der Heißrisstests

Der Vorteil dieses Schemas besteht darin, dass grundlegende Testprinzipien getrennt voneinander betrachtet werden. Hierdurch kann unter Umständen geklärt werden, welche Testprinzipien sich überhaupt miteinander vergleichen lassen. Untersuchungen zur Übertragbarkeit und Vergleichbarkeit verschiedener Heißrisstests stellen einen Schwerpunkt dieser Arbeit dar.

II.6 Heißrisstests mit eigenbeanspruchenden Proben

Zu der Gruppe der eigenbeanspruchenden Heißrisstests gehören zahlreiche Verfahren mit unterschiedlichen Verfahrensvarianten. Von Goodwin [108] wird die Anzahl der bis 1989 entwickelten und dokumentierten eigenbeanspruchenden Heißrisstests mit 95 angegeben. Ziel des folgenden Kapitels ist es daher, das Prinzip einiger ausgewählter Heißrisstests mit eigenbeanspruchenden Proben vorzustellen, um daraus Schlussfolgerungen hinsichtlich deren Aussagekraft ziehen zu können.

II.6.1 Beanspruchung durch Probengeometrie

II.6.1.1 Zug- und Biegeprüfung

Die Hakenrisszugprobe [109] stellt, wie Bild 27 zeigt, eine aus einem Schweißgut herausgearbeitete Standard-Rundzugprobe dar. Mit Hilfe einer Zugprüfmaschine wird die Rundzugprobe bei Raumtemperatur bis zum Bruch gezogen. Durch die Probendehnung werden eventuell im Probenmaterial vorhandene Mikroheißrisse aufgeweitet und weisen anschlie-

ßend einen hakenförmigen Verlauf auf. Die Auswertung der Proben erfolgt lichtmikroskopisch. Dieses Verfahren wird hauptsächlich von Schweißelektrodenherstellern zur Chargenkontrolle und zur Abnahme austenitischer Schweißzusatzwerkstoffe und Nickelbasislegierungen genutzt. In umfangreichen Vergleichsuntersuchungen mit Zugproben, die aus Mehrlagenschweißungen in Längsrichtung entnommen wurden, sind allerdings sehr unterschiedliche und teilweise gegensätzliche Ergebnisse erzielt worden [110]. Die hohen Abweichungen lassen sich auf die undefinierten Prüfbedingungen und auf das konkurrierende Risswachstum beim Ziehen der Probe zurückführen.

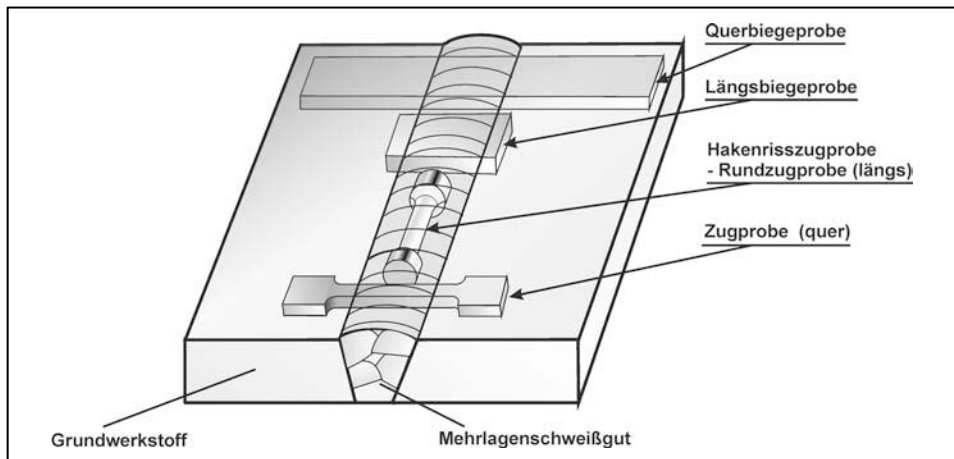


Bild 27: Entnahmeplan von Zug- und Biegeproben [111]

Für die Biegeprobe mit den Varianten Längs-, Quer- und Seitenbiegeproben werden ebenfalls aus einem Schweißgut Proben herausgearbeitet (Bild 27). Im zweiten Schritt werden die Proben mit dem Schweißgut in Scheitelpunktlage bei Raumtemperatur gebogen. Eventuell vorhandene Mikroheißrisse werden dadurch aufgezogen und können lichtmikroskopisch erfasst werden.

II.6.1.2 Doppelkehlnahtprobe

Bei der Doppelkehlnahtprobe [109] werden drei Varianten unterschieden, wobei Variante 1 (Bild 28) als Regelprobe zur Untersuchung von artgleichen oder artungleichen Schweißzusatzwerkstoffen gilt. Vor dem eigentlichen Versuch werden zwei Grundmaterialplatten mit den in Bild 28 dargestellten Abmaßen als T-Stoß mittig geheftet und mit einer Kehlnaht (Naht 1) zusammengeschweißt. Die eigentliche Heißrissprüfung geschieht beim Doppelkehlnahtversuch durch das Aufbringen der Naht 2. Zur Gewährleistung weitgehend definierter Steifigkeitsbedingungen muss Naht 2 dabei ein um 20% geringeres Nahtvolumen aufweisen als die Naht 1, wobei diese Bedingung nach dem Versuch an definierten Messstellen zu überprüfen ist. Hierzu ist anzumerken, dass insbesondere bei manueller Ausführung

der Schweißungen deutliche Abweichungen von dem vorgegebenen Nahtvolumenverhältnis zu erwarten sind. Angaben über zulässige Abweichungen fehlen jedoch.

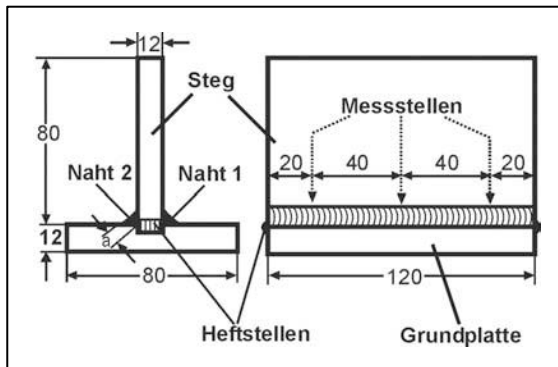


Bild 28: Doppelkehlnahtprobe [109]

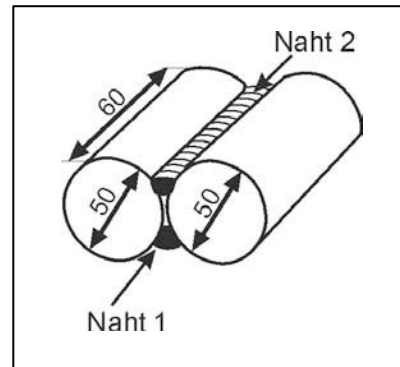


Bild 29: Zylinderprobe

Zur Auswertung des Versuchs soll Naht 2 mit einer Lupe auf Risse untersucht werden, jedoch fehlen auch hierzu weitere Angaben, wie die Ergebnisse quantitativ zu interpretieren sind.

II.6.1.3 Zylinderprobe

Die Zylinderprobe erfordert das Vorliegen des Grundwerkstoffs als Stangenmaterial mit mindestens 50 mm Durchmesser. Vom Versuchsablauf her vergleichbar mit der Doppelkehlnahtprobe werden zunächst zwei Rundstäbe mit den in Bild 29 dargestellten Abmaßen je nach den erforderlichen Steifigkeitsbedingungen durch eine oder mehrere Schweißraupen auf einer Seite zusammengeschweißt (Naht 1). Der Versuch geschieht durch das Aufbringen der Prüfraupe auf der gegenüberliegenden Seite (Naht 2), Bild 29. Die Auswertung des Versuchs wird durchgeführt, indem die Naht 2 mit Hilfe einer Lupe auf Risse untersucht wird. Dieser Test ist nur dann einsetzbar, wenn der Grundwerkstoff als Rundmaterial von 50 mm Durchmesser vorliegt. Da Schweißverbindungen in der Regel jedoch an Blechen ausgeführt werden, ist die erforderliche Geometrie einer Zylinderprobe nicht praxisnah und die Durchführung eines Zylinderprobenschweißversuchs oftmals gar nicht möglich.

II.6.1.4 Ringnutprobe – Ringsegmentprobe – Circular Patch Test

Zur Durchführung eines Circular Patch Tests wurde ursprünglich aus einer quadratischen Grundplatte ein Kreis ausgeschnitten und dieser wieder mit der Grundplatte zusammengeschweißt [107]. Da die Probenvorbereitung aufwendig ist, wurde die Ringnahtprobe bzw. Ringnutprobe entwickelt, bei der auf das Ausschneiden eines Kreises verzichtet wird (Bild 30). Die Ringnahtprobe stellt einen sehr empfindlichen eigenbeanspruchten Heißrisstest dar. Zur Herstellung der Probe wird in ein 25 mm dickes Probenblech eine in sich geschlos-

sene, kreisförmige, V-Nut, mit einer Tiefe von 9,5 mm und einem Öffnungswinkel von 60°, eingearbeitet. Der Durchmesser des Kreises soll 50,8 mm betragen. Die Prüfnahut wird der Nut folgend hergestellt, wodurch eine kontinuierliche und mit der Schweißlänge zunehmende Beanspruchung durch thermomechanische Schrumpfprozesse erfolgt. Ein wesentlicher Einwand gegen die Probenform ist, dass der Grundwerkstoff selten in einer Materialdicke von 25 mm zur Verfügung steht. Die Ringsegmentprobe [112] (Thomas-Ring-Probe) stellt eine modifizierte Ringnutprobe dar, bei der durch Hinzufügen sich überkreuzender Schweißnähte eine höhere Selbstbeanspruchung der Probe erreicht werden soll. Neben der geforderten Materialdicke von 25 mm ist die Herstellung einer Ringsegmentprobe sehr aufwendig, ohne dass eine wesentliche Verbesserung der Aussagekraft erreicht wird.

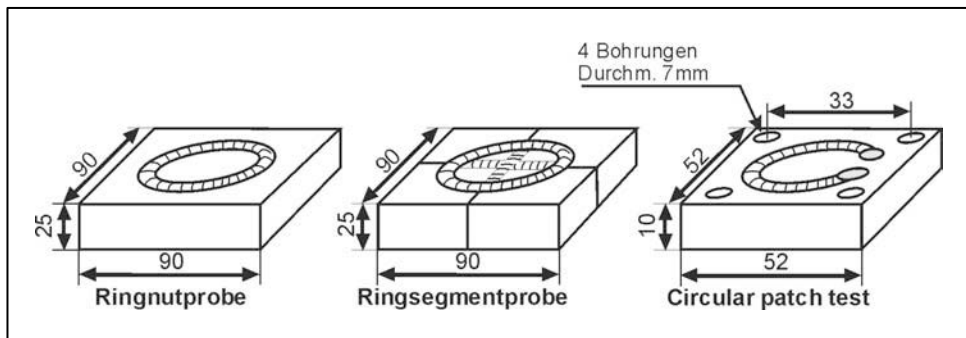


Bild 30: Ringnutprobe, Ringsegmentprobe [112], Circular Patch Probe [113]

Die am weitest verbreitete Methode zur Quantifizierung der Heißrissresistenz mit Hilfe der Ringnutprobe, Ringsegmentprobe oder des Circular Patch Tests ist die Messung des Winkels zwischen dem Startpunkt der Schweißung und dem ersten Auftreten eines Mittenrisses [107].

II.6.1.5 Houldcroft-Probe

Bei der Houldcroft Probe [114] wird durch Einschnitte mit unterschiedlicher Länge im Laufe des Schweißprozesses eine abnehmende Beanspruchung der schmelzbadnahen Materialzone in Nahtmitte erreicht (Bild 31). Für eine definierte Wärmeableitung während des Schweißens sollte die Probe auf einer Graphitplatte aufliegen, welche sich wiederum auf einer wassergekühlten Kupferplatte befindet [114]. In Abhängigkeit von den gewählten Schweißparametern und dem Werkstoff bzw. Werkstoffkombination entstehen Mittenrisse, über deren unterschiedliche Risslängen L Aussagen über die Heißrissneigung der einzelnen Prozess-Werkstoff-Kombinationen getroffen werden können [39].

Die geometrischen Abmessungen der Houldcroft-Probe wurden mehrfach modifiziert. So wurden beispielsweise von [115] Houldcroft-Proben zur Untersuchung verschiedener Alu-

miniumlegierungen mit einer Länge von 300 mm eingesetzt, um höhere MIG bzw. WIG-Schweißgeschwindigkeiten (200 mm/min.) realisieren zu können.

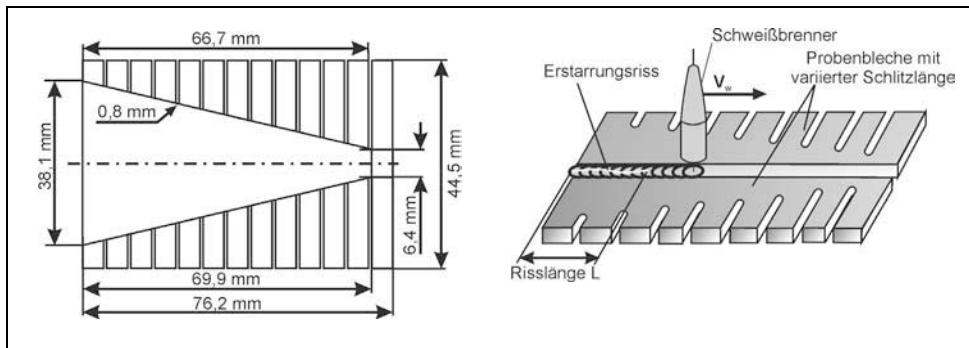


Bild 31: Houldcroft-Probe [114]

Zusätzlich kann eine Nut in die Houldcroft-Probe gefräst werden, um bei den Untersuchungen von Schweißzusatzwerkstoffen definiertere Bedingungen zu erhalten.

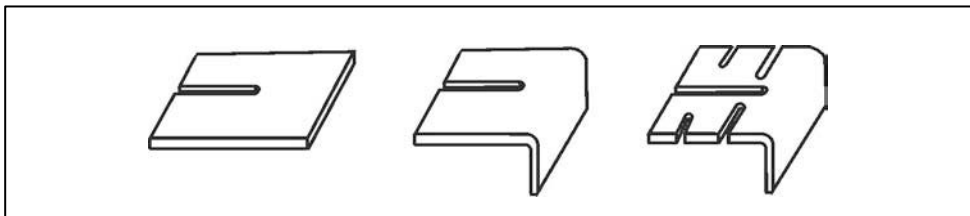


Bild 32: Schlitzproben [23]

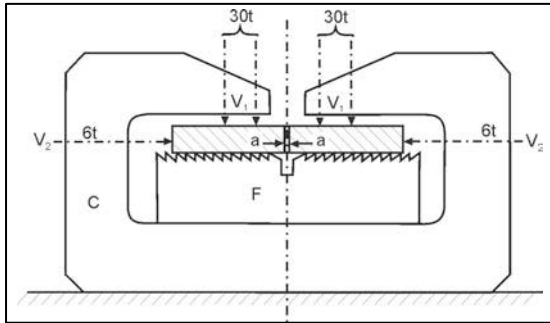
Neben der Houldcroft Probe existieren verschiedene Varianten von Schlitzproben, von denen einige in Bild 32 dargestellt sind. Nach Gavrilin [23] erzeugen dabei flache Proben aufgrund der geringeren Steifigkeit eine stärkere Eigenbeanspruchung als gebogene Proben.

II.6.2 Beanspruchung mittels separater Einspannvorrichtung

II.6.2.1 Fisco-Test

Beim Fisco-Test nach Schnadt (1957) werden eine oder mehrere Schweißraupen in einen Spalt zwischen zwei eingespannten Blechstücken aufgebracht [116]. Die eigentliche Testapparatur stellt eine sehr steife Rahmenkonstruktion dar (Bild 33). Die Höhe der Beanspruchung hängt von der Spaltform und bei gleicher Spaltform von der Spaltbreite ab, wobei die Beanspruchung mit zunehmender Spaltbreite zunimmt [116]. Die Blechdicke lässt sich

zwischen 1 mm bis 40 mm und die Spaltbreite zwischen 0 mm bis 6 mm variieren. Konkrete Angaben über die Steifigkeit des Fisco-Tests oder Messungen der beim Schweißen auftretenden Reaktionskräfte sind nicht bekannt. Mit Hilfe des Fisco-Tests wurden von Schnadt [116] lediglich qualitative Vergleichsuntersuchungen durchgeführt.



- C U-förmige Einspannvorrichtung
- F Unterlegplatte
- a Spaltbreite
- R Führung für Distanzlehre
- V₁ Fixierung der Probe (max. 30 t)
- V₂ Fixierung der Probe (max. 6 t)

Bild 33: Fisco-Test nach Schnadt [116]

II.6.2.2 Instrumented Restraint Cracking Test

Der Instrumented Restraint Cracking Test (IRC-Test) wurde von Hoffmeister et al. [117][118][119] zur Bestimmung der Kaltrissicherheit geschweißter Bauteile entwickelt und besteht im wesentlichen aus einer sehr steifen Rahmenkonstruktion. Im IRC-Test können Schweißversuche unter besonders hohen Einspannbedingungen vorgenommen werden. Im Gegensatz zum Fisco-Test enthält der IRC-Rahmen eine instrumentierte Aufnahmevorrichtung für Proben, die eine Messung von Reaktionskräften und –momenten während und nach dem Schweißprozess erlaubt (Bild 34 und Bild 35).

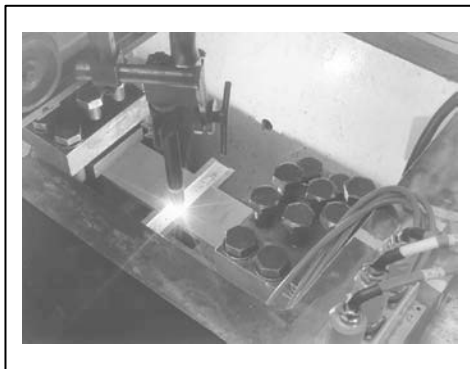


Bild 34: IRC-Versuch [120]

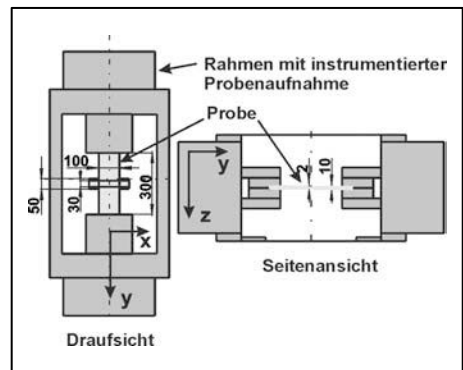


Bild 35: Skizze des IRC-Versuchs [120]

Darüber hinaus kann der Einspanngrad einer Probe im IRC-Test durch den Einbau von Distanzringen in gewissen Grenzen definiert variiert werden.

Die von Kannengießler et al. [120] durchgeführten Untersuchungen zum IRC-Test zeigen, dass dieser auch zu Heißrissuntersuchungen eingesetzt werden kann. Es konnte mit Hilfe des IRC-Tests festgestellt werden, dass bei hoher Einspannung der Proben die Intensität der Heißrissbildung abnimmt. Dies wurde damit erklärt, dass der Grundwerkstoff in Schmelzbadnähe durch günstige thermomechanische Materialbewegungen quer zur Naht die Volumenschrumpfungen der Schmelze bei der Erstarrung verringert bzw. kompensiert. In Anlehnung an das ROF-ROS Modell wurde dieser Effekt als „Solid Feeding“ bezeichnet.

II.6.2.3 Sigmajig-Test

Der Sigmajig-Test (1987) wird insbesondere als Heißrisstest im Dünnschichtbereich mit einer minimalen Dicke von bis zu 0,25 mm eingesetzt [121]. Die quadratische Standardprobe mit einer Kantenlänge von 50 mm wird vor Beginn des Schweißversuchs mit einer mechanischen Vorrichtung definiert vorgespannt (Bild 36).

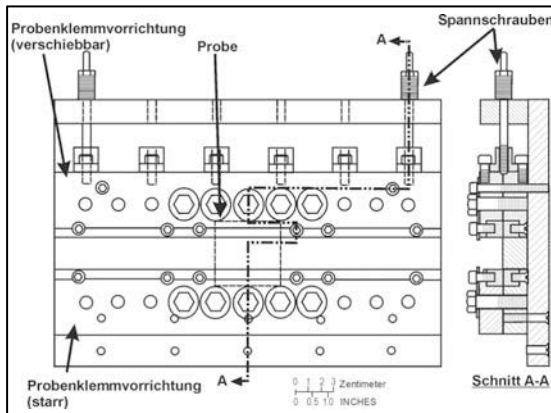


Bild 36: Sigmajig-Tests [121]

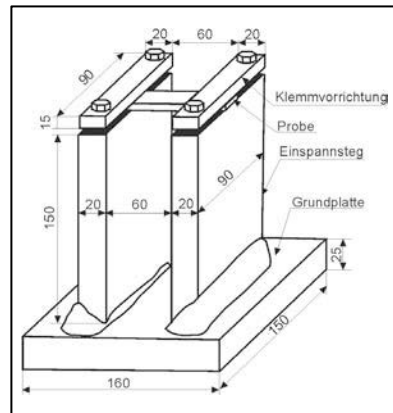


Bild 37: U-type Heißrisstest [125]

Die Quantifizierung der Heißrissresistenz eines Werkstoffs wird erreicht, indem die Vorspannung systematisch Probe für Probe erhöht wird. Ab einer bestimmten Grenzvorspannung treten in der Regel Heißrisse auf. Je höher diese Grenzvorspannung ausfällt, desto heißrissresistenter ist der Werkstoff [122].

Mit Hilfe des Sigmajig-Tests konnte von [123] qualitativ gezeigt werden, dass für die untersuchten Schweißverfahren WIG, Elektronen- und Laserstrahl mit zunehmender Streckenenergie die Heißrisswahrscheinlichkeit zunimmt und, dass bei weitgehend gleicher Streckenenergie die Erstarrungsrissneigung von der Schmelzbadform abhängen kann.

II.6.2.4 U-type Heißrisstest

Der U-type Heißrisstest (1986) wurde von Zhang et al. [124] [125] für Untersuchungen an dünnen Blechen entwickelt. Bild 37 zeigt den Versuchsaufbau. Die äußere, U-förmige Einspannvorrichtung der Probe wird gebildet aus einer Grundplatte und zwei senkrecht angeschweißten Einspannstegen. Diese werden vor dem Einsetzen einer Probe in die Klemmvorrichtung elastisch verformt, um den Schweißversuch, ähnlich wie beim Sigmajig-Test, unter einer statischen Zugbeanspruchung der Probe durchführen zu können.

II.6.3 Bewertung der eigenbeanspruchenden Heißrisstests

Die Unterschiede in der Aussagekraft von Heißrisstests mit eigenbeanspruchenden Proben werden im folgenden kurz zusammengefasst:

Bei den Heißrisstests mittels Zug- und Biegeproben werden keine Heißrisstests im eigentlichen Sinne durchgeführt. Vielmehr wird versucht, in einem beliebig erzeugten Schweißgutvolumen vorhandene Heißrisse zu vergrößern. Da keine definierte Probengeometrie vorliegt, ist die Eigenbeanspruchung der Proben nicht quantifizierbar. Zudem besteht grundsätzlich die Schwierigkeit, die gefundenen Risse überhaupt als Heißrisse zu identifizieren. Bei einem Heißrisstest mit Hilfe der Doppelkehlnahtprobe bleibt bei der Versuchsdurchführung ein erheblicher Ausführungsspielraum. Insbesondere die Form und Dicke der Heftstellen sind nicht näher festgelegt. Daher sind vergleichende Untersuchungen mit Hilfe der Doppelkehlnahtprobe fast ausgeschlossen.

Bei den vorgestellten eigenbeanspruchenden Heißrisstests mit einer Probenbeanspruchung mittels separater Einspannvorrichtung (Fisco-Test, IRC-Test, Sigmajig-Test und U-type Test) kann eine Quantifizierung der Heißrisstestresistenz nur durch eine Versuchsserie erreicht werden. Im Gegensatz dazu wird beispielsweise bei der Houldcroft- oder der Ringnut-Probe während des Schweißens einer einzigen Testnaht bereits eine signifikante Variation der Beanspruchung erreicht. Werden somit beispielsweise die Rissursprungspositionen mit der Schweißnahtlänge korreliert, kann auf die Heißrisstestresistenz des untersuchten Werkstoffs zumindest ansatzweise geschlossen werden. Dennoch bleibt aufgrund der unklaren Beanspruchungsverhältnisse infolge der verschiedenartig auf die Schweißnaht wirkenden Verformungen zu klären, ob mit diesen Tests eine Bauteilübertragbarkeit erreicht werden kann. Hinsichtlich dieser Zielstellung eignen sich eigenbeanspruchende Heißrisstests mit einer Probenbeanspruchung mittels separater Einspannvorrichtung prinzipiell besser, da die Testbedingungen den realen Bedingungen einer Bauteilschweißung weitgehend angepasst werden können.

In diesem Zusammenhang muss angemerkt werden, dass sich der Sigmajig-Test oder der U-type weniger zur Quantifizierung der Heißrisstestresistenz eines Werkstoffes eignen als vielmehr zu Untersuchungen über die Wirkung von Eigenspannungen auf die Entstehung von Heißrisen. Die Begründung hierfür ist, dass sich die Proben vor dem Schweißen durch die aufgebrachten Vorspannungen in einem quasi-eigenspannungsbeaufschlagten Zustand

befinden. Wie bereits von Kannengießer [126] gezeigt wurde, können durch das „Freischnitten“ von Eigenspannungen während einer Bauteilschweißung so hohe Beanspruchungen der schmelzbadnahen Materialzonen auftreten, dass Heißrisse entstehen. Hierauf wurde aber bisher weder im Zusammenhang mit dem Sigmajig-Test noch mit dem U-type Heißrisstest hingewiesen.

II.7 Heißrisstests mit fremdbeanspruchten Proben

Heißrisstests mit fremdbeanspruchten Proben wurden unter den verschiedensten Gesichtspunkten konzipiert. Daher unterscheiden sich die Testprinzipien teilweise erheblich voneinander. Im folgenden sollen deshalb anhand ausgewählter Beispiele die unterschiedlichen Ansätze zur Heißrisprüfung mit externer Beanspruchung aufgezeigt werden, wobei einige der Testapparaturen Prototypen darstellen.

II.7.1 Beanspruchung durch Zug

II.7.1.1 Heiß-Zug-Versuch nach Gleeble

Die üblicherweise für den Heiß-Zug-Versuch (HZ-Versuch) nach Gleeble eingesetzten Rundproben können entweder aus dem Grundwerkstoff, dem reinen Schweißgut oder quer zur Schweißrichtung einer Ein- oder Mehrlagenschweißung herausgearbeitet werden. Der HZ-Versuch erfolgt mit einer speziellen Heißzugapparatur, die schematisch in Bild 38 dargestellt ist.

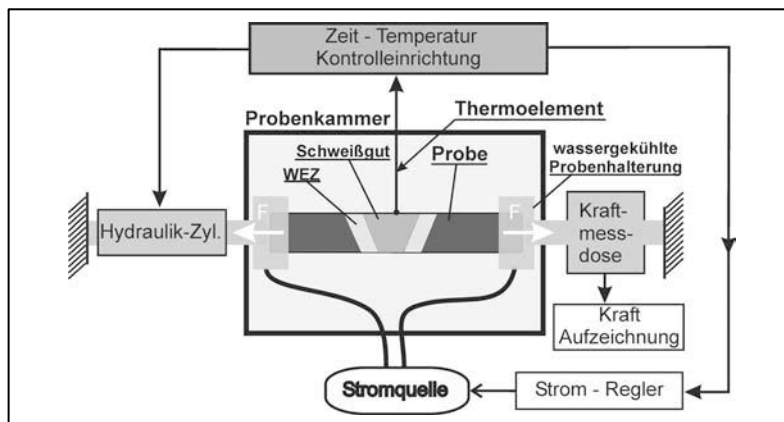


Bild 38: Schematische Darstellung des Heiß-Zug-Versuchs [128]

Die Probe befindet sich zur Durchführung des Versuchs in einer schutzgasbefüllten Probenkammer. Während eines HZ-Versuchs wird die Probe einem definierten Erwärmungs- und Abkühlzyklus ausgesetzt, um den Temperaturverlauf während einer Schweißung zu simulieren. Die Probe kann zu jedem beliebigen Zeitpunkt während des Temperaturzyklus

einer definierten Zugdehnung bzw. Zugkraft ausgesetzt werden, wobei die Querverformungsgeschwindigkeit im Bereich von ca. 5 mm/s bis 50 mm/s variierbar ist.

Das Aufheizen der Probe erfolgt durch konduktive Erwärmung. Das Abkühlen wird in den meisten Vorrichtungen durch Wärmeableitung in die wassergekühlten Probenhalter erreicht, wobei zwischen Aufheizen und Abkühlen der Probe eine gewisse Haltezeit zum Temperatúrausgleich innerhalb der Probe eingehalten werden sollte [127]. Zur Aufzeichnung und Steuerung des Temperaturzyklus wird ein Thermoelement auf die Probenoberfläche plaziert. Die Temperatur, bei der die Proben keine Einschnürung beim Bruch mehr aufweisen, wird Nullzähigkeitstemperatur T_{NZ} genannt. Dabei ist zu beachten, dass sich für die Aufheiz- und Abkühlphase unterschiedliche Werte für T_{NZ} ergeben können. Bei einer noch höheren Temperatur tritt die Nullfestigkeitstemperatur T_{NF} auf, bei der nahezu alle Korngrenzen aufgeschmolzen sind und die Zugfestigkeit der untersuchten Werkstoffprobe gegen Null geht. Zur quantitativen Bewertung der Heißrissresistenz im HZ-Versuch wird die Differenz zwischen Nullfestigkeitstemperatur T_{NF} und Nullzähigkeitstemperatur beim Abkühlen $T_{NZ,A}$ gebildet. Je größer dieser Temperaturbereich ausfällt, desto geringer ist die Heißrissresistenz des untersuchten Probenwerkstoffs.

II.7.1.2 Heiß-Deformationsrate-Versuch (HDR-Versuch)

Der Heiß-Deformationsrate-Versuch (HDR-Versuch) [129] eignet sich insbesondere zur Heißrissprüfung während der Herstellung einer Schweißverbindung unter Verwendung eines Schweißzusatzwerkstoffs. Zur Durchführung des Versuchs werden zwei Grundwerkstoffbleche mit Nahtvorbereitung in der entsprechenden Probenhalterung aus Kupfer befestigt. Während der Durchführung der Testschweißung werden die Grundwerkstoffplatten auf einer Kreisbahn mit einstellbarer, aber während des Versuchs konstanten Querverformungsgeschwindigkeit auseinandergefahren (Bild 39).

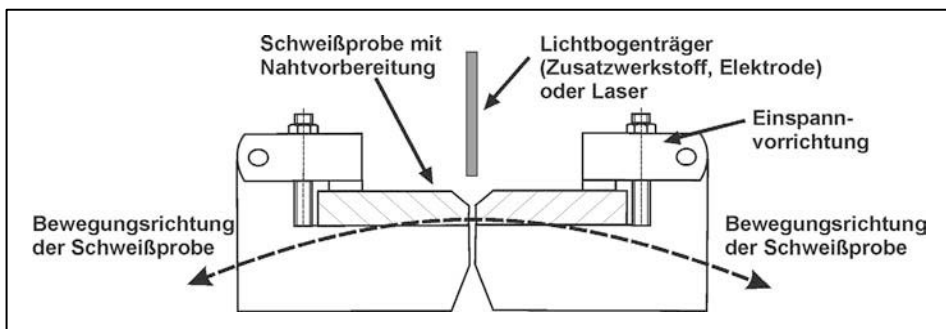


Bild 39: Versuchsprinzip des HDR-Test [129]

Die Querverformungsgeschwindigkeit, bei der zum ersten Mal an der Nahtoberfläche ein Makroriss auftritt, wird als „kritische Querverformungsgeschwindigkeit (i_{krit})“ bezeichnet und

repräsentiert das Maß zur quantitativen Beurteilung der Heißrissneigung einer Schweißverbindung. Als empirische Übergangsgeschwindigkeit vom heißriss-sicheren zum heißrissgefährdeten Schweißgut wird eine Grenze von 40 – 50 $\mu\text{m/s}$ angegeben [129].

Bedingt durch den Versuchsablauf lassen sich nur Längsrisse in Schweißnahtmitte (Erstarungsrisse) nachweisen. Diese Prüfung ist für alle gebräuchlichen Lichtbogenschweißverfahren geeignet. Der HDR-Test wurde von [130] modifiziert und erstmals für spezielle Heißrissuntersuchungen an Laserschweißverbindungen eingesetzt. Bei der Bestimmung der kritischen Verformungsgeschwindigkeit muss berücksichtigt werden, dass in jedem Bereich des Schweißnahtquerschnitts in Abhängigkeit vom Drehpunktabstand der Prüfeinrichtung eine andere Verformungsgeschwindigkeit vorliegt.

II.7.1.3 Programmierbarer Verformungsrate Test (PVR-Test)

Beim programmierbaren Verformungsrate Test (PVR-Test; Controlled Deformation Cracking Test) [131] [132] dient als Prüfkörper eine ausgearbeitete Flachzugprobe. Während des Prüfvorgangs wird die Probe mit linear ansteigender Zuggeschwindigkeit gezogen. Gleichzeitig wird in Längsrichtung eine Schweißnaht auf die Probe aufgebracht (Bild 40).

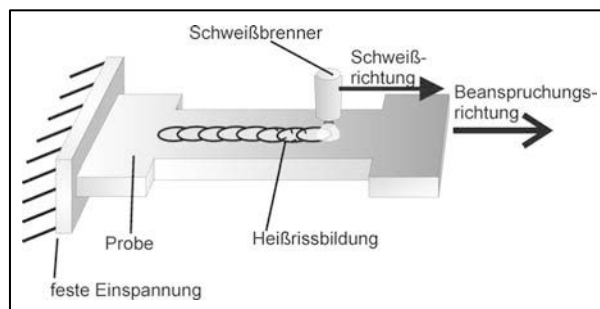


Bild 40: Prinzip des PVR-Tests [129]

In Ausnahmefällen können die Proben auch mit konstanter Zuggeschwindigkeit unter Variation der Schweißparameter beansprucht werden. Durch diesen Prüfmodus können Verfahrenseinflüsse auf die Heißrissentstehung untersucht werden.

Während der Durchführung des Versuchs wird die Zuggeschwindigkeit typischerweise von 0 mm/min auf 70 mm/min erhöht [133]. Die im PVR-Versuch erzeugten Heißrisse liegen quer zur Schweißrichtung. Als Kriterium für die Heißrissneigung eines Werkstoffs wird eine kritische Verformungsgeschwindigkeit $v_{\text{krit,PVR}}$ ermittelt, indem die Position des ersten Heißrisses, der bei 10-facher Vergrößerung festgestellt wird, mit der zum Entstehungszeitpunkt vorhandenen Zuggeschwindigkeit korreliert wird. Aus der Zuggeschwindigkeit des Querhauptes kann zudem anschließend die kritische Dehngeschwindigkeit der Probe $\dot{\epsilon}_{\text{krit,PVR}}$ berechnet werden.

II.7.2 Beanspruchung durch Biegung

II.7.2.1 Varestraint-Test

Der Varestraint-Test wurde erstmals 1965 von Lundin und Savage als Methode zur Heißrissprüfung vorgestellt [134] [135]. Die Bezeichnung Varestraint leitet sich als Abkürzung aus der englischen Bezeichnung für variable Einspannung (Variable Restraint) her. Dabei ist anzumerken, dass der Begriff „variable Einspannung“ in diesem Zusammenhang nicht mit der anerkannten Definition von Satoh et al. [136] konform ist und deshalb als umstritten gilt.

Beim Varestraint-Test wird zu einem definierten Zeitpunkt während eines Schweißprozesses eine Probe mit einer im Vergleich zur Schweißgeschwindigkeit hohen Geschwindigkeit längs zur Schweißrichtung um eine Matrize mit bekanntem Radius gebogen (Bild 41).

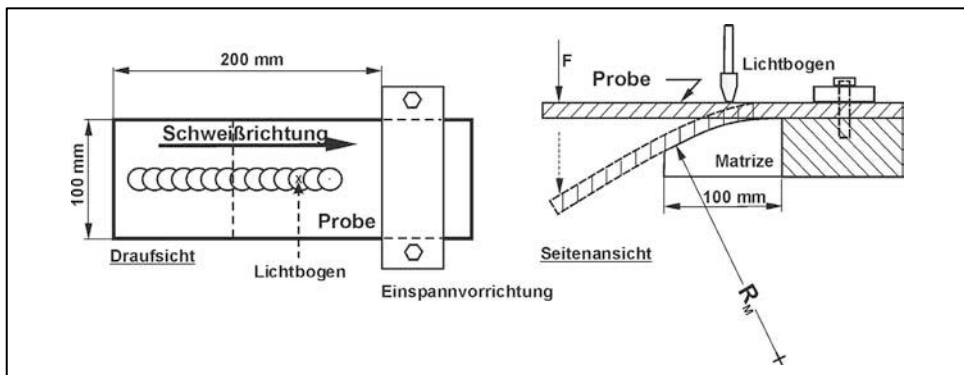


Bild 41: Prinzip des Varestraint-Tests [134]

Eine Probe nach einem Varestraint-Versuch kann nach unterschiedlichen Konzepten ausgewertet werden. Von Lin et al. [137] werden in diesem Zusammenhang die kumulierte Gesamtrisslänge (Total Crack Length = TCL); die maximale Gesamtrisslänge (Maximum Crack Length = MCL); die Heißrissanzahl (Total Crack Number = TCN) oder die minimale Dehnung ϵ_{\min} , bei der erstmals Heißrisse auftreten, genannt.

II.7.2.2 Transvarestraint-Test

Beim Transvarestraint-Test (1970) [138] wird, ähnlich wie beim Varestraint-Test, eine Werkstoffprobe zu einem bestimmten Zeitpunkt während des Schweißversuchs um eine Matrize mit bekanntem Radius gebogen. Der Unterschied zum Varestraint-Test besteht darin, dass die Beanspruchung nicht längs, sondern quer zur Schweißrichtung und meist schlagartig erfolgt. Die Auswertung eines Transvarestraint-Versuchs geschieht meist durch die Bestimmung der Länge des längsten Risses (MCL = Maximum Crack Length), der beim

Transvarestraint-Test in der Regel ein Mittenriss darstellt. Wird die Risslänge auf das Temperaturfeld zum Zeitpunkt der Biegung bezogen, kann das Brittleness Temperature Range (BTR) bestimmt werden. Im Gegensatz beispielsweise zum Konzept der Gesamtrissanzahl (TCN) als Maß zur Quantifizierung der Heißrissresistenz eines Werkstoffs, wird mit dem MCL ein Wert ermittelt, der mit dem Heißrisskriterium von Prokhorov korreliert ist.

II.7.2.3 Modifizierter Varestraint Transvarestraint Test (MVT-Test)

Der Modifizierte Varestraint Transvarestraint Test (MVT-Test) wurde an der Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung entwickelt [139] [140]. Mit Hilfe des MVT-Tests lassen sich sowohl Varestraint- als auch Transvarestraint-Versuche durchführen.



Bild 42: Der MVT - Test während einer Heißrissprüfung

Bild 42 zeigt den MVT-Test während eines Versuchs. Aufgrund seiner hohen Reproduziergenauigkeit hat der MVT-Test eine herausragende Stellung in Deutschland erlangt und wird sowohl zu Forschungszwecken als auch im Bereich der Qualitätssicherung eingesetzt. Zur Durchführung des MVT-Tests wird auf die Oberseite einer Werkstoffprobe der Länge nach vollmechanisiert eine WIG-Naht mit konstanter Vorschubgeschwindigkeit gelegt. Passiert der Lichtbogen die Mitte der Probe, wird auf diese eine definierte Biegedehnung bezüglich Größe und Geschwindigkeit aufgebracht, indem die Probe mittels Gesenke um eine Matrize mit bekanntem Radius gebogen wird. Die erreichte mechanische Gesamtdehnung ε_{tot} auf der Probenoberfläche nach dem Biegen (Biegedehnung) errechnet sich in guter Näherung gemäß Gleichung (16) aus dem verwendeten Matrizenradius R_M und der Probendicke P .

$$\varepsilon_{tot} \approx \frac{100 \cdot P}{2 \cdot R_M} [\%] \quad (16)$$

Da der Vorgang des Biegens innerhalb einer kurzen zeitlichen Phase während der Schweißung erfolgt, bilden sich Heißrisse in einer örtlich begrenzten Prüfzone auf der MVT-Probe. Zudem werden durch die charakteristische Dehnungsverteilung beim Biegen Heißrisse vornehmlich auf der Probenoberfläche erzeugt, weshalb zur Auswertung eines MVT-Versuchs auf metallografische Präparationen weitgehend verzichtet werden kann.

Für den MVT-Test werden Probencoupons mit einer Länge von 100 mm und einer Breite von 40 mm eingesetzt. Die Probendicke zur Durchführung eines Standardversuchs beträgt 10 mm. Sind Proben mit der entsprechenden Dicke nicht herstellbar oder sollen abweichend von den Standardversuchen andere Gesamtdehnungen der Probe erzeugt werden, kann ein MVT-Versuch auch mit einer anderen Probendicke, welche maximal 20 mm betragen kann, durchgeführt werden.

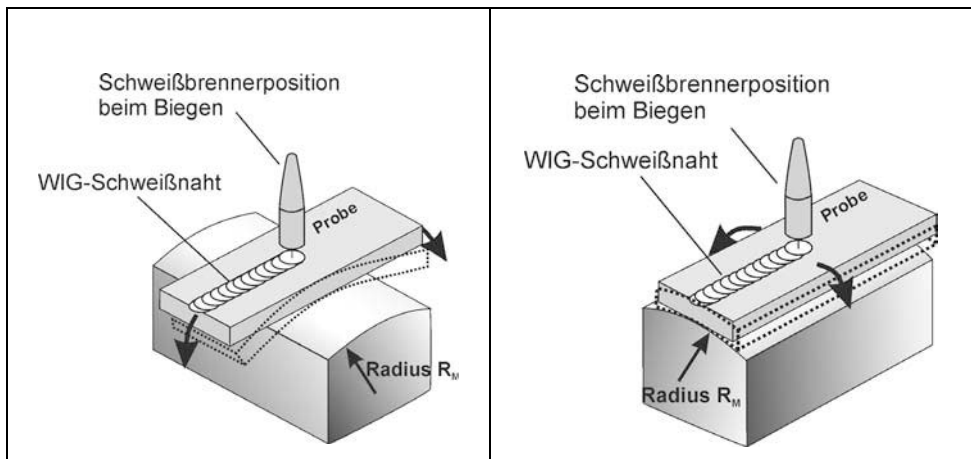


Bild 43: MVT – Versuch im Varestreint-Modus

Bild 44: MVT – Versuch im Transvarestreint-Modus

Ein wesentlicher Vorteil des MVT-Test gegenüber anderen Heißrisstests besteht darin, dass die Beanspruchungsrichtung der Proben sowohl längs (Varestreint-Modus) als auch quer (Transvarestreint-Modus) zur Schweißrichtung erfolgen kann. Diese Variabilität wird dadurch erreicht, dass die Matrizen je nach Testmodus entweder längs oder quer zur Schweißrichtung eingebaut werden können (Bild 43 und Bild 44).

Für eine Standardversuchsserie wird der Varestreint-Modus verwendet. Üblicherweise werden Standardversuche mit den drei Dehnungen 1%, 2% bzw. 4% und meist mit einer „niedrigen“ Streckenenergie von 7,5 kJ/cm und einer „hohen“ Streckenenergie mit 14,5 kJ/cm durchgeführt, so dass 3 bis 6 Proben benötigt werden. Tabelle 1 zeigt eine Übersicht über die entsprechenden Testparameter. Die Quantifizierung der Heißrisssensitivität geschieht bei Standardversuchen nach DVS-Merkblatt 1004-2 [129] durch das Aufsummieren der Längen aller Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrisse, die bei 25-facher

lichtmikroskopischer Vergrößerung auf der Probenoberfläche zu finden sind. Für die Ductility Dip Cracks wird eine gesonderte Gesamtrisslänge ermittelt.

Tabelle 1: Testparametersätze für MVT-Standardversuche

Probe	Gesamtdéhnung ϵ_{tot} [%]	Streckenenergie E_S [kJ/cm]	Schweißgeschwindigkeit v_s [cm/min]	Stromstärke I_S [A]
1	1	7,5	18	182
2	2	7,5	18	182
3	4	7,5	18	182
4	1	14	11	205
5	2	14	11	205
6	4	14	11	205

Die gemessene Gesamtrisslänge wird über der Gesamtdéhnung in ein MVT-Diagramm eingetragen. Anhand der drei darin eingezeichneten, empirisch ermittelten Sektoren mit der Bedeutung „heißrissicher“, „zunehmende Heißrissneigung“ und „heißrissgefährdet“ erfolgt je nach Zugehörigkeit der eingetragenen Werte die Beurteilung der Heißrissresistenz eines Werkstoffs für den entsprechenden Schweißparametersatz. Der MVT-Test stellt mit dem PVR-Test den national am häufigsten angewandten Heißrisstest dar.

Mit Hilfe des MVT-Tests können nicht nur Grundwerkstoff-, sondern auch Schweißgutuntersuchungen durchgeführt werden. Hierfür wird in einem ersten Schritt ein Mehrlagenschweißgut hergestellt. Aus diesem werden MVT-Proben herausgearbeitet und diese in einem zweiten Schritt einem Standard MVT-Versuch mit WIG-Wiederaufschmelznaht unterzogen. In eigenen Untersuchungen konnte in diesem Zusammenhang beispielsweise anhand der Nickelbasislegierung Alloy 59 gezeigt werden, dass ein mit dem Unterpulverschweißverfahren hergestelltes Schweißgut eine geringere Heißrissresistenz aufweist als ein entsprechendes Schweißgut, welches mit dem MAG-Impuls Verfahren hergestellt wurde [36].

II.7.2.4 Laserspezifischer Heißrisstest (LSHRT)

Der in Bild 45 dargestellte laserspezifische Heißrisstest (LSHR-Test) wurde speziell zur Heißrissprüfung für das Laserschweißverfahren an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung entwickelt und qualifiziert [141]. Beim laserspezifischen Heißrisstest wird während des Tests eine Probe in Form eines Blechsteifens der Länge nach gleichförmig um einen Dorn gewickelt. Auf die Probenoberseite wird senkrecht zur Wickelrichtung eine Laser-Blindschweißung gelegt, wobei aus der Relativbewegung zwischen Probe und Schweißkopf eine diagonal über das Blech verlaufende Prüfnah resultiert (Bild 46). Bild 47 zeigt eine Prinzipskizze des laserspezifischen Heißrisstests in Seitenansicht. Der laserspezifische Heißrisstest wurde für Blechdicken zwischen 2 bis 3 mm ausgelegt. Sowohl die Ansteuerung des Lasers als auch die Rotation des Dorns erfolgen CNC-gesteuert.

Die mechanische Probenbeanspruchung wird durch den Radius (R_{1-1} bis R_{1-3}) und die Rotationsgeschwindigkeit des Biegedorns eingestellt. Als Maß für die Heißrissneigung eines Werkstoffs wird die minimale Dehngeschwindigkeit herangezogen, bei welcher erstmals ein Makroriss auf der Probenoberfläche auftritt. Zur Berücksichtigung der geometrischen Längenausdehnung des Schmelzbades wird der Auftreffpunkt des Lasers um einen Abstand D_z von der Biegelinie verschoben.

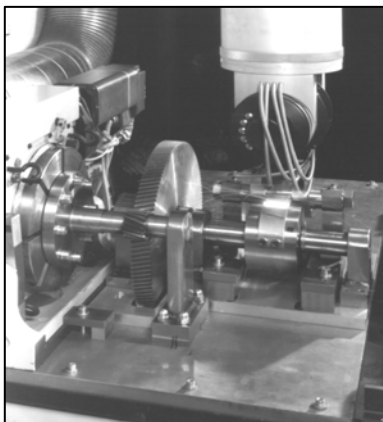


Bild 45: Der laserspezifische Heißrisstest

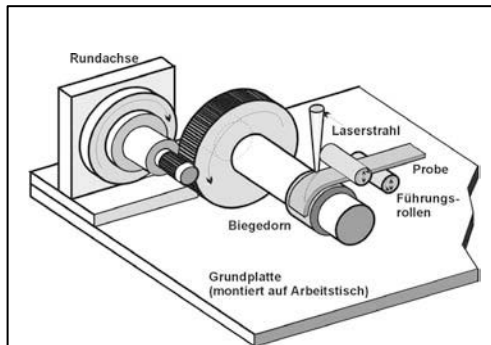


Bild 46: Skizze des laserspezifischen Heißrisstest

Mit Hilfe des laserspezifischen Heißrisstests wurden umfangreiche Untersuchungen zur Laserschweißbarkeit hochlegierter Stähle durchgeführt. Insbesondere wurde der Einfluss eines kinetisch bedingten Erstarrungswechsels von primär ferritisch zu primär austenitisch auf die Erstarrungsrisseinstehung von Schobbert et al. [142] untersucht.

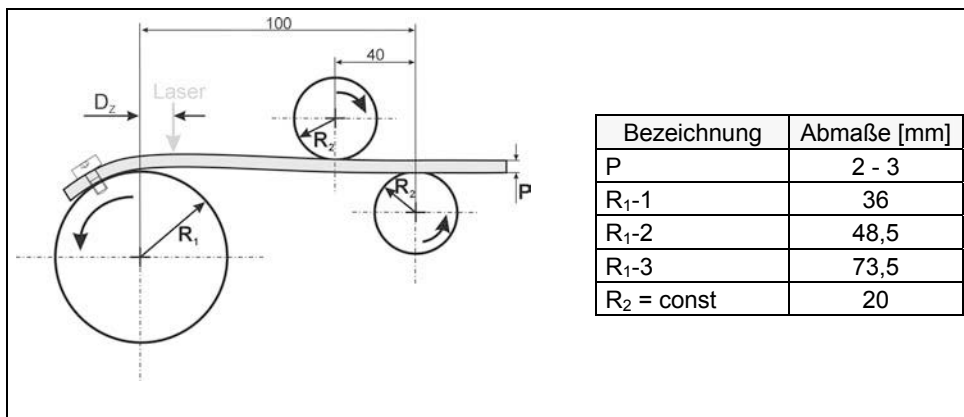


Bild 47: Schematische Darstellung des laserspezifischen Heißrisstests (Seitenansicht)

Ein wesentlicher Vorteil des laserspezifischen Heißrisstests ist, dass mehrere Prüfnähte auf eine Probe aufgebracht werden können. Dadurch eignet sich dieser Test insbesondere für umfangreiche Versuchsserien oder zur Optimierungen von Schweißparametern.

II.7.3 Beanspruchung durch Scherung

II.7.3.1 Variable Deformation Rate-Test (VDR-Test)

Die Versuchsanordnung des Variable Deformation Rate Tests (VDR-Test) [143] besteht aus zwei rechtwinklig angeordneten Blechen. Das waagrechte Blech wird während eines Versuchs mit konstanter, einstellbarer Winkelgeschwindigkeit um eine Kante rotiert.

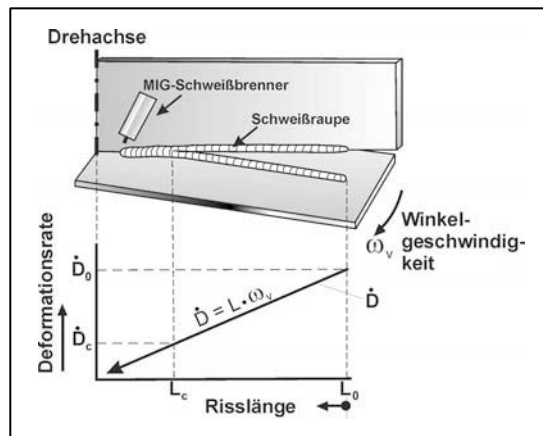


Bild 48: VDR-Test [143]

Der Schweißbrenner bewegt sich während des Versuchs auf die Drehachse zu, so dass die effektive Deformationsrate \dot{D} , welche die Winkelgeschwindigkeit ω_v multipliziert mit der Brennerposition L darstellt, am Schmelzbad kontinuierlich abnimmt (Bild 48). Die quantitative Auswertung des Versuch erfolgt durch die Ermittlung der kritischen Deformationsrate, bei welcher der laufende Riss gerade gestoppt wird.

II.7.3.2 KSLA-Test

Beim KSLA-Test (Koninklijke/Shell-Laboratorium, 1967) [144] rotiert der Probenwerkstoff in Form zweier parallel eingespannter Röhren (Länge = 150 mm, äußerer Durchmesser = 60 mm, Wandstärke = 10 mm) in entgegengesetzter Richtung. Die Röhren werden durch einen Motor mit variabler Übersetzung angetrieben. Der Versuch startet mit der höchsten Winkelgeschwindigkeit, welche während des Versuchs schrittweise reduziert wird. Zur Versuchsdurchführung wird eine Schweißnaht in den Winkel zwischen den beiden Röhren aufgebracht (Bild 49). In Abhängigkeit der Heißrisstestresistenz des Schweißguts

stoppt unterhalb einer bestimmten Geschwindigkeit die Mittenrissbildung, und die mechanische Kraft zur Aufrechterhaltung der Rotation steigt an. Da der Kraftverlauf über der Zeit gemessen wird, kann die Rotationsgeschwindigkeit, bei welcher erstmals ein Kraftschluss eintritt, bestimmt und der Test dann beendet werden. Je niedriger die Rotationsgeschwindigkeit beim Testabbruch ausfällt, desto geringer ist die Heißrissresistenz des untersuchten Werkstoffs. Der KSLA-Test hat den Vorteil, dass zwischen 12 bis 24 Versuche pro Probenpaar durchgeführt werden können.

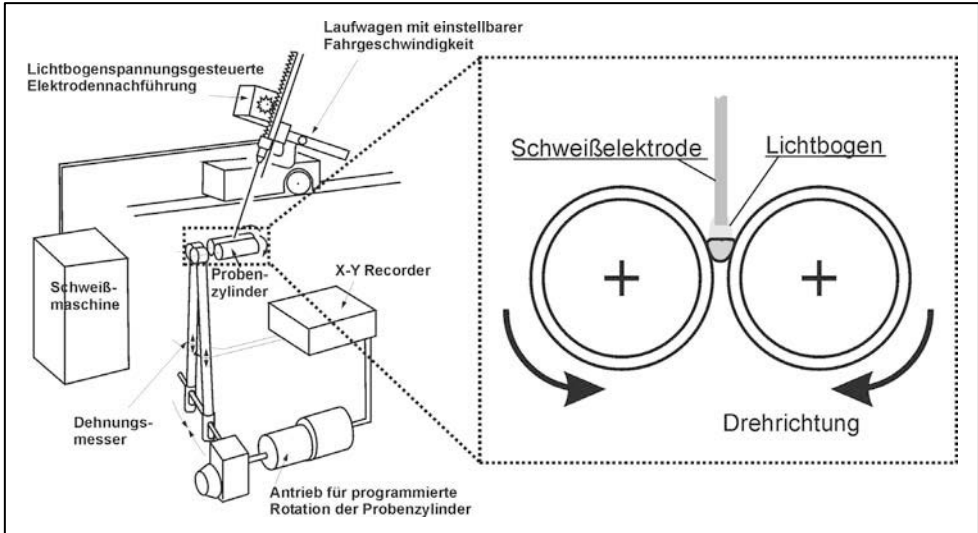


Bild 49: Aufbau und Funktionsweise des KSLA-Tests [144]

II.7.4 Bewertung der fremdbeanspruchenden Heißrisstests

Mit dem Heißzugversuch nach Gleeble kann die Neigung zu Wiederaufschmelzrissen und Ductility Dip Cracks quantitativ bestimmt werden. Zu Untersuchungen hinsichtlich der Erstarrungsrissbildung ist dieser Test jedoch nur bedingt geeignet, da beispielsweise die richtungsabhängigen Erstarrungsprozesse eines realen Schmelzbades aufgrund der unidirektionalen Wärmeableitung bei der Versuchsdurchführung nicht berücksichtigt werden können. Der Versuchsaufwand ist zudem wegen der erforderlichen großen Probenanzahl hoch. Zusammen mit der kostenintensiven Testapparatur ergeben sich daraus die wesentlichen Nachteile des Heißzugversuchs, welcher daher in der Regel selten eingesetzt wird.

Zum PVR-Test ist kritisch anzumerken, dass die inhomogene Temperaturverteilung während eines Schweißversuchs auch eine inhomogene Verformung der PVR-Probe bewirkt. Daher kann ohne Berücksichtigung der realen Dehnungsverteilung nur eine kritische Verformungsgeschwindigkeit $v_{krit,PVR}$ der Gesamtprobe ermittelt werden. Darüber hinaus wird

von Klug [133] zum PVR-Test angemerkt, dass der Vektor der beim Schweißen aufgeführten Dehngeschwindigkeit parallel zur Schweißrichtung verläuft. Damit entspricht die Beanspruchungsrichtung nicht den Verhältnissen, die in der Regel bei einer Bauteilschweißung auftreten. Hervorzuheben am PVR-Test jedoch ist, dass im Gegensatz zum Vareststraint-, Transvareststraint und MVT-Test während eines Versuchs die Beanspruchung variiert werden kann. Hierdurch kann der Aufwand zur Heißrissprüfung reduziert werden.

Beim VDR-Test und beim KSLA-Test wird die kritische Beanspruchung gemessen, bei der die Erstarrungsrissbildung gerade stoppt. Es konnte in diesem Zusammenhang jedoch bisher nicht geklärt werden, ob das Ende eines Erstarrungsrisswachstums bei der gleichen Beanspruchungsgeschwindigkeit erfolgt, bei der im Falle einer zunehmenden Beanspruchungsgeschwindigkeit ein Erstarrungsriss initiiert werden würde. Sollte das nicht der Fall sein, bleibt zu klären, ob die bei diesen Tests vorliegenden Beanspruchungsbedingungen überhaupt zur Untersuchung der Erstarrungsrissbildung geeignet sind. Versuchsbedingt kann darüber hinaus mit dem VDR-Test, dem KSLA-Test und dem HDR-Test lediglich die Mittenrissempfindlichkeit des Schweißguts, nicht jedoch zum Beispiel die Wiederaufschmelzrisseignung des Grundwerkstoffs, untersucht werden.

II.7.5 Stand der Standardisierung

Die Bedeutung der Standardisierung von Heißrissstests ist sowohl vor dem Hintergrund genereller Standardisierungsbestrebungen innerhalb der Europäischen Union als auch vor dem Hintergrund einer zunehmenden Globalisierung im internationalen Handel zu sehen [14].

Im Jahr 2004 wurde die ISO 17641 [13] verabschiedet, die sich aus drei Teilen zusammensetzt. Teil 1 stellt eine allgemeine Übersicht dar, Teil 2 beinhaltet die Heißrissprüfung mit selbstbeanspruchenden Proben, in welcher die Doppelkehlnahtprobe und die Zug- und Längsbiegeprüfung des Schweißguts enthalten sind.

Der Teil 3 der ISO 17641 [13] ist keine Norm, sondern ein Technischer Report und beschreibt die Heißrissprüfung mit fremdbeanspruchten Proben. In diesem sind der Heißzugversuch, der Vareststraint- und Transvareststraintversuch und der PVR-Test enthalten.

Eine internationale Standardisierung von Heißrissstests mit fremdbeanspruchten Proben konnte bis heute nicht erreicht werden, da kein Heißrissstest mit fremdbeanspruchten Proben existiert, der für alle Heißrissarten, Werkstoffe und Schweißverfahren gleichermaßen geeignet ist [145]. Zudem ist der apparative Aufwand hoch und es bestehen unterschiedliche Möglichkeiten für Institute, einen Test nachzubilden.

II.8 Zielstellung der Arbeit

Die Ursachen einer Heißrissbildung lassen sich auf das koinzidente Auftreten metallurgischer und thermomechanischer Effekte zurückführen. Obwohl zur Bewertung der Heißrissresistenz sehr unterschiedliche Methoden und Konzepte entwickelt wurden, erweisen sich diese insbesondere im Rahmen steigender Anforderungen an die Bauteilsicherheit zunehmend als unzureichend. Es müssen daher die zugrundegelegten Konzepte grundlegend analysiert und verbesserte Methoden zur Bewertung der Heißrissicherheit entwickelt werden.

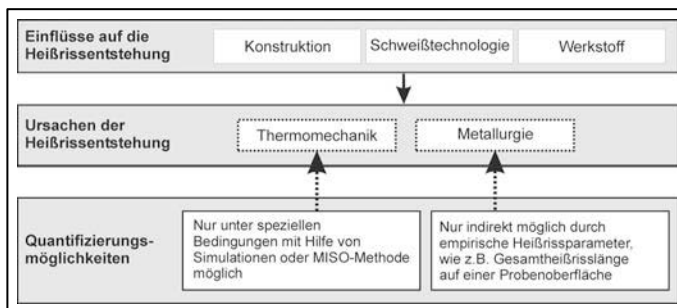


Bild 50 Quantifizierungsmöglichkeiten im Zusammenhang mit der Heißrissprüfung

Hierfür ist es erforderlich, für die Heißrissprüfung zwei grundsätzliche Zielstellungen abzuleiten, welche sich mit Hilfe von Bild 50 wie folgt darstellen lassen:

1.) Quantifizierung metallurgischer Einflüsse

Die Literatursauswertung ergab, dass zu den metallurgischen Einflüssen auf die Heißrissentstehung bereits umfangreiche Literaturbeiträge und Theorien vorliegen. Insbesondere wurde von zahlreichen Autoren qualitativ untersucht, welche chemischen Begleit- oder Legierungselemente eine Heißrissbildung begünstigen oder verhindern können (vergl. Kapitel II.4.1.1). Zur Untersuchung metallurgischer Einflüsse auf die Heißrissentstehung eignen sich insbesondere Heißrissstests mit fremdbeanspruchten Proben, mit deren Hilfe die Beanspruchungsbedingungen gezielt variiert werden können.

Zur Auswertung solcher vergleichenden Untersuchungen werden jedoch empirische Heißrissparameter, wie zum Beispiel die Gesamtrisslänge (TCL) oder die Gesamtrissanzahl (TCN), die nach Durchführung eines Versuchs auf der Probenoberfläche zu finden sind, herangezogen. In diesem Zusammenhang wurde jedoch bisher nicht untersucht, inwieweit sich mit solchen Heißrissparametern die realen Unterschiede im Heißrissverhalten verschiedener Werkstoffe tatsächlich messen lassen. Es sei an dieser Stelle beispielsweise auf das unerwartete Auftre-

ten von Erstarrungsrissen an Baustählen im Schiffbau hingewiesen [42], welche durch eine Standard-Versuchsauswertung vermutlich nicht prognostiziert worden wäre. Insbesondere im Hinblick auf steigende Anforderungen an die Bauteilsicherheit erweisen sich empirische Heißrissparameter unter Umständen als unzureichend.

2.) Übertragbarkeit von Heißrissstests

Die Übertragbarkeit von Heißrissstests auf Bauteilschweißungen stellt das wesentliche Ziel der Heißrissprüfung dar. Die Literatursauswertung ergab, dass hierzu kaum Konzepte vorliegen und dies auch nur unzureichend erreicht worden ist. Dieser Zustand ist einerseits darauf zurückzuführen, dass die zugrundeliegenden Mechanismen der Heißrissbildung bisher nicht vollständig aufgeklärt werden konnten. Andererseits ist insbesondere die Wirkung thermomechanischer Effekte auf die Heißrissentstehung bisher nicht ausreichend quantifiziert worden. Hierzu ergab die Literatursauswertung, dass zum derzeitigen Stand der Technik in unmittelbarer Schmelzbadnähe aufgrund der hohen Temperaturen keine Messdaten aufgenommen werden können. Selbst die von Matsuda [64] entwickelte MISO-Methode erlaubt nur eine Bestimmung kritischer Dehnungen im Schweißgut unter sehr eingeschränkten Bedingungen.

Neben experimentellen Untersuchungen stellen jedoch numerische Simulationen eine Möglichkeit dar, thermomechanische Einflüsse auf die Heißrissentstehung zu quantifizieren. Die im Kapitel II.4.1.3 vorgestellten numerischen Simulationen zur Erstarrungsrissentstehung zeigen allerdings, dass die verwendeten Erstarrungsrisskriterien nur unter speziellen Bedingungen gelten oder auf Annahmen beruhen. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die real beim Schweißen vorliegenden Erstarrungsmechanismen aufgrund ihrer hohen Komplexität (z.B. ortsabhängige konstitutionelle Unterkühlung) in den numerischen Simulationen meist nur unzureichend berücksichtigt werden können. Deshalb ist es nach wie vor essentiell, die Erstarrungsrissresistenz von Werkstoffen vor allem mit Hilfe von Experimenten zu bestimmen. In weiterführenden numerischen Simulationen lassen sich jedoch dann aus den Heißrissstestergebnissen Konzepte zur Übertragbarkeit ableiten.

Im Hinblick auf die durchzuführenden Untersuchungen zur Entwicklung aussagekräftiger Heißrissprüfverfahren ergibt sich im einzelnen folgende Aufgabenstellung:

1. Steuer- und regelungstechnische Überarbeitung des MVT-2 Tests, welcher eine wesentliche Weiterentwicklung des MVT-1 Tests darstellt, um Versuche mit variablen Beanspruchungsgeschwindigkeiten durchführen zu können.
2. Weiterentwicklung der Modelle zur Erstarrungsrissentstehung. Durch eine Kombination des ROF-ROS Modells mit dem Erstarrungsrisskriterium von Prokhorov sollen die zugrundeliegenden Mechanismen bei der Erstarrungsrissentstehung weiter aufgeklärt werden.

3. Bestimmung der erstarrungsrissskritischen Grenztemperatur T_{ER} der Legierung Alloy 602 CA in Abhängigkeit der Schutzgase Ar 4.8 bzw. Ar + 1% N_2 und verschiedener Schweißparameter. Hierdurch können die entsprechenden Einflüsse auf die Erstarrungsrisseentstehung weitergehend quantifiziert werden. Zur Bestimmung von T_{ER} mit Hilfe numerischer Temperaturfeldberechnungen muss zunächst einer Methode zur Berücksichtigung der realen Schmelzbadgeometrie in den Simulationen entwickelt werden.
4. Untersuchungen zum Einfluss der Beanspruchungsrichtung und Beanspruchungsgeschwindigkeit auf die Position der Erstarrungsrisse. Zudem soll der Einfluss der Beanspruchungsrichtung auf die kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit, bei der gerade keine Heißrisse mehr auftreten, untersucht werden. Es soll hierdurch geklärt werden, welche Beanspruchungsrichtung die aussagekräftigeren Ergebnisse liefert.
5. Mit Hilfe des MVT-2 Tests sollen Versuche mit variabler Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit durchgeführt und diese mit Hilfe verschiedener Heißrisparameter, wie beispielweise der Gesamtrisslänge (TCL), der durchschnittlichen Erstarrungsrislänge ($\langle L_{ER} \rangle$) oder der Gesamtrissanzahl (TCN) ausgewertet werden. Hierdurch sollen die Heißrisparameter identifiziert werden, mit welchen Unterschiede im Heißrisverhalten von Werkstoffen am besten quantifiziert werden können.
6. Hinsichtlich der Übertragbarkeit von Heißrisstests soll zunächst ein grundlegendes Konzept entwickelt werden. Anschließend sollen numerische Simulationen des MVT-2 Tests durchgeführt werden, um lokale kritische Dehnungen bzw. Dehngeschwindigkeiten zu berechnen. Diese stellen ein übertragbares Erstarrungsrissskriterium dar.
7. Entwicklung und Bau eines neuen Heißrisstests mit fremdbeanspruchten Proben, der sich für eine Vielzahl unterschiedlicher Schweißverfahren eignet und zudem eine frei Wahl der Beanspruchungsrichtung erlaubt.
8. Übertragung eines mit Hilfe des MVT-2 Tests und numerischer Simulationen ermitteltes Erstarrungsrissskriterium auf den neu entwickelten Heißrisstest.
9. Übertragung der MVT-1 Standardtestbedingungen auf den MVT-2 Test

III Versuchswerkstoff, Versuchsvorrichtungen und numerischer Ansatz

III.1 Charakterisierung des Versuchswerkstoffs

Als Versuchswerkstoff für die durchgeführten Untersuchungen wurde die hochkohlenstoffhaltige Nickel-Chrom-Eisenlegierung Alloy 602 CA (Werkstoff-Nr.: 2.4633, NiCr25FeAlY) ausgewählt. Die Legierung Alloy 602 CA enthält Zusätze der Mikrolegierungselemente Titan, Zirkonium, Aluminium und Yttrium. Die spezifischen Eigenschaften der Legierung Alloy 602 CA, welche zu den korrosionsbeständigen Hochtemperaturwerkstoffen gehört, sind in der Literatur [146] [147] ausführlich dargestellt. Die hohen Warm- und Zeitstandfestigkeiten werden vorrangig durch eine Karbidhärtung mit primären Chromkarbiden vom Typ $M_{23}C_6$ und M_7C_3 erreicht [148], welche im Schlibbild sowohl an den Korngrenzen als auch innerhalb der Körner erkennbar sind (Bild 51).

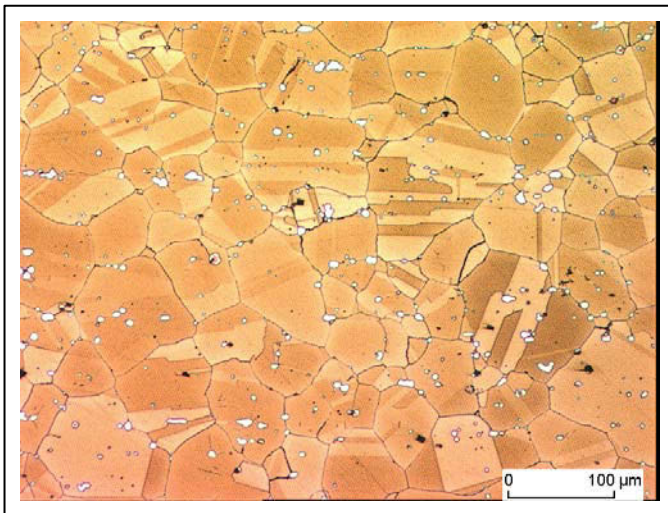


Bild 51: Alloy 602 CA – Mikroschliff des Grundwerkstoffs mit Primärchromkarbiden vom Typ $M_{23}C_6$ und M_7C_3 (Ätzung nach Blöch Wedel II)

Der Grund für die gute Korrosionsbeständigkeit bei Temperaturen oberhalb von 950 °C ist eine passivierende und festhaftende Al_2O_3 -Schicht, die sich bei diesen Temperaturen auf der Oberfläche ausbildet. Die Legierung Alloy 602 CA wird daher für wärmetechnische und chemisch/petrochemische Verfahren sowie im Kraftwerksbau zunehmend eingesetzt [149]. Unterhalb von ca. 950 °C bilden sich, wie bei Nickel-Chrom-Legierungen typisch, hauptsächlich Chromoxidschichten aus, welche das Material passivieren und es gegen Aufkohlung, Aufstickung und gegen Korrosionsangriff in chloridhaltigen Medien schützen.

Das Erstarrungsintervall der Legierung Alloy 602 CA liegt nach [149] zwischen 1400 °C und 1370 °C. Die Dichte beträgt bei Raumtemperatur 7,9 g/cm³ [149]. Die chemische Zusammensetzung des Versuchswerkstoffs wurde mit Hilfe der Funkenemissionsspektrometrie (FESI) bestimmt und kann Tabelle 2 entnommen werden.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung des Alloy 602 CA, Massenanteile in Prozent

Ni	Fe	Ti	Zr	Mo	Al	P
Cr	Mn	C	Cu	Si	Y	S
62,1	9,45	0,140	0,10	0,080	2,35	0,007
25,55	0,070	0,165	0,010	0,040	0,06	0,002

III.2 Spezifisches Heißrissverhalten des Alloy 602 CA

In vorangegangenen Untersuchungen wurde festgestellt, dass die Legierung Alloy 602 CA eine außergewöhnlich hohe Abhängigkeit der Heißrissresistenz vom jeweils eingesetzten Schutzgas bzw. Schutzgasgemisch beim Schweißen aufweist. Umfangreiche Untersuchungen zur Quantifizierung des Schutzgaseinflusses auf die Heißrissresistenz wurden sowohl mit dem MVT- [36] als auch mit dem PVR-Test [148] durchgeführt. Die MVT-Ergebnisse sind in Bild 52 als MVT-Diagramm aufbereitet und können wie folgt zusammengefasst werden:

Bei Verwendung des Schutzgases Argon 4.8 befinden sich die gemessenen Gesamtrisslängen sowohl für die Biegedehnung 1% als auch für die Biegedehnung 4% in Sektor 2 („zunehmende Heißrissneigung“) an der Grenze zum Sektor 3 („heißrissgefährdet“). Bei Verwendung des Schutzgases Argon + 2% H₂ wurde eine Verringerung der Heißrissresistenz festgestellt, da die gemessenen Gesamtrisslängen alle in Sektor 3 („heißrissgefährdet“) liegen. Wurden Anteile von Stickstoff dem Schutzgas zugemischt, konnte eine signifikante Erhöhung der Heißrissresistenz festgestellt werden. Für alle untersuchten stickstoffhaltigen WIG bzw. MIG/MAG-Schutzgase (Bild 52) lagen die gemessenen Gesamtrisslängen in Sektor 1 („heißrissicher“). Es muss an dieser Stelle betont werden, dass die Einteilung des MVT-Diagramms in die drei genannten Sektoren ein rein empirisches Vorgehen darstellt. Vor diesem Hintergrund bedeutet beispielsweise die Zuordnung eines Werkstoffs zum Sektor „heißrissicher“ keineswegs, dass eine Heißrissbildung beim Schweißen unter allen Umständen ausgeschlossen werden kann.

Im Zuge dieser eigenen Voruntersuchungen konnte mit Hilfe des MVT Tests weiterhin festgestellt werden, dass Stickstoffanteile aus dem Schutzgas in der Schmelze gebunden werden und zu einer dauerhaften Erhöhung der Heißrissresistenz führen [36]. Hierfür wurden zunächst WIG-Umschmelznähte auf MVT-Grundwerkstoffproben unter Verwendung von Schutzgasen mit definierten Stickstoffanteilen ohne äußere Beanspruchung geschweißt. Die Proben wurden anschließend im MVT Test mit Ar 4.8 geprüft. Es wurde bei der Auswertung eine nahezu identische Heißrissresistenz gemessen wie bei den Vergleichsproben, welche ohne Umschmelznaht mit den entsprechenden stickstoffhaltigen Schutzgasen im

MVT-Test getestet wurden. Somit zeigte sich, dass Stickstoff während des ersten Schweißprozesses im Schweißgut gebunden wird und auch in einer zweiten Überschweißung unter Reinargon seine Wirkung nicht verliert.

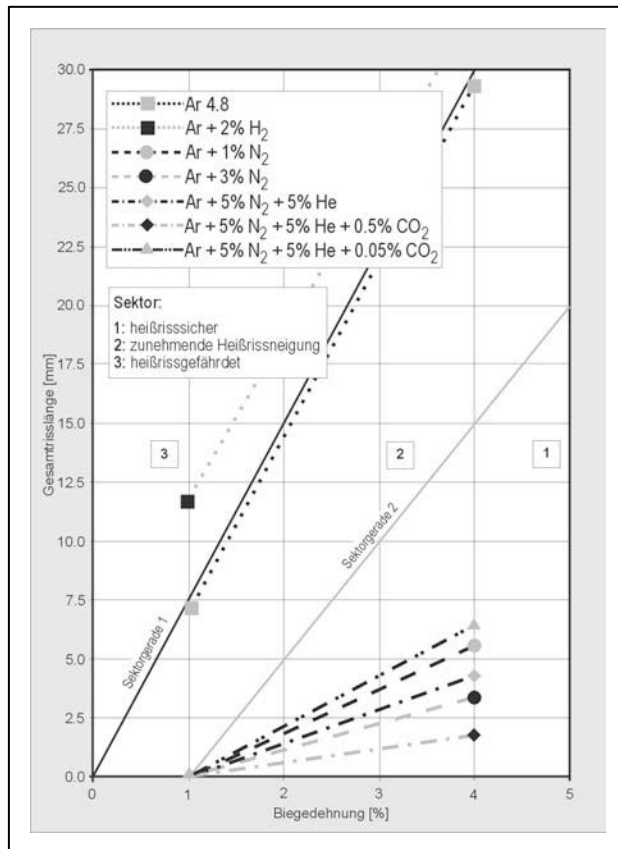


Bild 52: Einfluss des Schutzgas(-gemischs) auf die Heißrissresistenz des Werkstoffs Alloy 602 CA

In weiteren Untersuchungen zur spezifischen metallurgischen Wirkung des Stickstoffs auf die Legierung Alloy 602 CA wird von Zinke et al. [148] berichtet, dass sich durch die Zugabe von Stickstoff in das Schutzgas chromreiche Ti-Karbonitride mit teilweise hohen Y- und/oder Zr-Anteilen ausbilden. Durch diesen Effekt tritt eine weniger kompakte Belegung der Dendritengrenzen mit primären Chromkarbiden auf, die als eine mögliche metallurgische Ursache für die Heißrissentstehung bei der Legierung Alloy 602 CA identifiziert wurden.

Zusammenfassend wird die Legierung Alloy 602 CA aus folgenden Gründen für die durchzuführenden Heißrissuntersuchungen eingesetzt:

- 1.) Bei der Legierung Alloy 602 CA kann die Heißrissresistenz über die Zusammensetzung des Schutzgases in weiten Grenzen beeinflusst werden. Die Legierung Alloy 602 CA lässt sich damit gemäß der MVT-Klassifizierung nach DVS Merkblatt 1004-2 [35] sowohl als „heißrissichere Legierung“, aber auch als „Legierung mit zunehmende Heißrissneigung“ bzw. als „heißrissgefährdete Legierung“ verwendet. Durch den Einsatz zweier verschiedener Schutzgase kann somit ein heißrisskritisches als auch als heißrissunkritisches Werkstoffverhalten untersucht und die Methoden zur Auswertung von Heißrisstests bewertet werden. Durch die Verwendung von stickstoffhaltigen Schutzgasen treten keine signifikanten Änderungen der mechanischen Eigenschaften auf [148].
- 2.) Es konnte bei der Legierung Alloy 602 CA unter den MVT-Versuchsbedingungen kein Ausheilen von Erstarrungsrissen festgestellt werden. Dieser Mechanismus kann auftreten, wenn Erstarrungsrisse sich zwar bilden, aber durch einen Rückfluss von Schmelze wieder gefüllt werden [150]. Durch solche Effekte kann unter Umständen die Konsistenz der Messergebnisse beeinträchtigt werden.
- 3.) Da es sich bei der Legierung Alloy 602 CA um einen Hochtemperaturwerkstoff handelt, können die Materialdaten bis zu einer Temperatur von 1200 °C aus dem Datenblatt des Werkstoffherstellers [149] entnommen werden. Die Verfügbarkeit dieser Werkstoffdaten ist insbesondere für die parallel zu den Experimenten durchzuführenden numerischen Simulation von entscheidender Bedeutung, da diese eine Grundvoraussetzung für die Genauigkeit der Simulationsergebnisse darstellen.

III.3 Grundlagen zur Durchführung der numerischen Simulationen

Zur Durchführung der in dieser Arbeit vorgestellten numerischen Untersuchungen wurde die Multi-Purpose FEM-Software ANSYS® eingesetzt. Die Erstellung sämtlicher Modelle, die Definition von Randbedingungen und Lasten, sowie die Steuerung der Simulation erfolgte durch die Programmierung von Makros mit Hilfe der programmeigenen Parametersprache APDL (Ansys Parametric Design Language).

Der Ablauf einer FEM-Analyse lässt sich generell nach der chronologischen Verwendung der drei Arbeitsumgebungen: Preprocessor, Solution und Postprocessor strukturieren. In der Arbeitsumgebung Preprocessor werden die zur numerischen Berechnung notwendigen Eingangsparameter definiert, zu denen beispielsweise die Materialkennwerte und die Geometriedaten des zu untersuchenden Modells gehören. In der Arbeitsumgebung Solution werden die bekannten Lasten und Randbedingungen, wie zum Beispiel Temperaturen oder Kräfte, auf das Modell appliziert und die numerische Berechnung ausgeführt. In der Arbeitsumgebung Postprocessor werden die berechneten Daten aufbereitet und ausgegeben. Hierbei wird zwischen dem allgemeinen Postprocessor (General Postprocessor) unterschieden, mit dessen Hilfe die Ergebnisse des gesamten Modells oder ausgewählter Modellregionen zu einem festen Zeitpunkt ausgewertet werden können, und dem „Zeit-Bilanz“-

Postprocessor (Time History Postprocessor), der die Auswertung der Ergebnisse an definierten Knoten des Modells in Abhängigkeit der Zeit ermöglicht. Im Gegensatz zur statischen Berechnung wird bei der in dieser Arbeit hauptsächlich eingesetzten transienten Berechnung ein zeitabhängiger Prozess simuliert. Die Lösungsroutine des Solvers wird dann als Schleife durchlaufen und die Größe „Zeit“ dabei jeweils um ein Inkrement erhöht. Die Randbedingungen und Lasten für einen neuen Zeitschritt ergeben sich aus den Berechnungsergebnissen des vorherigen Zeitschritts in Verbindung mit der Definition eventuell neuer oder geänderter Lasten oder Randbedingungen. Aufgrund dieses schrittweisen Berechnungsfortschritts sind transiente Simulationen erheblich zeitaufwendiger.

Neben mechanischen und thermalen Simulationen wurden hauptsächlich numerische Untersuchungen zum MVT-Versuch durchgeführt. Die für solche Simulationen eingesetzte, in separaten Modulen aufgebaute Programmstruktur zeigt Bild 53. Die thermomechanischen Berechnungen erfolgten jeweils auf der Datenbasis („Result File 1“) der Temperaturfeldberechnungen (sogenannte sequentielle Kopplung mit $T \Rightarrow u(T)$, im Gegensatz zur vollen Kopplung mit $T(u) \Leftrightarrow u(T)$). Zusätzlich muss für die Simulation fremdbeanspruchender Heißrisstests in Analogie zum Experiment die dynamische Probendeformation in Relation zur Position der Schweißelektrode in der thermomechanischen Berechnung berücksichtigt werden. Für die Berechnung dieser nichtlinearen „thermomechanisch-mechanischen“ Modelle wurde ein Hochleistungs-PC eingesetzt.

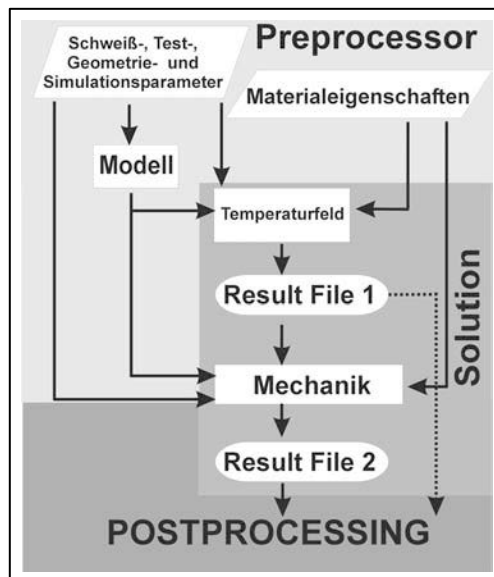


Bild 53: Modularer Programmaufbau der für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten thermomechanischen Berechnungen

Entsprechend dem für die jeweilige Berechnung benötigten Ansatz von Knotenfreiheitsgraden wurde ein geeigneter isoparametrischer Standard-Elementtyp mit linearer Ansatzfunktion gewählt. Wie in Bild 54 dargestellt, besitzt das Element SOLID70 einen Freiheitsgrad

für die Temperatur, während das Element SOLID45 für die Knotenverschiebung u_x , u_y und u_z in jede der drei Koordinatenrichtungen jeweils einen Freiheitsgrad aufweist.

	<p>solid70 4 Knoten-Element mit jeweils 1 Freiheitsgrad: Temperatur T</p> <p>solid45 4 Knoten-Element mit jeweils 3 Freiheitsgraden: Knotenverschiebungen u_x, u_y, u_z</p> <p>plane42 4 Knoten-Element mit jeweils 2 Freiheitsgraden: Knotenverschiebungen u_x, u_y</p>
--	--

Bild 54: Verwendete Elementtypen: Solid70, Solid45 und Plane42 [152]

Von der Verwendung der Elementtypen mit höheren Ansatzfunktionen, wie beispielsweise Elementen mit Seitenmittenknoten, wurde abgesehen, um unnötig lange Berechnungszeiten zu vermeiden. Um die mechanische Probendeformation in den numerischen Simulationen zu berücksichtigen, wurden die in Bild 55 dargestellten Kontakt- und Targetelemente eingesetzt. Diese Elementtypen können auf Oberflächen von finiten Elementen aufgebracht werden und verhindern das Durchdringen von Volumenkörpern.

	<p>contac49 3 D Point-to-Surface Contact 5 Knoten-Element mit jeweils 3 Freiheitsgraden: Knotenverschiebung u_x, u_y, u_z</p>
<p>Cylinder TSHAP, CYLI R1=Radius</p>	<p>Targe170 Element in der Modifikation: Zylinder (ebenfalls möglich: Kegel)</p>

Bild 55: Verwendete Elementtypen zur Realisierung mechanischer Kontaktbedingungen: Contac49 und Targe170 [152]

Das Materialverhalten innerhalb eines jeden Elements wurde als homogen und isotrop angenommen. Bei der Erstellung der Modelle wurden Symmetrien berücksichtigt.

III.3.1 Werkstoffdaten für die numerischen Simulationen

Ein wesentlicher Vorteil der numerischen Simulationen schweißtechnischer Prozesse stellt die Möglichkeit zur Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit von Materialkennwerten dar. Die sich daraus ergebende Steigerung der Genauigkeit gegenüber analytischen Berechnungen konnte beispielsweise von Neuhaus [84] durch Vergleiche mit numerischen Berechnungsergebnissen hinreichend quantifiziert werden. Allerdings ist die Messung aller temperaturabhängigen Materialkennwerte bis zur Schmelztemperatur aufwendig und kostenintensiv. Entsprechende Daten sind daher nur für sehr wenige Legierungen verfügbar. Für die durchgeführten Simulationen mussten die Materialkennwerte der Legierung Alloy 602 CA jedoch erst oberhalb von 1200 °C, unter Berücksichtigung der in [153] angegebenen Materialkennwerte für vergleichbare Nickelbasislegierungen, angenommen werden. Diese Annahmen konnten somit in physikalisch sinnvollen Grenzen vorgenommen werden.

III.3.1.1 Werkstoffkennwerte für die Temperaturfeldberechnungen

Zur numerischen Simulation von Temperaturfeldern werden die Materialkennwerte für die Wärmeleitfähigkeit λ und die spezifische Enthalpie H benötigt. Durch die Berücksichtigung des Wärmeübergangskoeffizienten α_K für den Wärmeübergang durch Luftkonvektion kann zudem die Genauigkeit der Ergebnisse erhöht werden. Die Wärmeabstrahlungszahl α_s hat hingegen wegen der hohen Abkühlgeschwindigkeiten beim Schweißen im Vergleich zu α_K eine geringere Bedeutung und wurde in den durchgeführten numerischen Simulationen vernachlässigt.

Da bei der Legierung Alloy 602 CA keine Gefügeumwandlung im festen Zustand auftritt, ergibt sich sowohl für die spezifische Enthalpie H als auch für die Wärmeleitfähigkeit λ bis zur Solidustemperatur ($T_{\text{sol.}} = 1370 \text{ °C}$) eine weitgehend lineare Temperaturabhängigkeit (Bild 56). Der überproportionale Anstieg der Enthalpie zwischen 1370 °C und 1400 °C resultiert aus dem Einfluss der latenten Wärme beim Phasenübergang fest/flüssig. Der Anstieg der Wärmeleitfähigkeit oberhalb von 1370 °C ist auf einen erhöhten Wärmetransport durch Konvektion der schmelzflüssigen Phase zurückzuführen.

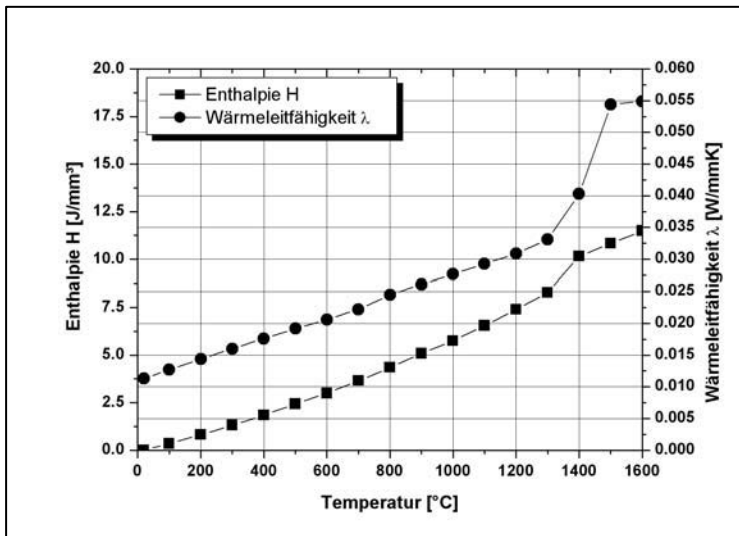


Bild 56: Enthalpie H und Wärmeleitfähigkeit λ als Funktion der Temperatur für die Legierung Alloy 602 CA

Zur Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit des Wärmeübergangskoeffizienten durch freie Konvektion an einer horizontalen Werkstoffoberfläche wurde Gleichung (17) nach [154] verwendet, welche eine Kubikwurzelfunktion der Temperatur T in °C darstellt.

$$\alpha_k = 1,73 \cdot \Delta T^{1/3} \quad (17)$$

III.3.1.2 Werkstoffkennwerte für die thermomechanischen Berechnungen

Für die thermomechanischen Berechnungen werden als temperaturabhängige Werkstoffkennwerte der Wärmeausdehnungskoeffizient α , das Elastizitätsmodul (E-Modul) und mehrere Spannungs-Dehnungs-Funktionen für definierte Temperaturen benötigt. Durch den Wärmeausdehnungskoeffizienten α werden auf Basis der Temperaturfeldberechnungen die thermomechanischen Ausdehnungs- und Schrumpfungsvorgänge beim Schweißen berücksichtigt. Mit den temperaturabhängigen Werten für das E-Modul und den Spannungs-Dehnungs-Funktionen wird der Temperatureinfluss auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Legierung Alloy 602 CA berücksichtigt.

Bild 57 zeigt die für die numerischen Simulationen verwendeten Funktionen des E-Moduls und des Wärmeausdehnungskoeffizienten α in Abhängigkeit der Temperatur. Mit steigender Temperatur nehmen die Werte für das E-Modul ab, wobei sich diese Tendenz oberhalb von 1200 °C rapide verstärkt. Da oberhalb von 1370 °C bei der Legierung Alloy 602 CA der Phasenwechsel fest/flüssig einsetzt, wird in den numerischen Simulationen ab dieser Temperatur ein konvergenzoptimiertes E-Modul von 0,09 MPa verwendet.

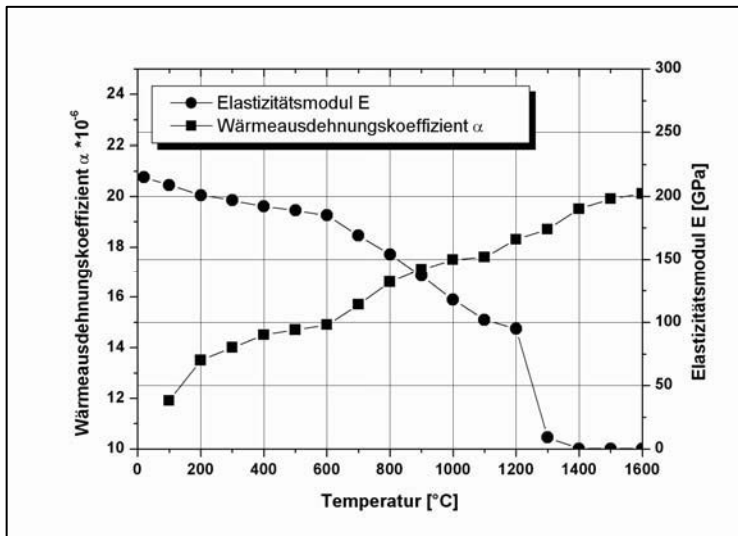


Bild 57: Wärmeausdehnungskoeffizient α und E-Modul als Funktion der Temperatur für die Legierung Alloy 602 CA

Die für die Berechnung eingesetzten temperaturabhängigen Spannungs-Dehnungs-Funktionen wurden für die Temperaturen 20 °C, 300 °C, 500 °C, 700 °C, 1000 °C und 1300 °C definiert (Bild 58). Der Spannungs-Dehnungs-Verlauf oberhalb von 1000°C weist ein nahezu ideal plastisches Verhalten auf, bei welchem eine zunehmende Dehnung kaum noch zu einer Zunahme der Spannung führt.

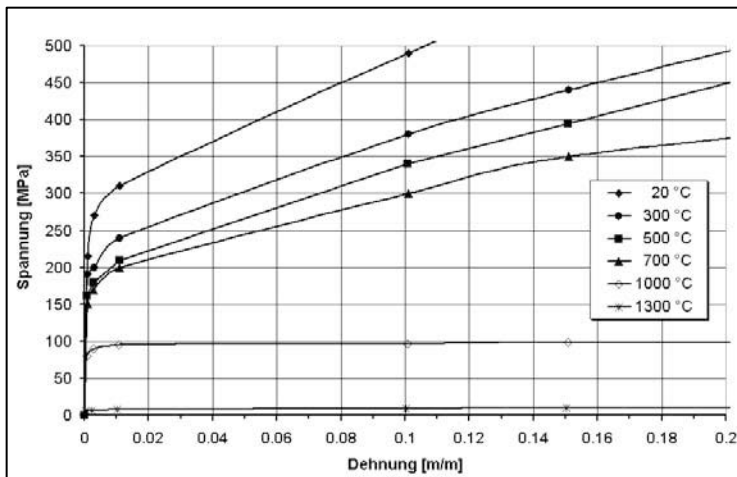


Bild 58: Temperaturabhängige Spannungs-Dehnungsfunktionen für die Legierung Alloy 602 CA

Im Zusammenhang mit dem zugrundegelegten elastoplastischen Materialverhalten oberhalb von 1300 °C soll auf Untersuchungen von Wei et al. [155] hingewiesen werden, in denen gezeigt werden konnte, dass bis zur Solidustemperatur bei den hochlegierten Stählen AISI 310 (~W. Nr.: 1.4842) und AISI 316 (~W. Nr.: 1.4430) ausschließlich elastoplastisches und kein elastoviskoplastisches Materialverhalten auftrat. Daraus wurde geschlossen, dass ein elastoviskoplastisches Materialverhalten in den numerischen Simulationen zur Heißrissentstehung vernachlässigt werden kann. In Anlehnung an diese Untersuchungsergebnisse wurde ein elastoviskoplastisches Materialverhalten in den eigenen numerischen Simulationen daher nicht verwendet.

Zur Überprüfung der mechanisch-technologischen Eigenschaften des gelieferten Probenmaterials wurden Zugversuche nach EN 10 002-1 [151] bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Auswertung eines solchen Zugversuchs ist in Bild 59 dargestellt.

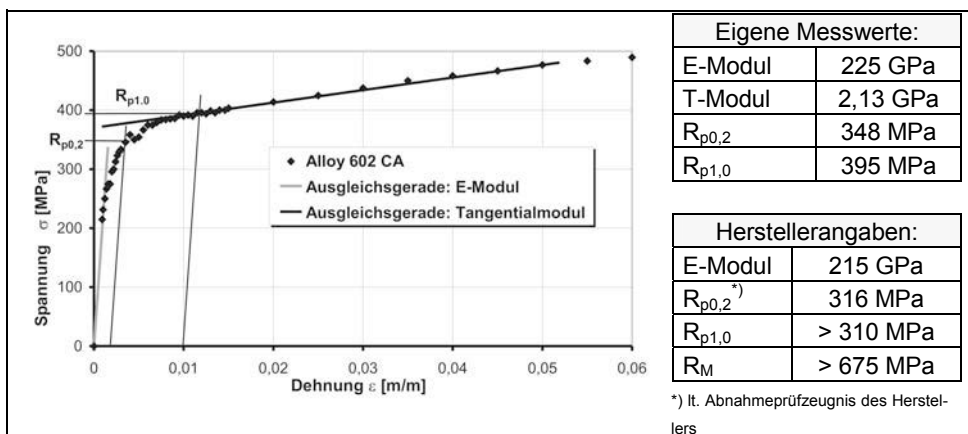


Bild 59: Gemessene Spannungs-Dehnungs-Funktion vom Alloy 602 CA bei Raumtemperatur (RT); Übersicht der wichtigsten mechanisch-technologischen Kennwerte bei RT

Eine Gegenüberstellung mit den garantierten Mindestwerten des Herstellers zeigt, dass die gemessenen Werte diese erwartungsgemäß leicht übertrafen. An dieser Stelle soll darauf hingewiesen werden, dass für einige der im Rahmen dieser Arbeit vorgestellten numerischen Simulationen als sinnvolle Vereinfachung ein bilineares Spannungs-Dehnungsverhalten angenommen wurde. Der elastische Dehnungsanstieg wird hierbei durch das E-Modul und der plastische Dehnungsanstieg oberhalb der Streckgrenze durch das Tangentialmodul (T-Modul) repräsentiert. Das Tangentialmodul, welches hauptsächlich im Bereich numerischer Simulationen verwendet wird, stellt quasi die idealisiert lineare Fortsetzung des E-Moduls für den plastischen Bereich dar. Für die Legierung Alloy 602 CA wurde das Tangentialmodul anhand der Zugversuche mit 2,13 GPa bestimmt.

III.4 Konstruktive Auslegung der MVT-1 und MVT-2 Anlage

Für die durchzuführenden Versuche standen zwei MVT-Anlagen zur Verfügung, die im folgenden als MVT-1 und MVT-2 bezeichnet werden. Die Erläuterung der MVT-Versuchsdurchführung wurde bereits in Kapitel II.7.2.3 vorgenommen.

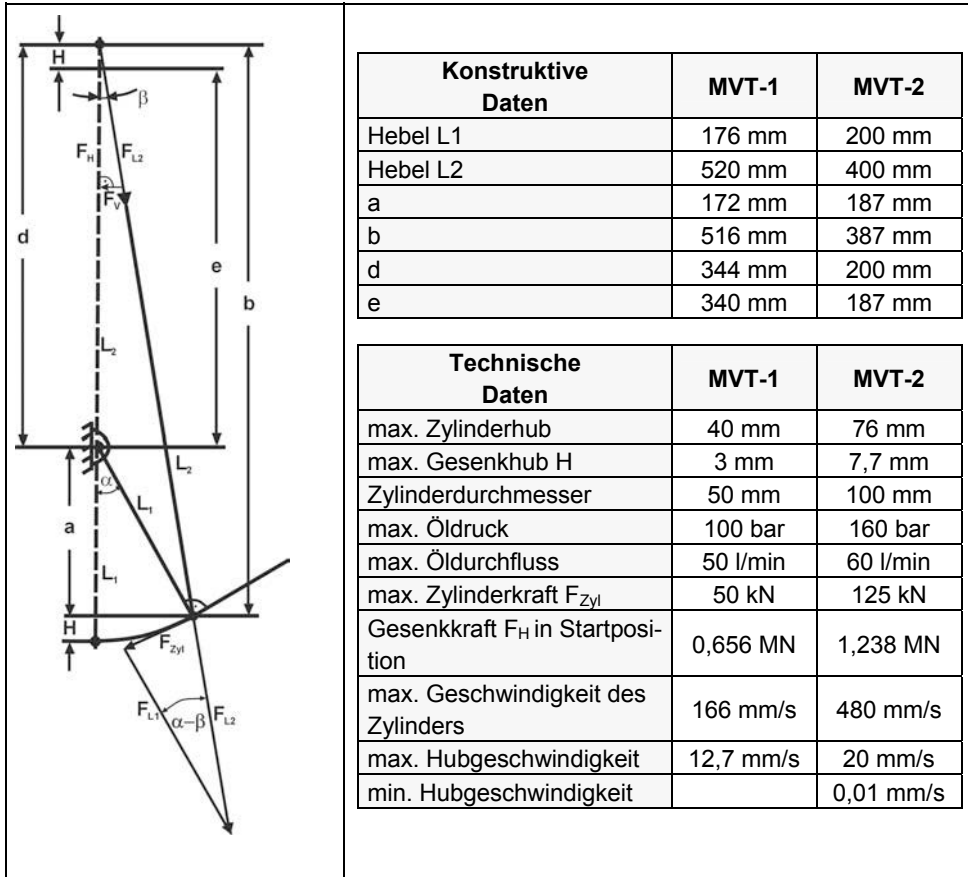


Bild 60: Konstruktiven Auslegung der Kniehebelmechanik der MVT-1 [140] und MVT-2 Anlage

Das Funktionsprinzip der beiden MVT-Anlagen ist gleich und kann folgendermaßen beschrieben werden: Die mechanische Kraft zur Biegung einer Probe wird in einem hydraulischen Hubzylinder erzeugt, der über eine Kniehebelmechanik mit der Traverse verbunden ist. In den Traversen beider Anlagen befinden sich Aussparungen, in welche die auswechselbaren Gesenke bündig eingesteckt werden können. Die Kniehebelmechanik wird zur Kraftübersetzung zwischen Hubzylinder und Traverse eingesetzt. Aus Bild 60 geht hervor, dass die Kraftübersetzung zwischen Hubzylinder und Traverse insbesondere vom Verhältnis der Hebelarmen L_1 zu L_2 bestimmt wird.

Wesentliche konstruktive und technische Daten der beiden MVT-Anlagen, welche die Ausführung der Kniehebelmechanik und das hydraulische System betreffen, sind in Bild 60 tabellarisch gegenübergestellt. Aus dem Vergleich geht hervor, dass insbesondere die Gesenkkraft F_H in Startposition bei der MVT-2 Anlage mit 1,238 MN deutlich größer ausfällt als bei der MVT-1 Anlage mit 0,656 MN. Dabei ist zu beachten, dass die Gesenkkräfte F_H der dargestellten Kniehebelmechanik in Startposition minimal sind und sich im zeitlichen Verlauf der Biegung erhöhen, da sich das Übersetzungsverhältnis der Hebel L1 und L2 mit abnehmender Winkeldifferenz $\alpha - \beta$ zu einer höheren Kraftübersetzung hin verschiebt.

III.5 Neukonzeption der MVT-2 Anlage

Für die durchzuführenden MVT-Versuche bestand eine wesentliche Voraussetzung darin, dass die Traversenhubgeschwindigkeit, unabhängig von der Kniehebelmechanik und von den unterschiedlichen Kräften für den Vareststraint- bzw. Transvareststraint-Modus, linear aufgebracht werden konnte.



- ① MVT-Biege-
mechanik
- ② Hydrauliksystem
- ③ Steuerungs-
einheit
- ④ EDV –Terminal
- ⑤ Schweißstrom-
quelle
- ❶ optional:
Highspeed-
Videokamera
(NAC HSV-1000)
- ❷ Videoauf-
zeichnungsgerät
mit Monitor

Bild 61: Gesamtansicht der MVT-2 Anlage nach der Erweiterung

Zudem sollte ein wesentlicher Versuchsparameter, die Traversenhubgeschwindigkeit, in weiten Grenzen frei wählbar sein. Zur Erreichung dieses Ziels war es deshalb notwendig, die im Vergleich zur MVT-1 Anlage konstruktiv wesentlich steifere MVT-2 Anlage zu verwenden und diese steuer- und regelungstechnisch zu erweitern.

Bild 61 zeigt ein Foto der MVT-2 Anlage nach der Überarbeitung. Zur Untersuchung der Heißrissentstehung konnte optional ein Hochgeschwindigkeitsvideokamerasystem eingesetzt werden. Untersuchungen hierzu werden in Kapitel IV.1.2 vorgestellt.

Bild 62 zeigt eine Prinzipskizze der MVT-2 Anlage nach den technischen Umbauten. Es wurden folgende Veränderungen vorgenommen:

- 1.) Implementierung einer neuen 2-Achsen Steuerung (Bosch Rexroth HNC-100).
- 2.) Aufbau eines separates EDV-Eingabeterminals zur Programmierung und Überwachung des Versuchsablaufs
- 3.) Einbau eines Absolutwert-Inkrementalgebers (Haidenhain ECN413) zur online-Positionsbestimmung der Traverse mit einer Genauigkeit von 2,5 μm
- 4.) Einbau einer neuen Spindel-Vorschubeinheit für den WIG-Brenner
- 5.) Einbau eines Kraftmesssystems, mit der die Gesenkkraft online aufgezeichnet werden kann.

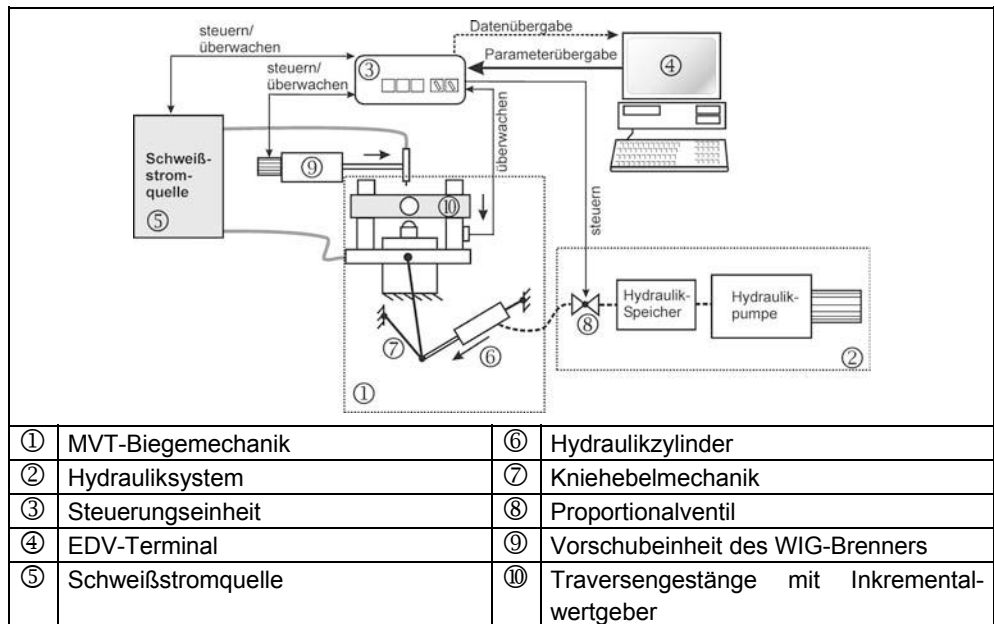


Bild 62: Schematische Darstellung der MVT-2 Anlage

Die Durchführung eines MVT-Versuchs mit der MVT-2 Anlage nach der Erweiterung kann anhand von Bild 62 und Bild 61 wie folgt erläutert werden:

Die versuchsrelevanten Parameter, welche Tabelle 3 entnommen werden können, werden unter Berücksichtigung der dargestellten Grenzen vor dem Versuch in das EDV-Terminal (4) eingegeben. Beispielsweise kann als Spindelvorschubgeschwindigkeit = Schweißgeschwindigkeit v_s jeder beliebige Wert zwischen 0,1 mm/s und 600 mm/s programmiert werden.

Tabelle 3: Programmierbare Parameter der MVT-2 Anlage

Frei programmierbare MVT-2 – Testparameter	Minimalwert	Maximalwert
Schweißgeschwindigkeit v_s	0,1 mm/s	600 mm/s
Traversenhubgeschwindigkeit v_{trav}	0,01 mm/s	20 mm/s
Stromstärke (Stromquelle: Cloos GLW 300)	-	400 A
Fahrweg des Schweißbrenners	0 mm	100 mm
Startpunkt der Biegung	0 mm	100 mm
Biegehub	0 mm	7 mm
Schutzgas Vorström- und Nachströmzeit	beliebig	

Mit einer einstellbaren Schweißgeschwindigkeit von bis zu 600 mm/s wurde ein möglicher Einsatz des MVT-2 Tests auch für das Laserschweißverfahren bereits vorbereitet. Vor dem Start eines MVT-Versuchs werden manuell die im EDV-Eingabeterminal definierten Daten als Parametersatz in den Speicher der Steuerung (3) kopiert. Zudem wird mit Hilfe der Hydraulikpumpe der Hydraulikblasenspeicher automatisch mit einem Druck von ca. 100 bar aufgeladen (2). Wird der MVT-Versuch gestartet, werden mit Hilfe der Steuerung in chronologischer Reihenfolge folgende Aktionen vollautomatisiert ausgeführt:

- 1.) WIG-Brenner fährt in Startposition
- 2.) Schutzgasventil öffnet; Einhalten der programmierten Schutzgasvorströmzeit
- 3.) Zünden des Lichtbogens
- 4.) Bei stabilem Lichtbogen wird ein „Power-Good“ Signal von der Schweißstromquelle (5) an die Steuerung (3) übertragen
- 5.) Aktivierung des Schrittmotors der Vorschubeinheit mit geregelter Drehzahl => konstante Schweißgeschwindigkeit
- 6.) WIG-Brenner erreicht Biegeposition
 - 6.a.) Öffnen des Proportionalventils (8), Start der Biegung
 - 6.b.) Steuerung überwacht über Inkrementalwertgeber (10) die Position der Traverse; Regelung der Traversenhubgeschwindigkeit über die Stellung des Proportionalventils
- 7.) Endposition der Biegung erreicht, Schließen des Proportionalventils
- 8.) WIG-Brenner fährt bis Endposition
- 9.) Abschalten des Lichtbogens
- 10.) Einhaltung der programmierten Schutzgasnachströmzeit; Schließen des Schutzgasventils
- 11.) Versuchsende

Ein wesentlicher Vorteil durch die Modifizierung der MVT-2 Anlage besteht darin, dass die Traversenhubgeschwindigkeit über die Stellung des Proportionalventils (8) direkt gesteuert werden kann. In Verbindung mit dem Inkrementalwertgeber (10) am Traversengestänge ergibt sich ein geschlossener Regelkreis, der von der Steuerung (3) überwacht wird. Da die Steuerung frei programmiert werden kann, lässt sich somit die Traversenhubgeschwindigkeit in weiten Grenzen frei wählen. Durch den geschlossenen Regelkreis ist die Traversenhubgeschwindigkeit zudem unabhängig von der Kniehebelmechanik und der zur Bie-

gung einer MVT-Probe benötigten Kraft. Im Gegensatz zur MVT-1 Anlage erfolgt die Beanspruchung der Probe damit im höchsten Maße gleichförmig und unabhängig von der Beanspruchungsrichtung.

Der Versuchsablauf wird außerdem von der eingebauten Steuerung kontinuierlich überwacht. Weicht beispielweise der Istwert der Traversenposition vom Sollwert ab (sogenannter Schleppfehler), wird eine entsprechende Fehlermeldung an das EDV-Terminal (4) übertragen. Der Vorteil hierbei ist, dass ein ungültiger Versuchsablauf bereits vom System erkannt wird und die Gefahr einer Fehlinterpretation von Versuchsergebnissen weiter reduziert werden kann.

III.6 Messung und Simulation der mechanischen Proben- deformation in der MVT-2 Anlage

Zur Quantifizierung der mechanischen Probenbeanspruchung durch die MVT-2 Anlage wurden Proben, welche jeweils mit einem Dehnmessstreifen (Typ 120LY41 von HBM, Messgitterlänge = 1,5 mm) in Hauptdehnrichtung präpariert waren, in der MVT-2 Anlage unter Anwendung verschiedener Gesenk/Matrizenradien gebogen. Gleichzeitig wurde jeweils der Traversenhub mit Hilfe eines induktiven Wegaufnehmers (HBM W5 TK) gemessen.

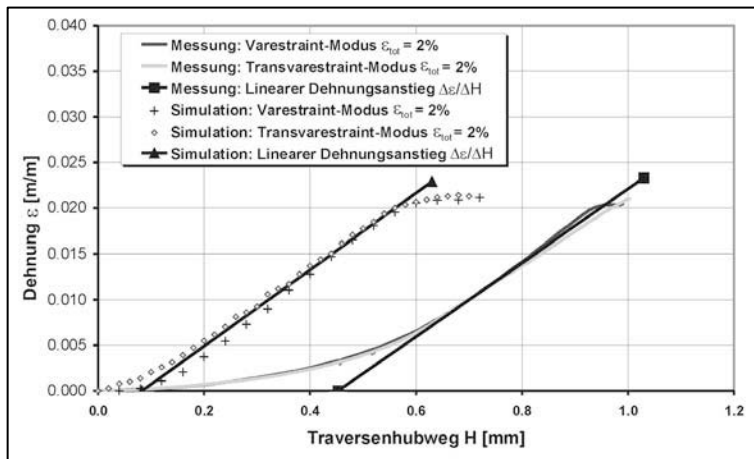


Bild 63: Simulierter und gemessener Dehnungsverlauf im Varestraint und Transvarestraint-Modus (MVT-2), Probendicke $P = 10 \text{ mm}$, Matrizenradius $R_M = 250 \text{ mm}$

Da die Traversenhubgeschwindigkeit bei der MVT-2 Anlage im Gegensatz zur MVT-1 Anlage frei programmiert werden konnte, wurde zur Reduzierung der Gefahr eines Ablöses der Dehnmessstreifen eine sehr kleine Traversenhubgeschwindigkeit von $0,1 \text{ mm/s}$ gewählt. Bild 63 zeigt hierzu exemplarisch den gemessenen Dehnungsverlauf in Abhängigkeit des zurückgelegten Traversenhubwegs für eine Biegedehnung ϵ_{tot} von 2% sowohl im Varestraint- als auch im Transvarestraint-Modus. Der zur Quantifizierung der mechanischen

Probendeformation notwendige Dehnungsanstieg pro Millimeter Traversenhub wurde bestimmt, indem der Quotient aus der Dehnungsänderung und dem dabei zurückgelegten Traversenhub $\Delta\varepsilon/\Delta H$ [1/mm] im jeweils linearen Anteil des Funktionsverlaufs grafisch ermittelt wurde. Die so bestimmten Dehnungsanstiege pro mm Traversenweg für $\varepsilon_{\text{tot}} = 4\%$ und $\varepsilon_{\text{tot}} = 2\%$ können Tabelle 4 entnommen werden. Die Ergebnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen:

Für die Biegung einer Probe im Standard-Varestraint-Modus mit einer Biegedehnung $\varepsilon_{\text{tot}} = 4\%$ wurde ein linearer Dehnungsanstieg von $\Delta\varepsilon/\Delta H = 0,046$ 1/mm bestimmt. Beim analog dazu durchgeführten Transvarestraint-Versuch wurde festgestellt, dass bis zu einer Dehnung von ca. 2% ein linearer Dehnungsanstieg mit einem Wert von $\Delta\varepsilon/\Delta H = 0,045$ 1/mm erfolgte. Dieser Dehnungsanstieg war somit fast identisch wie für den Varestraint-Modus. Oberhalb von ca. 2% knickte jedoch die Dehnungsfunktion ab, und es trat ein Dehnungsanstieg auf, der mit $\Delta\varepsilon/\Delta H = 0,030$ 1/mm deutlich geringer ausfiel. Dieser reproduzierbare Verlauf der Dehnung in Abhängigkeit des Traversenhubes war auf die hohe Flächenpressung der Transvarestraint-Gesenke der MVT-2 Anlage zurückzuführen. Hierdurch wurden, wie durch eine visuelle Untersuchung der Probe nach der Biegung bestätigt werden konnte, die Seitenflanken der Probe unterhalb der Gesenkauftragfläche sehr stark deformiert.

Tabelle 4: Linearisierter Dehnungsanstieg pro mm Traversenhubweg H für die MVT-2 Anlage

Probendicke P = 10 mm	Dehnungsanstieg pro mm Traversenhub $\Delta\varepsilon/\Delta H$ [1/mm]			
	Messung		Simulation	
	Varestraint	Transvarestraint	Varestraint	Transvarestraint
4%	0,046	0,045 ($\varepsilon < 2\%$)		
		0,030 ($\varepsilon > 2\%$)		
2%	0,040	0,040	0,041	0,042

Für eine Biegedehnung von 2% trat diese undefinierte Probendeformation der Seitenflanken jedoch nicht auf und es konnte sowohl für den Varestraint- als auch für den Transvarestraint-Modus ein nahezu identischer Dehnungsanstieg von 0,040 1/mm ermittelt werden.

Aus den Ergebnissen wurde die Konsequenz gezogen, dass für die in Kapitel IV.3.2 vorgestellten MVT-Versuche mit variabler Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit, in denen unter anderem auch jeweils die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{\text{trav,krit}}$ ermittelt wurde, mit einer maximalen Biegedehnung ε_{tot} von 2% durchgeführt wurden. Für diese Versuchsserien waren definierte und gleiche Probenbeanspruchungen sowohl im Varestraint- als auch im Transvarestraint-Modus unbedingt erforderlich.

Als erster Schritt zur Kalibrierung und Validierung der in Kapitel IV.4.2 vorgestellten numerischen Berechnungen zum MVT-2 Test wurde mit Hilfe des in Bild 64 dargestellten Transvarestraint-Modells die mechanische Biegung von Proben im MVT-2 Test simuliert und mit den Dehnungsmessungen verglichen. Die Matrize wurde durch ein Target170-Element in Form eines Zylinders repräsentiert, welche den jeweiligen Biegeradius R_M aufwies. Zur

Realisierung von Kontaktbedingungen wurden die Oberflächen sowohl der Unterseite der simulierten Probe als auch die geometrischen Kontaktflächen zwischen Gesenk und Probe mit Contac49 Elementen belegt. Die Geometriedaten in dem numerischen Modell wurden dahingehend parametrisiert, dass dieses ohne grundlegende Modifikation für alle untersuchten Matrizen/Gesenkkombinationen anwendbar war. Die Reibung zwischen der Probe und dem Gesenk bzw. der Matrize wurde vernachlässigt. Das Modell bestand aus insgesamt knapp 100.000 finiten Elementen. Um eine unerwünschte Deformation der Gesenkelemente zu vermeiden und um die Steifigkeit der MVT-2 Anlage zu überprüfen, wurden die Gesenkelemente mit einem ideal-elastischen Materialverhalten und einem E-Modul von $2 \cdot 10^8$ GPa als nahezu absolut steif angenommen. Durch eine geringfügige Modifizierung des Transvarestraint-Modells konnte ebenfalls die Probendeformation im Varestraint-Modus berechnet werden. Für die Translation der Traverse wurde sowohl im Varestraint- als auch im Transvarestraint-Modus eine lineare Zeit-Weg-Funktion verwendet.

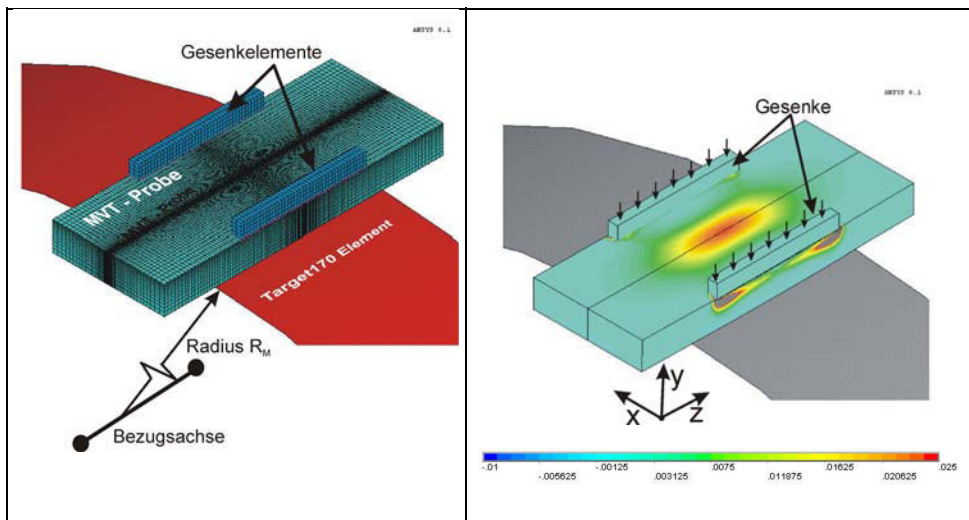


Bild 64: Numerisches Modell für den MVT-Versuch (Transvarestraint-Modus)

Bild 65: Dehnungsverteilung in x-Richtung nach dem Biegevorgang (Transvarestraint-Modus, $R_M = 250$ mm)

Bild 65 zeigt hierzu repräsentativ die numerisch berechnete Dehnungsverteilung einer MVT-Probe nach vollendeter Biegung um eine Matrize mit dem Radius $R_M = 250$ mm (entspricht einer Biegedehnung ϵ_{tot} von 2%). Aus Bild 63 bzw. Tabelle 4 können die Resultate der Simulationen im Vergleich zu den Messergebnissen exemplarisch für eine Biegedehnung ϵ_{tot} von 2% entnommen werden. Beim Vergleich der simulierten und gemessenen Dehnungsanstiege pro mm Traversenhub aus Tabelle 4 zeigt sich, dass die Abweichungen mit $< 5\%$ gering ausfallen. Somit kann festgestellt werden, dass die numerisch berechneten mechanischen Probenbeanspruchungen im MVT-2 Test hinreichend mit den Messergebnissen übereinstimmen.

Aus den geringen Abweichungen zwischen Simulation und Experiment für eine Biegedehnung von $\varepsilon_{\text{tot}} = 2\%$ kann darüber hinaus geschlossen werden, dass die reale Steifigkeit der MVT-2 Anlage ausreichend ist, um diese in den Simulationen als beliebig groß annehmen zu können.

$$\dot{\varepsilon}(v_{\text{trav}}) = \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta H} \cdot v_{\text{trav}} \quad (18)$$

Um schließlich aus dem Dehnungsanstieg pro mm Traversenhub $\Delta\varepsilon/\Delta H$ die Dehngeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}$ einer Probe berechnen zu können, muss der jeweilige Wert von $\Delta\varepsilon/\Delta H$ mit der Traversenhubgeschwindigkeit v_{trav} multipliziert werden, Gleichung (18).

III.7 Vorrichtung zur Messung von Querverschiebungen während einer Schweißung

Zur Validierung der thermomechanischen Simulationen wurde die in Bild 66 und Bild 67 gezeigte Vorrichtung gebaut, mit welcher die thermomechanischen Querverschiebungen in unmittelbarer Nähe zur Schmelzlinie ($< 3 \text{ mm}$) mit Hilfe zweier induktiver Wegaufnehmer während eines Schweißversuchs gemessen werden konnten. Bild 66 zeigt eine Fotografie der Vorrichtung als Gesamtansicht und Bild 67 als Detailansicht.

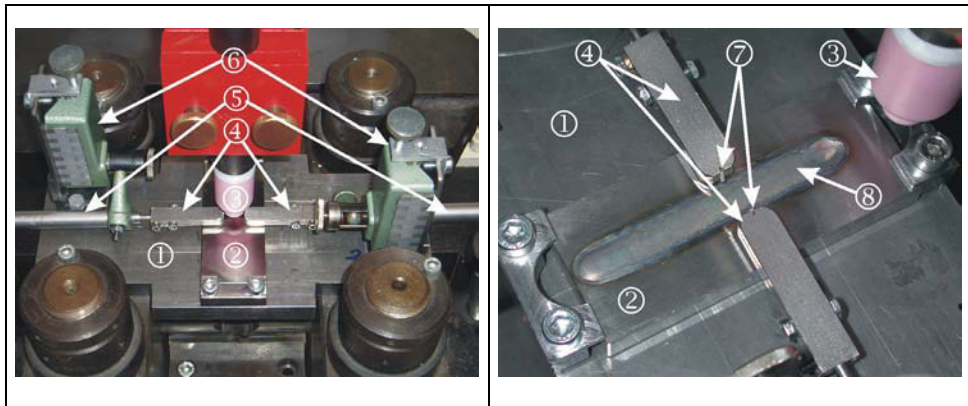


Bild 66: Vorrichtung zur Messung thermomechanischer Materialbewegungen (Gesamtansicht)

Bild 67: Vorrichtung zur Messung thermomechanischer Materialbewegungen (Detailansicht)

Die Vorrichtung bestand aus einer Grundplatte (1), auf welcher zwei, gegenüber der Grundplatte elektrisch isolierte Magnethalter (6) montiert waren. Mit Hilfe der Magnethalter konnten zwei induktive Wegaufnehmer (5), rechts und links neben der MVT-Probe (2) befindlich, parallel zur MVT-Probenoberfläche befestigt und ausgerichtet werden. Für die induktiven Wegaufnehmer wurde jeweils ein spezieller Kopf (4) aus der Invar-Legierung Ni36 hergestellt. Die Invar-Legierung weist über einen weiten Temperaturbereich eine sehr

geringe thermische Ausdehnung auf, wodurch verhindert wurde, dass die während des Schweißversuchs durch die Lichtbogenstrahlung auftretende Erwärmung zu einer thermischen Ausdehnung führt. An der Stirnfläche des induktiven Wegaufnehmer-Kopfes wurde ein Keramikröhrchen (7) in eine herausgearbeitete, V-förmige Nut eingelegt. Mit Hilfe von Nickeldraht, welcher durch seitlich angeordnete Schrauben gespannt werden konnte, wurde das Keramikröhrchen an die Flanken der V-Nut gedrückt und so an den Kopf des induktiven Wegaufnehmers befestigt. Die für diese Versuche eingesetzten MVT-Proben wurden dahingehend präpariert, dass jeweils im Abstand von 7 mm von der Symmetrielinie der Schweißnaht zwei Löcher gebohrt wurden. In diese Löcher konnten die Keramikröhrchen bis zur Tiefe von 2 mm formschlüssig eingesteckt werden. Die während des Schweißversuchs auftretenden thermomechanischen Materialbewegungen führten somit zu einer Verschiebung der Keramikröhrchen, welche auf die induktiven Wegaufnehmer übertragen wurden. Mit Hilfe eines Messverstärkers (Spider der Firma HBM) und eines EDV-Systems konnten so die Verschiebungen aufgezeichnet und ausgewertet werden.

III.8 Probenvorbereitung und Versuchsparameter

Der Versuchswerkstoff Alloy 602 CA wurde in Blechen mit den Abmaßen 16 mm x 150 mm x 500 mm angeliefert und lag laut Herstellerangaben im standardmäßig lösungsgeglühten Zustand vor. Gemäß dem Probenentnahmeplan wurden die Bleche mit Hilfe des Wasserstrahlschneidverfahrens in 40 mm x 100 mm große Proben zerlegt (Bild 68).

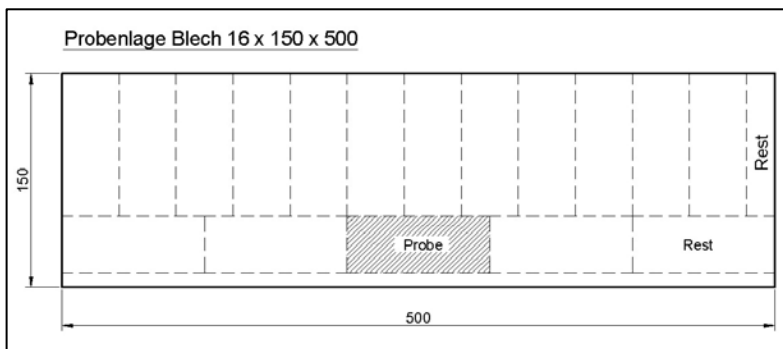


Bild 68: Probenentnahmeplan

Die Proben wurden zunächst auf eine Dicke von 10,5 mm abgefräst und anschließend bis zum Endmaß von 10 mm (+ 0,2 mm) geschliffen. Die für die durchgeführten Untersuchungen eingesetzten Proben wiesen somit die MVT-Standardprobengröße auf.

Für die durchgeführten Versuche wurden vier unterschiedliche Schweißparametersätze mit den Kenngrößen: Schweißstrom I , Schweißspannung U und Schweißgeschwindigkeit v_s verwendet. Nach Gleichung (19) wurde für jeden Parametersatz die nominelle Streckenenergie E_s berechnet.

$$E_S = \frac{U \cdot I}{v_s} \quad (19)$$

Die einzelnen Kenngrößen für jeden Parametersatz P1 bis P4 und die jeweils berechnete nominelle Streckenenergie können Tabelle 5 entnommen werden.

Die Schweißparametersätze P2 und P3 entsprachen den beiden Schweißparametern für die Standard MVT Prüfung mit „niedriger“ und „hoher“ Streckenenergie. Beim Schweißparametersatz P1 wurde ein höherer Schweißstrom mit einer gleichzeitig höheren Schweißgeschwindigkeit kompensiert, so dass eine mit dem Schweißparametersatz P2 vergleichbare nominelle Streckenenergie eingestellt wurde. Der Schweißparametersatz P4 wies mit 5,7 kJ/cm von allen untersuchten Schweißparametersätzen die kleinste nominelle Streckenenergie auf.

Tabelle 5: Übersicht der verwendeten Schweißparameter

Schweißparametersatz	I [A]	U [V]	Schweißgeschwindigkeit v_s [mm/s]	Streckenenergie E_s [kJ/cm]
P1	250	18	5	9,0
P2	182	17	3	10,3
P3	205	17	1,8	19,4
P4	200	17	6	5,7

Aus den in Kapitel III.2 vorgestellten Voruntersuchungen ist bekannt, dass durch die Zugabe von 1% Stickstoff in das Schutzgas Argon eine signifikante Erhöhung der Heißrissresistenz bei der Legierung Alloy 602 CA erreicht werden kann. Für die durchgeführten Versuche sollte sowohl das erstarrungsrisskritische als auch das erstarrungsrissunkritische Verhalten des Werkstoffs Alloy 602 CA untersucht werden, um charakteristische Heißrissparameter quantifizieren zu können. Aus diesem Grund wurden die MVT-2 Versuche mit den Schweißparametersätzen P1 - P4 in Kombination mit den Schutzgasen Ar 4.8 und Ar + 1% N₂ (1,0000% N₂, Rest Argon) durchgeführt.

Tabelle 6: Übersicht über die konstanten Versuchsparameter

Versuchsparameter	verwendete Einstellung
Schutzgasdurchflussvolumen	8 l/min.
Elektrodenwinkel	30°
Elektrodentyp	WC20 (Wolfram + 2% CeO ₂)
Elektrodendurchmesser	2,4 mm
Abstand: Schutzgasdüse – Probe	7 mm
Abstand: Elektrode – Probe	2 mm

In Tabelle 6 sind die Versuchsparameter zusammengefasst, die für alle durchgeführten MVT-2 Versuche konstant gehalten wurden.

IV Ergebnisse und Diskussion

In diesem Kapitel werden zunächst grundlegende Betrachtungen zum Mechanismus der Erstarrungsrisse diskutiert. Ferner wird eine Methode zur Implementierung der rekonstruierten Schmelzbadgeometrie in die numerischen Simulationen entwickelt. Hierdurch lässt sich das kritische Temperaturintervall, in welchem Erstarrungsrisse entstehen, sehr genau berechnen. Zudem kann die Abhängigkeit der erstarrungsrissekritischen Grenztemperatur T_{ER} von der Streckenenergie bestimmt werden. Es werden darüber hinaus die Quantifizierungsmöglichkeiten der metallurgischen Heißrissresistenz von Werkstoffen mit verschiedenen Heißrissparametern analysiert.

Im zweiten Teil des Kapitels werden Konzepte zur Übertragbarkeit von Heißrissstests vorgestellt. Dies beinhaltet zum einen die Übertragung der Standardversuchsbedingungen von der MVT-1 auf die MVT-2 Anlage und zum anderen die Übertragung eines im MVT-2 Versuchs ermittelten Erstarrungsrissekriteriums auf den neu entwickelten Controlled Tensile Weldability Test (CTW-Test). Darüber hinaus wird ein Konzept zur Übertragbarkeit der mechanischen Probenbeanspruchung des MVT-2 Tests auf den laserspezifischen Heißrissstest entwickelt.

IV.1 Entwicklung eines kombinierten Erstarrungsrisssmodells

In der Literatur werden zahlreiche Modelle zur Erstarrungsrissebildung diskutiert. Am häufigsten wird das Heißrisskriterium nach Prokhorov zitiert, jedoch lässt die Definition eines „Temperaturintervalls der Sprödigkeit“ (BTR) keinen Schluss über die eigentlichen Ursachen einer Erstarrungsrissebildung zu. Vielmehr wird in zumeist qualitativen BTR-Darstellungen lediglich der phänomenologische Zusammenhang präsentiert, dass sich ein Werkstoff während der Erstarrungsphase spröde verhalten kann. Der Begriff „spröde“ ist jedoch äußerst missverständlich und muss zumindest in Relation zur vergleichsweise hohen Duktilität des erwärmten, aber außerhalb der erstarrungsrissekritischen Zone gelegenen, umgebenden Werkstoffs verstanden werden.

Um das Zustandekommen eines „spröden“ Materialzustandes als Basis für die durchgeführten Untersuchungen theoretisch zu untersuchen, werden entgegen anderweitigen Arbeiten im folgenden die Ansätze des ROF-ROS Modells mit den Ansätzen von Prokhorov zusammengeführt.

Ausgangspunkt für das kombinierte Erstarrungsrissemodell sind die in Bild 69 dargestellten Stadien A – E einer dendritischen Erstarrung, welche experimentell von Rappaz et al. [15] anhand einer Succinonitril-Schmelze beobachtet wurden. Die Erstarrungsprozesse lassen sich qualitativ auf metallische Legierungen übertragen [15]. Anhand der Zeitangaben für jedes Stadium zeigt sich, dass sich zu Beginn der Erstarrung der Anteil $\text{solid} = f_s$ sehr schnell erhöht (innerhalb der ersten zehn Sekunden von 0 auf 0,7) und mit fortgeschrittener Erstarrung zunehmend langsamer ansteigt. Die vollständige Erstarrung tritt erst nach mehr als 210 s ein.

Aus den Untersuchungen von Rappaz et al. [15], aber auch schon aus früheren theoretischen Überlegungen zum Beispiel von Borland [68] ist bekannt, dass für eine Erstarrungsrissestehung insbesondere das Stadium C kritisch ist, bei dem sich im Verlauf des Erstarrungsprozesses erstmals Verbindungen zwischen den Dendritenarmen auszubilden beginnen (Kohärenztemperatur).

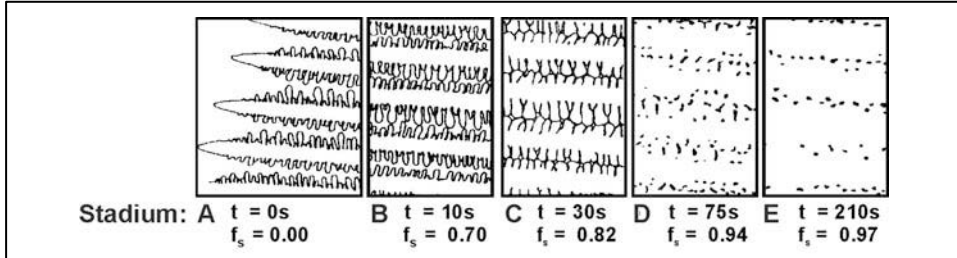


Bild 69: Dendritische Erstarrung einer organischen Succonitril – Aceton Legierung [15]

Eine Erklärung hierfür ist, dass sich bei einer Annäherung von Dendriten oder Zellen aus geometrischen Gründen der maximal mögliche Nachfluss an Schmelze drastisch verringert. Eine mit der Temperatur abnehmende Schmelzenachflussrate wird nach dem in Kapitel II.4.2.2 vorgestellten ROF-ROS Modell theoretisch vorausgesagt. Wird der maximal möglichen Schmelzenachfluss ROF_{max} in Abhängigkeit der Temperatur qualitativ aufgetragen, so muss dieser bei Annäherung an die Kohärenztemperatur gegen null gehen (Bild 70).

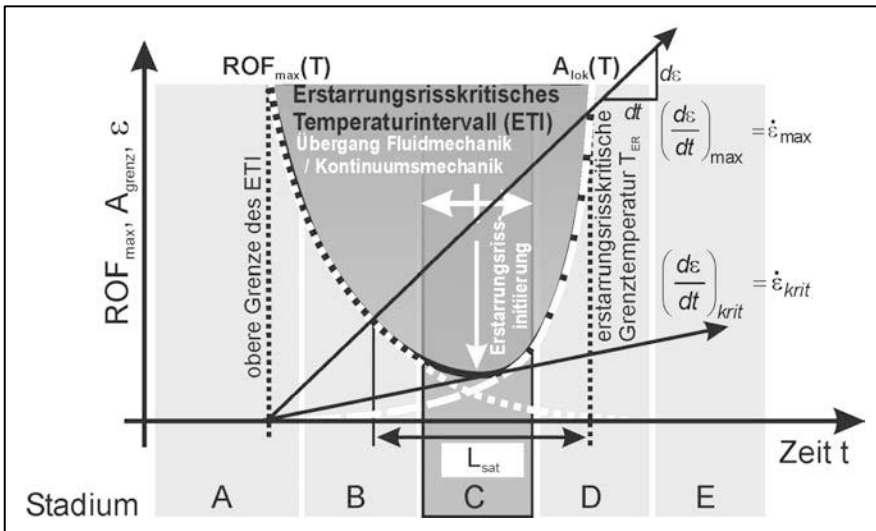


Bild 70: Kombiniertes Erstarrungsrissemodell (in Anlehnung an [93], [95])

Im ROF-ROS Modell bleibt jedoch unberücksichtigt, dass sich als gegenläufiger Prozess, ab dem Stadium C, durch das mit abnehmender Temperatur voranschreitende Zusam-

menwachsen der Dendriten, die mechanische Stabilität der Erstarrungsfront erhöht. Da die Erstarrungsrissentstehung beim Schweißen entscheidend von den thermomechanischen Einflüssen bestimmt werden kann und somit nicht allein auf die Volumenschrumpfung beim Phasenübergang flüssig/fest zurückzuführen ist, muss dieser Zusammenhang ebenfalls berücksichtigt werden. In Bild 70 ist daher die Funktion der lokalen Grenzdehnung A_{grenz} in Abhängigkeit von der Temperatur schematisch dargestellt.

Werden demnach die $\text{ROF}(T)_{\text{max}}$ und $A_{\text{grenz}}(T)$ Funktionen zusammen in ein Diagramm eingezeichnet, ergeben diese beiden Grenzfunktionen zusammengenommen ein erstarrungsrisskritisches Temperaturintervall (ETI). Hierbei ist allerdings zu beachten, dass ein kontinuierlicher Übergang von einem fluidmechanischen zu einem kontinuumsmechanischen Materialverhalten stattfinden muss. Die beiden Funktionen können daher nicht ohne weiteres addiert werden. Vielmehr ist davon auszugehen, dass zwei gegenläufige Prozesse zu einem bestimmten Zeitpunkt während der Erstarrung zu einem gegenüber einer Erstarrungsrissbildung kritischen Materialzustand führen.

Aus dem kombinierten Erstarrungsrissmodell können folgende Schlüsse gezogen werden:

- 1.) *Der Ursprung eines Erstarrungsrisses wird sowohl durch den Verlauf der $\text{ROF}_{\text{max}}(T)$ als auch der $A_{\text{grenz}}(T)$ -Funktion bestimmt und befindet sich an der Stelle, an der gemäß dieser beiden Funktionen der kritische Zustand auftritt („Erstarrungsrissinitiierung“ in Bild 70).*
- 2.) *Ein Erstarrungsriss wächst bei einer ausreichend hohen Beanspruchungsgeschwindigkeit sowohl entgegen als auch mit der Bewegungsrichtung der Erstarrungsfront.*
- 3.) *Das Risswachstum entgegen der Bewegungsrichtung der Erstarrungsfront stoppt unterhalb einer Grenztemperatur (erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER}).*
- 4.) *Die kritische lokale Dehngeschwindigkeit $(d\varepsilon/dt)_{\text{krit}}$ zur Initiierung eines Erstarrungsrisses wird sowohl vom Funktionsverlauf der maximal möglichen Schmelzenachflussrate $\text{ROF}_{\text{max}}(T)$ als auch vom Funktionsverlauf der lokalen Grenzdehnung $A_{\text{grenz}}(T)$ bestimmt. Die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur hingegen hängt im wesentlichen vom Verlauf der lokalen Grenzdehnung $A_{\text{grenz}}(T)$ ab. Daher sind die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} und die kritische lokale Dehngeschwindigkeit $(d\varepsilon/dt)_{\text{krit}}$ (prinzipiell) unabhängig voneinander.*

IV.1.1 Brückenmodell zur Beschreibung der lokalen Grenzdehnung

Um in dieser Betrachtung den Begriff der „lokalen Grenzdehnung“ interpretieren zu können, wurde ein zweidimensionales Brückenmodell entwickelt. Als Voraussetzung für dieses Modell wurde angenommen, dass beim Zusammenwachsen der Kristallstrukturen eine Brückenbildung auftritt, die sich mit abnehmender Temperatur zunehmend ausprägt, Bild 71 a).

Der Erstarrungsprozess wird in Anlehnung an die Darstellung des kombinierten Erstarrungsrissmodells (Bild 70) in die Stadien A bis D unterteilt. Zur Vereinfachung des Modells

wird, wie in Bild 71 b) schematisch dargestellt, nur ein begrenzter Querschnitt der Erstarrungsfront für jedes Stadium betrachtet. Das Zusammenwachsen der Kristallstrukturen wird im Modell dadurch berücksichtigt, dass sich die im Querschnitt kreisförmigen Festphasenanteile von Stadium A bis Stadium D zunehmend annähern bzw. verschmelzen, wobei in Stadium B erstmals ein Kontakt zwischen diesen auftritt, Bild 71 b).

Für die Stadien B, C und D wurde der Einfluss der Brückenbildung bei Auftreten einer mechanischen Beanspruchung auf die lokalen Dehnungen numerisch untersucht. Wie in Bild 71 c) dargestellt, wurden hierfür 4 Kreise angenommen, die sich von Stadium B bis Stadium D zunehmend überschneiden. Zur Aufbringung einer Beanspruchung wurden jeweils die Knoten an der oberen Kante des Modells um $u_x = 0,5 \text{ mm}$ in positiver x-Richtung und an der unteren Kante des Modells um den gleichen Betrag in negativer x-Richtung verschoben. Anhand der Farbkonturdarstellung in Bild 71 c) wird qualitativ deutlich, dass bei einer geringen Überschneidung der Kreise mit bis zu 15% eine deutliche Dehnungsüberhöhung in den Brücken auftritt (Stadium B).

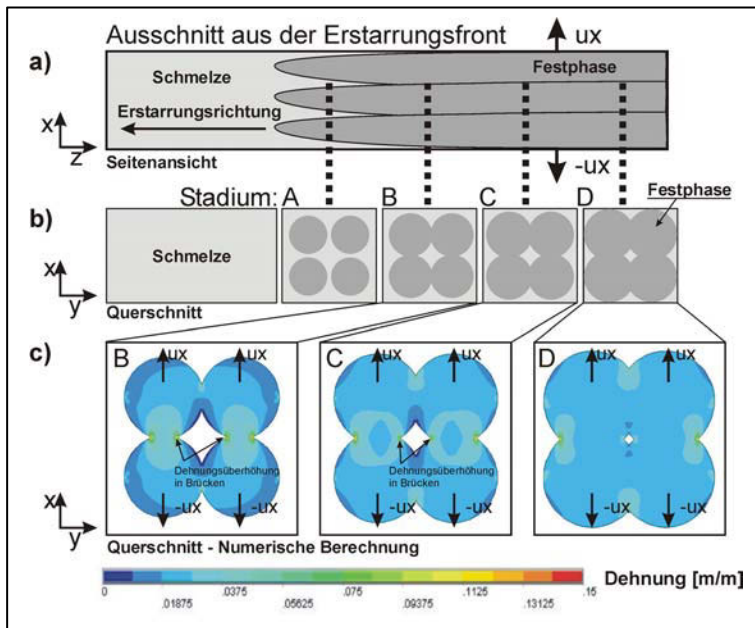


Bild 71: Dehnungsverteilung im Brückenmodell zur Beschreibung der lokalen Grenzdehnung A_{grenz}

Mit zunehmender Überschneidung verringert sich zwar die Dehnungsüberhöhung (Stadium C), jedoch nimmt nach dem kombinierten Erstarrungsrisssmodell gleichzeitig der maximal mögliche Schmelzenachfluss drastisch ab. Daher ist Stadium C hinsichtlich der Erstarrungsrisssbildung kritisch, da einerseits die Brückenbildung zwischen den Kristallstrukturen nur wenig ausgeprägt ist und andererseits der maximal mögliche Nachfluss an Schmelze zur Kompensation einer Verschiebung gering ist. Im Stadium D ist mit maximal 5% keine

signifikante Dehnungsüberhöhung in den Brücken mehr festzustellen, wodurch die Erstarrungsfront an dieser Stelle eine hohe mechanische Stabilität aufweist.

Übertragen auf den Erstarrungsprozess und den Mechanismus der Erstarrungsrisseentstehung darf angenommen werden, dass bei einer voranschreitenden Erstarrung, anders als in der Beschreibung von Prokhorov [93] [94], nicht die Duktilität als Materialkonstante mit abnehmender Temperatur zunimmt (diese wird mit abnehmenden Werkstofftemperatur tendenziell geringer), sondern dass die lokale Dehnungsüberhöhung durch eine zunehmende Verschmelzung der Brücken mit abnehmendem Schmelzeanteil kleiner wird.

Der Begriff „lokale Grenzdehnung“ kann somit angewendet werden, wenn zumindest teilweise ein kontinuumsmechanischer Materialzustand zwischen den Kristallstrukturen vorliegt. Die gegenüber der kontinuumsmechanischen Bruchdehnung verringerte lokale Grenzdehnung entsteht durch eine lokale Dehnungsüberhöhung und eine dadurch verursachte Überschreitung der kontinuumsmechanischen Bruchdehnung in den Brücken.

Aus den vorgestellten Betrachtungen folgt, dass ein „sprödes“ Materialverhalten während der Erstarrung nicht existiert. Die Ursachen der Erstarrungsrisseentstehung liegen in einem Mangel an Schmelzenachfluss bei einer gleichzeitig vorliegenden geringen mechanischen Stabilität der Erstarrungsfront.

IV.1.2 Experimentelle Verifikation des kombinierten Erstarrungsrissemodells

Zur Verifikation des kombinierten Erstarrungsrissemodells wurde mit Hilfe einer Hochgeschwindigkeitskamera (1000 Bilder/s) die Erstarrungsrissebildung für unterschiedliche Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten bei der Legierung Alloy 602 CA in Kombination mit dem Schutzgas Argon + 5% H₂ aufgezeichnet und quantitativ ausgewertet. Hierfür wurde der MVT-2 Test im Transvarestraint-Modus mit einer Gesamtprobendehnung ϵ_{tot} von 4% eingesetzt. Der hohe Wasserstoffanteil im Schutzgas bewirkt hierbei nicht nur eine Erhöhung der Heißrisseempfindlichkeit der Legierung Alloy 602 CA, sondern verringert durch seine reduzierende Wirkung die Oxidation der Schmelzbadoberfläche und der schmelzbadnahen Materialzone. Hierdurch konnte im Vergleich zu anderen Schutzgasen eine optimale Beobachtbarkeit der Erstarrungsrissebildung erreicht werden. Die Auswertung der Hochgeschwindigkeitsaufnahmen kann repräsentativ anhand von Bild 72 erfolgen:

Vor der mechanischen Beanspruchung sind auf der Schweißgutoberfläche keine Risse festzustellen, Bild 72 a). Nach einer wenige zehntel Sekunden andauernden Zeitspanne nach Beginn der mechanischen Beanspruchung erfolgt die Rissinitiierung und der Rissfortschritt bis zu einer Länge von 3,2 mm in einem Zeitintervall von 0,4 Sekunden, Bild 72 b) und c). Daraus berechnet sich eine durchschnittliche Risswachstumsgeschwindigkeit von 8 mm/s, welche circa um den Faktor 6 höher ist als die Schweißgeschwindigkeit.

Die Materialzone hinter dem Schmelzbad weist einen spröden Charakter auf, weshalb dieser Risslängenanteil in Anlehnung an die Theorie von Prokhorov als d_{BTR} bezeichnet wurde. Nach der Phase des schnellen Risswachstums verlängert sich der Riss entgegen

der Schweißrichtung geringfügig, wächst aber in gleicher Richtung und Geschwindigkeit mit der Erstarrungsfront mit, Bild 72 d).

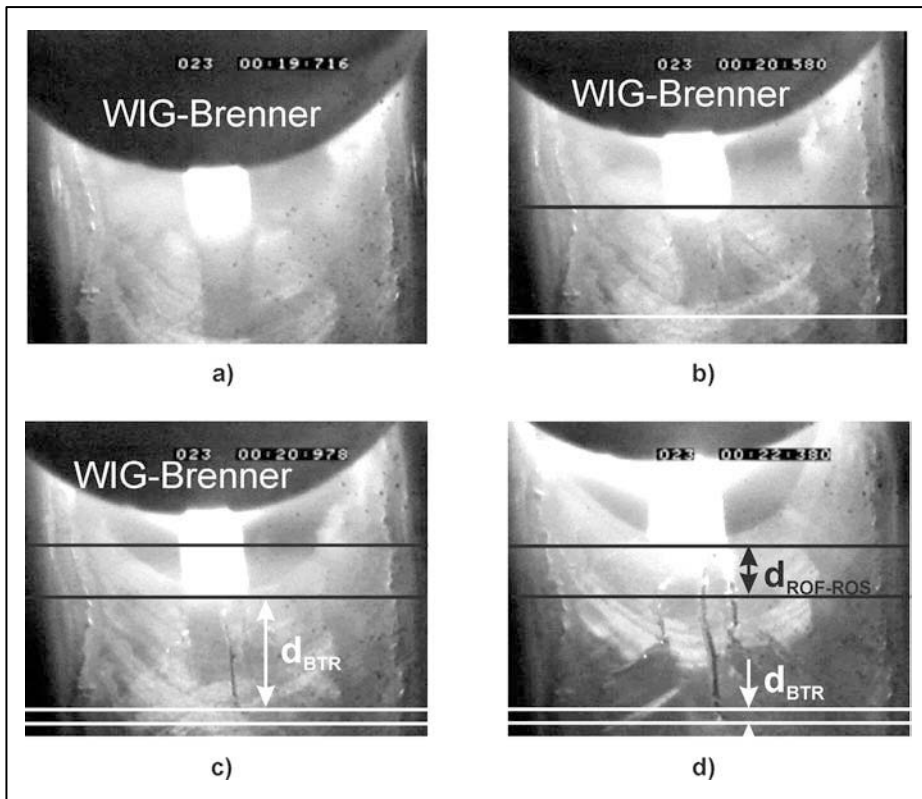


Bild 72: Erstarrungsrisssbildung bei der Legierung Alloy 602 CA im MVT-2 Test; Transvarestraint-Modus; Schutzgas: Ar + 5% H₂, $v_s = 1,4$ mm/s, $v_{trav} = 1,8$ mm/s, $I = 171$ A; $U = 11,4$ V

Während dieser zweiten Phase erfolgt das Risswachstum unmittelbar an dem sichtbaren Übergang zwischen Schweißgut und Schmelzbad. Daher kann angenommen werden, dass der vermutlich einsetzende Schmelzenachfluss in der zweiten Phase des Risswachstums nicht ausreicht, den Riss zu füllen. In Anlehnung an das ROF-ROS Modell wird dieser Anteil der Gesamterstarrungsrissslänge als $d_{ROF-ROS}$ bezeichnet. Das Risswachstum stoppt mit dem Ende der mechanischen Beanspruchung.

Anhand der metallographischen Auswertungen der Versuche wurde festgestellt, dass die Erstarrungsrisse bei der Legierung Alloy 602 CA sowohl einen intergranularen (Bild 73) als auch einen interdendritischen (Bild 74) Rissverlauf aufwiesen. Es kann daher vermutet werden, dass bei der Legierung Alloy 602 CA die metallurgischen Erstarrungsrisssmechanismen sowohl an den Korngrenzen als auch zwischen den Dendriten gleichzeitig wirksam

werden und somit die beobachteten Phänomene sowohl für eine interdendritische als auch eine intergranulare Erstarrungsrisssbildung gelten.

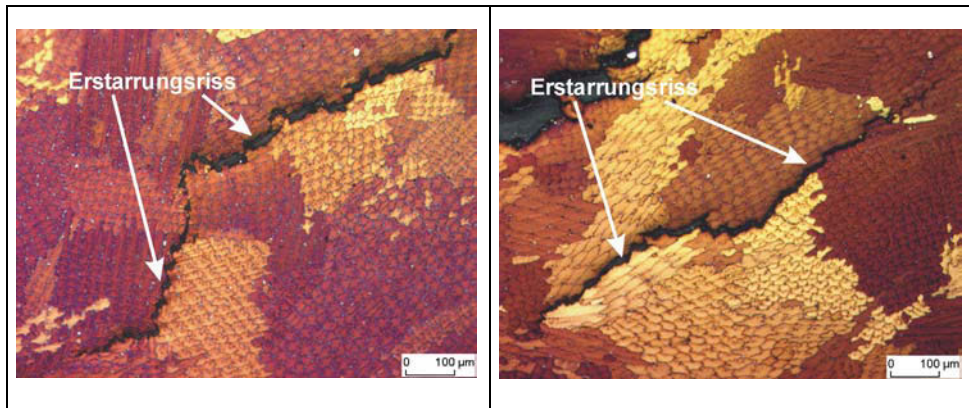


Bild 73: Vorwiegend interkristalliner Erstarrungsrisssverlauf (Ätzung nach Adler)

Bild 74: Vorwiegend interdendritischer Erstarrungsrisssverlauf (Ätzung nach Adler)

Neben metallographischen Untersuchungen wurden auch REM-Untersuchungen der Erstarrungsrisstopografien durchgeführt. Hierzu wurde der Materialbereich der MVT-Probe, in welchem sich die Erstarrungsrisse befanden, aufgebrochen.

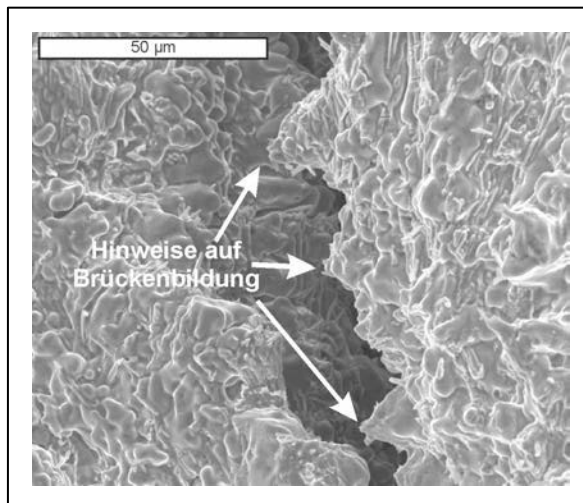


Bild 75: REM-Aufnahme der Erstarrungsrisstopografie beim Alloy 602 CA; 700 x

Bild 75 zeigt eine typische Erstarrungsrisstopografie bei der Legierung Alloy 602 CA. Im Zusammenhang mit dem zuvor vorgestellten Brückenmodell kann anhand der an den Rissflanken hervorstehenden Spitzen angenommen werden, dass vor der Rissinitiation bereits in diesem Bereich ein Kontakt zur gegenüberliegenden Rissflanke bestand. Daraus würde

sich zunächst das Vorhandensein einer Bruchfläche auf den Spitzen ableiten lassen. Jedoch waren zu diesem Zeitpunkt die Zwischenräume noch mit Schmelze gefüllt, wodurch vermutlich diese Kontaktstellen durch nachfließende Schmelze abgerundet wurden.

Hinsichtlich der Verifizierung des kombinierten Erstarrungsrissmodells ergeben sich folgende Ergebnisse:

Anhand der Hochgeschwindigkeits-Videoaufzeichnungen konnte festgestellt werden, dass die Erstarrungsrisse sowohl mit als auch entgegen der Bewegungsrichtung der Erstarrungsfront wachsen. Das Risswachstum entgegen der Bewegungsrichtung der Erstarrungsfront setzt sich jedoch bei anhaltender mechanischer Probenbeanspruchung nicht beliebig fort. Anhand dieses Ergebnisses kann somit die Existenz einer erstarrungsrisskritischen Grenztemperatur T_{ER} , an welcher das Risswachstum gestoppt wird, bestätigt werden.

Mit Hilfe der Hochgeschwindigkeits-Videoaufzeichnungen konnte weiterhin gezeigt werden, dass das Risswachstum nicht in dem Augenblick erfolgt, bei dem die mechanische Beanspruchung der MVT-Probe einsetzt, sondern zeitlich verzögert ist. Dieser Zusammenhang kann mit dem Auftreten von Brücken zwischen den erstarrenden Kristallstrukturen erklärt werden, die eine sofortige Rissbildung verhindern. Demnach kommt es erst dann zur Initiierung eines Erstarrungsrisses, wenn die lokale Grenzdehnung (A_{grenz} in Bild 70) überschritten ist. Die mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskops durchgeführten Untersuchungen zeigen Hinweise auf die Existenz solcher Brücken.

IV.1.3 Ansatz zur Ermittlung von Erstarrungsrisskriterien

Gemäß dem kombinierten Erstarrungsrissmodell ist die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} prinzipiell unabhängig von der kritischen Dehngeschwindigkeit $(d\varepsilon/dt)_{krit}$. Zur Aufstellung von Risskriterien müssen daher sowohl T_{ER} als auch $(d\varepsilon/dt)_{krit}$ getrennt ermittelt werden. Der MVT-2 Test kann für die beiden dafür notwendigen Versuchskonzepte eingesetzt werden, da nach dem technischen Umbau der Anlage die Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit in weiten Grenzen frei variiert werden kann. Die zwei Versuchskonzepte lassen sich wie folgt zusammenfassen:

1.) Schnelle (instantane) Beanspruchung

Wenn eine Probe während der Durchführung eines Schweißversuchs möglichst schnell, das heißt mit einer Dehngeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}$ wesentlich größer als die Schweißgeschwindigkeit ($\dot{\varepsilon} \gg v_s$) bis zu einer Dehnung ε_{tot} mechanisch homogen beansprucht wird, dann zeigt die Risslänge, bezogen auf das zum Zeitpunkt der Beanspruchung vorhandene Temperaturfeld, den Temperaturbereich im Schweißgut an, der sich im Vergleich zum umgebenden Werkstoff erstarrungsrisskritisch verhält. Direkt unterhalb der erstarrungsrisskritischen Grenzisotheorie T_{ER} weist ein Werkstoff aufgrund der vorliegenden hohen Temperaturen die maximale Duktilität auf. Daraus folgt, dass oberhalb einer bestimmten Gesamtdehnung in gewissen Grenzen selbst bei Anwendung höherer Dehnungen keine Risslängen

genzunahme mehr auftreten kann, da das Risswachstum an der erstarrungsriss-kritischen Grenzisotheime T_{ER} gestoppt wird. Eine Risslänge, die bis zur erstarrungsrisskritischen Grenzisotheime reicht, ist somit gesättigt und wird im folgenden als L_{sat} bezeichnet (Bild 76).

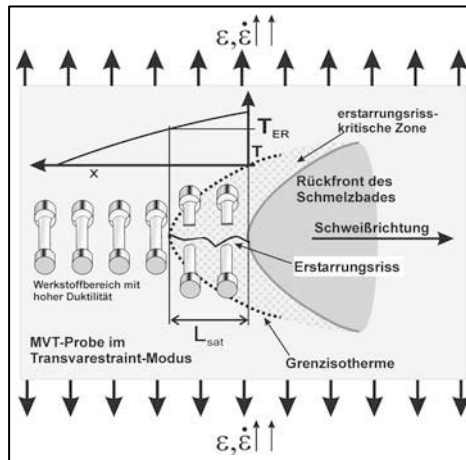


Bild 76: Modell zur Bestimmung der Erstarrungsriss-Grenztemperatur T_{ER} durch schnelle Beanspruchung (dehnungsbasiertes Konzept)

Mit Hilfe der MVT-2 Anlage kann eine maximale Traversenhubgeschwindigkeit von 20 mm pro Sekunde realisiert werden. Aufgrund dieser hohen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit (entspricht der Traversenhubgeschwindigkeit v_{trav}) und der stufenweise veränderbaren Biegedehnung (Gesamtdehnung) ϵ_{tot} kann der MVT-2 Test somit zur Bestimmung von L_{sat} verwendet werden.

2.) Kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{trav,krit}$

Mit Hilfe der MVT-2 Anlage können zudem präzise die Beanspruchungsgeschwindigkeiten einer Probe bis zu einer minimalen Traversenhubgeschwindigkeit von 0,01 mm/s variiert werden. Es kann somit die Beanspruchungsgeschwindigkeit ermittelt werden, bei der gerade noch keine Erstarrungsrissbildung einsetzt. Diese wird im folgenden als kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{trav,krit}$ bezeichnet.

Zunächst werden die Untersuchungen zum Versuchskonzept „schnelle Beanspruchung“ vorgestellt. Neben der Bestimmung von L_{sat} muss die Temperaturverteilung in unmittelbarer Umgebung des Schmelzbades bekannt sein. Als einfache Methode kann ein Thermoelement während des Schweißens direkt in ein Schmelzbad eingebracht werden. Untersuchungen mit dieser Methode wurden beispielsweise von Lippold et al. [167] durchgeführt. Experimentelle Versuche mittels Thermoelementen haben jedoch den entscheidenden Nachteil, dass diese eine thermische Trägheit aufweisen und die Abkühlung nur punktuell bestimmt werden kann. Eine wesentlich bessere Methode stellen numerische Simulationen dar, mit deren Hilfe zudem die Temperaturverteilungen dreidimensional berechnet werden

können. Dies setzt jedoch voraus, dass die realen Schmelzbadgeometrien präzise in den Berechnungen berücksichtigt werden können. Daher musste zunächst eine Methode entwickelt werden, die eine sehr genaue Berechnung der schmelzbadnahen Temperaturverteilungen erlaubt.

IV.2 Numerische Berechnung der Temperaturverteilung in unmittelbarer Umgebung eines Schweißbades

Bei den numerischen Simulationen von Schweißprozessen werden zur Berücksichtigung der Energieverteilung eines Lichtbogens in der Regel Oberflächen- oder Volumenquellen mit normalverteilter Wärmestromdichte angenommen. Ein weitentwickeltes Modell stellt in diesem Zusammenhang die sogenannte asymmetrisch-ellipsoide Goldak-Quelle [161] dar, mit welcher unterschiedliche vorlaufende und nachlaufende Verteilungen der Wärmequellendichten berücksichtigt werden können. Zur Berechnung einer der Realität entsprechenden Schmelzbadgeometrie müssen jedoch die genaue Form und Höhe der Verteilungsfunktionen durch iterative Trial and Error Versuche einem realen Lichtbogenschweißprozess angepasst werden. Einflüsse auf die Energieverteilung und den thermischen Wirkungsgrad des Lichtbogens resultieren einerseits aus technologischen Faktoren, wie zum Beispiel dem Elektrodenabstand, dem Elektrodendurchmesser und dem Schweißstrom. Andererseits können Schutzgase, sowohl durch unterschiedliche Wärmeleitfähigkeiten als auch durch molekulare Dissoziations- und Rekombinationsmechanismen, den thermischen Wirkungsgrad η und die Energieverteilung des Lichtbogens signifikant verändern. Daher wird beispielsweise der thermische Wirkungsgrad eines WIG-Prozesses, der maßgeblich das Integral der Verteilungsfunktion bestimmt, von Radaj [162] nur in einem Streubereich zwischen 0,2 und 0,5 angegeben. Darüber hinaus wurde bereits in Kapitel II.2 beschrieben, dass auch metallurgische bzw. physikalische Effekte durch Strömungseinflüsse auf die Schmelzbadgeometrie einwirken können. Die exakte Berücksichtigung der Schmelzbadgeometrie und der Wärmeverteilung in der Nähe des Schmelzbades sind für die Genauigkeit von numerischen Berechnungen im Zusammenhang mit der Erstarrungsrissbildung von entscheidender Bedeutung. Wie die Untersuchungen von Wei et al. [82] zeigten, ist dies mit Hilfe von Energieverteilungsmodellen des Lichtbogens quasi nicht zu erreichen. Im folgenden wird daher die Schmelzbadgeometrie aus Querschliffen und den Endkratergeometrien rekonstruiert und als dreidimensionale Funktion direkt in die numerischen Simulationen implementiert.

IV.2.1 Rekonstruktion der Schmelzbadgeometrie

Als analytische Grundgleichung, mit der ein dreidimensionales Schmelzbadgeometriesegment (Vorder- oder Rückfront) beschrieben werden kann, wurde Gleichung (20) von Prokhorov [163] verwendet. In Gleichung (20) können nach eigener Ansicht Geometrie- und Formparameter unterschieden werden. Während die Geometrieparameter die Dimensionen eines Schmelzbades mit den Werten für die maximale Breite, die maximale Tiefe und die maximale Länge darstellen, bestimmen die Formparameter die Form des Schmelzbades in der Symmetrie-, der Oberflächen- und der Querschnittsebene. Eine Übersicht über die

Definition der verschiedenen Geometrie- und Formparameter ist in Tabelle 7 zusammengefasst.

$$T(z, x) = -H_{SB} \cdot \frac{\left[1 - \left(\frac{z}{L_{x,SB}} \right)^\mu \right]^{\frac{1}{\tau}}}{(1-\Delta)^\theta + \Delta^\theta} \cdot \left(\left[1 - \frac{\left(\frac{x}{B_{SB}} \right)^\phi}{\left[1 - \left(\frac{z}{L_{x,SB}} \right)^\nu \right]^{\frac{\phi}{\eta}}} \right]^{\frac{1}{\omega}} - \Delta \right) + \Delta^\theta \quad (20)$$

Gleichung (20) weist gegenüber anderen analytischen Funktionen den grundlegenden Vorteil auf, dass jeder Geometrie- und Formparameter in weiten Grenzen unabhängig variiert werden kann, ohne dass damit eine Änderung des gesamten Funktionsverlaufs verbunden ist. Es können somit problemlos die einzelnen Geometrie- und Formparameter nacheinander angepasst und in Gleichung (20) eingesetzt werden.

Tabelle 7: Übersicht der Geometrie- und Formparameter für Gleichung (20)

Symbol	Definition der Geometrieparameter
H_{SB}	Maximale Tiefe des Schmelzbades
$L_{x,SB}$	Maximale Länge eines Schweißbadsegments
B_{SB}	Halbe Breite der Schweißnaht
	Definition der Formparameter
μ, τ	Form der Kristallisationsfront in der Symmetrieebene der Schweißnaht
η, ν	Form der Kristallisationsfront in der Oberflächenebene
ϕ, ω	Form der Kristallisationsfront in der Querschnittsebene
Δ, θ	Faktoren, welche die Koordinaten eines Wendepunktes bestimmen

Für den Fall, dass kein Wendepunkt in der Schmelzbadgeometrie vorhanden ist, muss $\Delta = 0$ gesetzt werden. Da in den untersuchten Schmelzbadgeometrien tatsächlich keine Wendepunkte vorhanden waren, konnte Gleichung (20) somit zu Gleichung (21) vereinfacht werden.

$$T(z, x) = -H_{SB} \cdot \left[1 - \left(\left| \frac{z}{L_{x,SB}} \right| \right)^\mu \right]^{\frac{1}{\tau}} \cdot \left[1 - \frac{\left(\left| \frac{x}{B_{SB}} \right| \right)^\phi}{\left[1 - \left(\left| \frac{z}{L_{x,SB}} \right| \right)^\nu \right]^{\frac{\phi}{\eta}}} \right]^{\frac{1}{\omega}} \quad (21)$$

Bild 77 zeigt exemplarisch eine mit Gleichung (21) analytisch berechnete dreidimensionale Schmelzbadrückfrontgeometrie. Hierbei ist zu beachten, dass Gleichung (20) bzw. (21) entweder die Schmelzbadvorderfront oder -rückfront darstellt. Zur vollständigen Beschreibung einer Schmelzbadgeometrie müssen somit die Geometrie- und Formparametersätze für die Vorder- und Rückfront separat ermittelt werden.

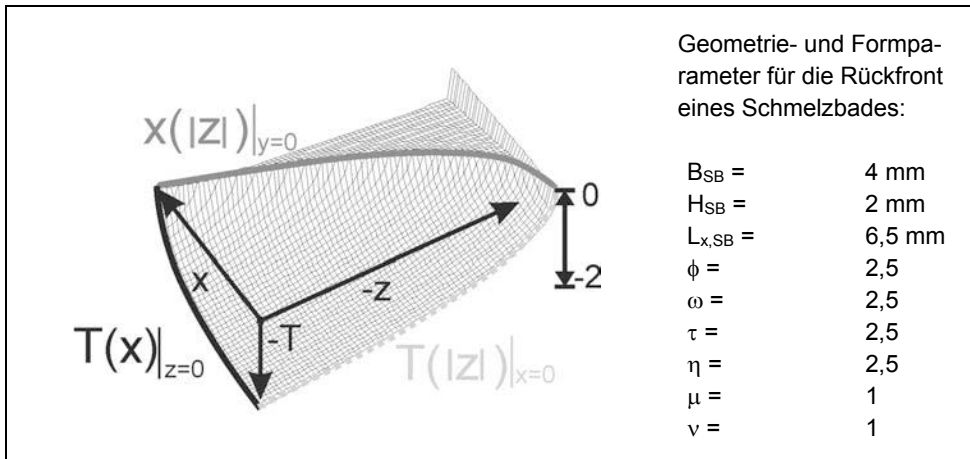


Bild 77: Parameter und daraus berechnete dreidimensionale Funktion einer Schmelzbadgeometrie

Mit Hilfe von Gleichung (20) bzw. (21) lässt sich somit fast jede beliebige Schmelzbadgeometrie mathematisch darstellen. Die in dieser Arbeit verwendete Vorgehensweise, Gleichung (21) an eine reale Schmelzbadgeometrie anzupassen, wird im folgenden Kapitel vorgestellt.

IV.2.2 Bestimmung der Geometrie- und Formparameter

Die Bestimmung der Geometrieparameter B_{SB} , $L_{x,SB}$ und H_{SB} kann durch das Ausmessen der Endkraterlänge, der Einschweißtiefe und der Nahtbreite vorgenommen werden. Zur Bestimmung der Formparameter wurde Gleichung (21) auf drei zweidimensionale Teilglei-

chungen reduziert. Dies wurde erreicht, indem in Gleichung (21) die Funktionsvariablen x bzw. z und $T(x,z)$ nacheinander gleich Null gesetzt wurden. Die durch diese Berechnungen ermittelten Teilgleichungen beschreiben somit die Schmelzbadgeometrie an der Oberfläche für $T(x,z) = 0$, im Querschliff für $z = 0$ und in der Symmetrieebene der Schweißnaht für $x = 0$ (Bild 77).

Gleichung (22) stellt die Funktion der Schmelzbadgeometrie an der Oberfläche für $T(x,z) = 0$ dar. In eigenen Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass der Endkrater einer Schweißnaht in hinreichender Genauigkeit die Erstarrungsfront eines Schmelzbades an der Oberfläche abbildet [99]. Daher bietet sich als Methode zur Bestimmung der Formparameter ν und η an, diese an die Form des Endkraters anzupassen.

$$x(|z|) = \left(1 - \left(\frac{z}{L_{x,SB}} \right)^\nu \right)^{\frac{1}{\eta}} \cdot B_{SB} \quad (22)$$

Gleichung (23) repräsentiert die Schmelzbadgeometrie im Querschnitt an der Stelle, bei der diese die maximale Breite und Tiefe aufweist. Die Formparameter ϕ und ω können somit bestimmt werden, indem diese an die Form der Schmelzlinie im Querschliff einer Schweißnaht angepasst werden.

$$T(x) = -H_{SB} \cdot \left(1 - \left(\frac{x}{B_{SB}} \right)^\phi \right)^{\frac{1}{\omega}} \quad (23)$$

Gleichung (24) stellt die Schmelzbadfunktion in der Symmetrieebene des Schmelzbades dar. Zur Ermittlung der Erstarrungsfrontfunktion in der Symmetrieebene eines Schmelzbades sind metallografische Auswertemethoden ungeeignet. Prinzipiell könnten hierfür jedoch röntgenographische Texturmessungen eingesetzt werden, wie dies von Lamgemfelder et al. [164] durch die Bestimmung der Schmelzbadgeometrie in der Symmetrieebene von Laserschweißnähten gezeigt werden konnte. Jedoch sind weitere Untersuchungen notwendig, um dieses Verfahren auf WIG-Schweißnähte übertragen zu können.

$$T(|z|) = -H_{SB} \cdot \left(1 - \left(\frac{z}{L_{x,SB}} \right)^\mu \right)^{\frac{1}{\tau}} \quad (24)$$

Daher mussten die Werte der Parameter μ und τ angenommen werden. Bei diese Annahme wurde jedoch davon ausgegangen, dass die Geometrien der Erstarrungsfront an der Oberfläche und in der Symmetrielinie einer Schweißnaht ähnlich sind. Das heißt, dass beispielsweise beim Auftreten einer runden Erstarrungsfront an der Oberfläche die Parame-

ter μ und τ dahingehend gewählt wurden, dass auch eine runde Erstarrungsfront in der Symmetrielinie der Schweißnaht vorlag.

Die Methode der direkten Implementierung der Schmelzbadgeometrie in die numerischen Simulationen eignen sich insbesondere im Hinblick auf die definierten Probengeometrien und Schweißbedingungen in MVT Versuchen. In diesem Zusammenhang konnte bereits in eigenen Untersuchungen [99] gezeigt werden, dass die Wärmeableitung über das Gesenk während des Biegens den Abkühlverlauf bis 700 °C nicht signifikant beeinflusst und sich somit nur unwesentlich auf die Schmelzbadgeometrie auswirken kann. Daher können im MVT-Test reproduzierbare Schmelzbadgeometrien unter Variation der Testparameter, wie beispielsweise der Traversenhubgeschwindigkeit v_{trav} oder der Gesamtdehnung ϵ_{tot} erzeugt werden, ohne dass eine Anpassung der Geometrie- und Formparameter erforderlich ist.

Zur Bestimmung der Geometrie- und Formparameter wurden WIG-Umschmelznähte jeweils auf MVT-Standardproben mit den in Tabelle 5 dargestellten Parametern ohne äußere Beanspruchung aufgebracht. Es wurde hierbei durch die Verwendung von zwei verschiedenen Schutzgasen bei ansonsten gleichen Schweißparametern eine Veränderung der Schmelzbadgeometrie festgestellt. Um diese Veränderung bei den Temperaturfeldberechnungen berücksichtigen zu können, wurden jeweils vier Geometrie- und Formparametersätze in Verbindung mit dem Schutzgas Ar 4.8 und mit dem Schutzgas Ar + 1% N₂ bestimmt.

Hierzu wurden zunächst die Endkrater der geschweißten Proben unter dem Lichtmikroskop digital fotografiert. Anschließend wurden metallografische Querschliffe der einzelnen WIG-Nähte angefertigt und ebenfalls mit dem Lichtmikroskop digitalisiert.

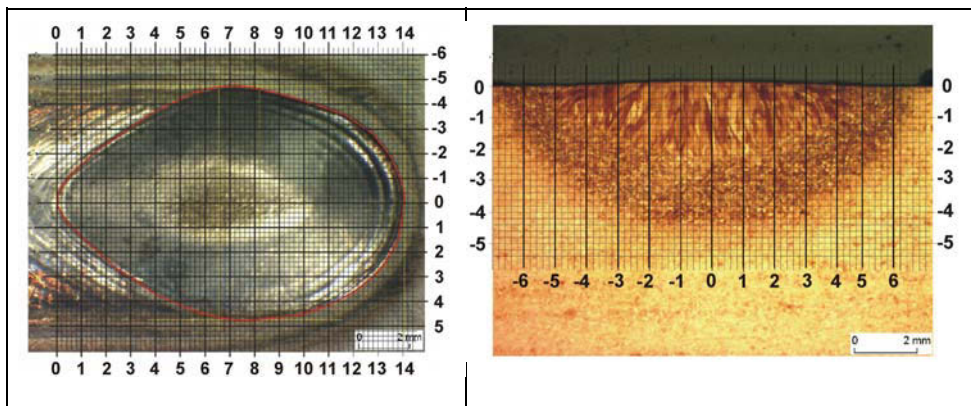


Bild 78: Endkrater (links) und Querschliff (rechts) einer WIG-Umschmelznäht des Werkstoffs Alloy 602 CA; Schweißparameter P1; Schutzgas: Ar + 1% N₂

Über die Fotos wurde, wie in Bild 78 gezeigt, ein Raster mit einem Gitterabstand von 0,2 mm projiziert. Mit Hilfe des Rasters konnten die Geometrieparameter des Schmelzbades (Einschweißtiefe H_{SB} , Nahtbreite B_{SB} , Gesamtschmelzbadlänge $L_{\text{x,SB}} = L_{\text{V,SB}} + L_{\text{R,SB}}$) direkt gemessen werden. Die einzelnen Werte sind in Tabelle 8 dokumentiert.

Tabelle 8: Ermittelte Geometrieparameter der Schmelzbadgeometrie in Abhängigkeit der Schweißparametersätze P1 bis P4 und des Schutzgases

Schweiß-parametersatz (vergl. Tabelle 5)	Schutzgas	Einschweißtiefe H_{SB} [mm]	Nahtbreite $2 \cdot B_{SB}$ [mm]	Endkraterlänge $L_{V,SB} + L_{R,SB}$ [mm]
P1	Ar 4.8	1,75	10,8	13,4
	Ar + 1% N ₂	2,60	10,1	14,0
P2	Ar 4.8	2,15	10,6	11,8
	Ar + 1% N ₂	2,45	9,3	12,0
P3	Ar 4.8	3,15	13,1	12,2
	Ar + 1% N ₂	3,10	11,9	13,6
P4	Ar 4.8	1,43	7,8	10,3
	Ar + 1% N ₂	1,63	7,5	10,6

Anhand der Werte in Tabelle 8 zeigt sich, dass die Einschweißtiefe und die Endkraterlänge bei Verwendung von Ar + 1% N₂ in der Regel höher, die Nahtbreite jedoch zwischen 7% bis 14% kleiner ist als bei Verwendung von Ar 4.8. Die höhere Einschweißtiefe und Endkraterlänge ist auf den höheren thermischen Wirkungsgrad des Lichtbogens bei Verwendung eines stickstoffhaltigen Schutzgases im Vergleich zu Ar 4.8 zurückzuführen. Die sich gleichzeitig einstellende Verringerung der Nahtbreite deutet darauf hin, dass durch den Stickstoffanteil im Schutzgas die Energieverteilung infolge einer Einschnürung des Lichtbogens schmaler wurde.

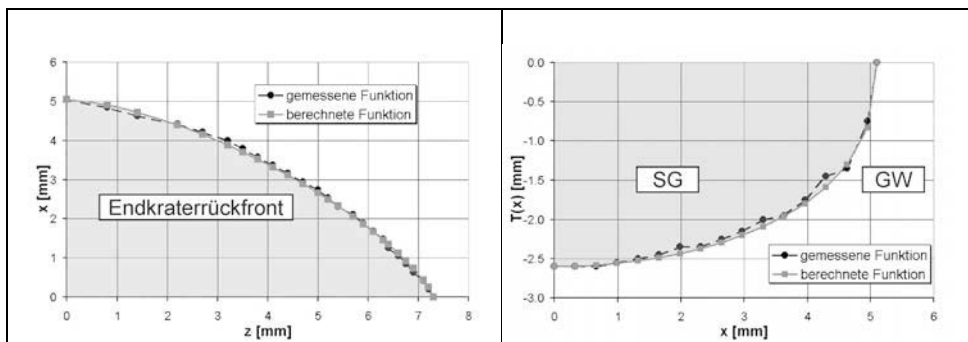


Bild 79: Vergleich der Endkrater-Rückfront-Funktion für P1 mit Ar + 1% N₂

Bild 80: Vergleich der Schmelzlinien-Funktion im Querschliff für P1 mit Ar + 1% N₂

Zur Bestimmung der Formparameter wurden die Koordinaten der Endkrater- und der Schmelzlinienfunktionen im Querschliff mit Hilfe des projizierten Rasters vermessen. Die Parameter ν , μ der Gleichung (22), bzw. die Parameter ϕ , ω der Gleichung (23) wurden an die gemessenen Koordinaten so angepasst, dass eine optimale Übereinstimmung erreicht wurde.

Bild 79 und Bild 80 zeigen hierzu exemplarisch für den Schweißparametersatz P1 mit Ar + 1% N₂ sowohl für die Endkrater-Rückfront als auch für die Schmelzlinie im Querschliff einen Vergleich zwischen den gemessenen Koordinaten und dem jeweils angepassten Funktionsverlauf.

Durch das Einsetzen der ermittelten Werte für die Geometrie- und Formparameter in Gleichung (21) wurden die einzelnen Schmelzbadgeometrien somit bestimmt, wobei die Werte für μ und τ aus den bereits dargelegten Gründen angenommen werden mussten.

Bild 81 zeigt hierzu exemplarisch eine mit Hilfe des Querschliffs und des Endkraters rekonstruierte Rückfront der Schmelzbadgeometrie für P1 mit Ar + 1% N₂.

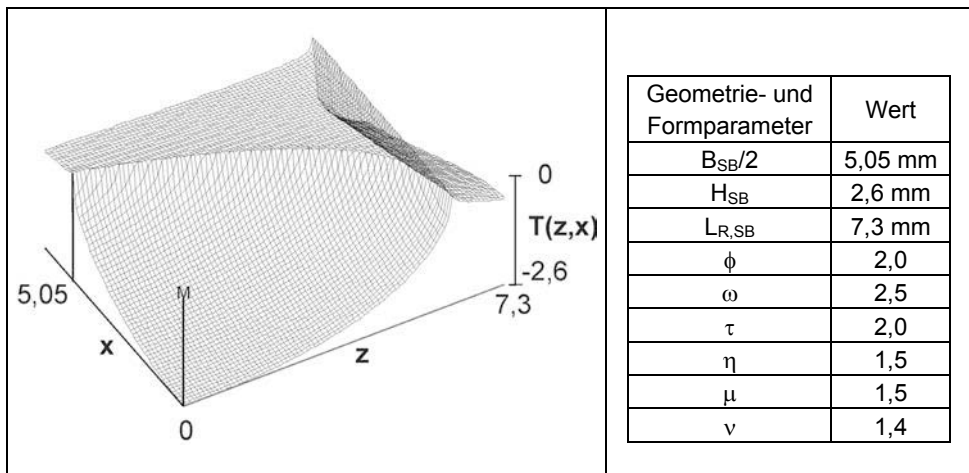


Bild 81: Dreidimensionale Darstellung der ermittelten Schmelzbadgeometrie (Rückfront) mit den Geometrieparametern für P1 mit Ar + 1%N₂

Eine Übersicht über alle ermittelten Geometrie- und Formparameter für die Schweißparametersätze P1 bis P4 mit Ar + 1% N₂ können Tabelle 9 entnommen werden.

Tabelle 9: Koeffizienten der Schmelzbadgeometrien für Ar + 1% N₂

Parametersatz	Rück- und Vorderfront				Rückfront					Vorderfront				
	B_{SB}	H_{SB}	ϕ	ω	$L_{R,SB}$	η	ν	μ	τ	$L_{V,SB}$	η	ν	μ	τ
P1	5,1	2,60	2,0	2,5	7,3	1,5	1,4	1,5	2,0	6,7	2,5	1,0	1,5	2,0
P2	4,7	2,45	1,5	2,2	7,0	1,1	1,9	2,5	2,0	5,0	1,5	2,2	2,5	2,0
P3	6,0	3,10	2,5	2,0	7,2	1,5	1,5	2,5	2,0	6,4	1,55	1,6	2,5	2,0
P4	3,8	1,63	2,8	1,3	6,1	0,8	2,5	3,0	1,0	4,5	1,9	1,4	1,5	1,5

Die entsprechenden Geometrie- und Formparameter für P1 bis P4 in Verbindung mit Ar 4.8 sind in Tabelle 10 dokumentiert. Da sich die Form der Schmelzbadgeometrien bei Verwen-

dung von Ar 4.8 anstelle von Ar + 1% N₂ nur geringfügig veränderte, unterscheiden sich die Werte im Vergleich zu Tabelle 9 nur geringfügig.

Tabelle 10: Koeffizienten der Schmelzbadgeometrien für Ar 4.8

Parameter satz	Rück- und Vorderfront				Rückfront					Vorderfront				
	B _{SB}	H _{SB}	ϕ	ω	L _{R,SB}	η	ν	μ	τ	L _{V,SB}	η	ν	μ	τ
P1	5,4	1,75	1,8	2,1	7,9	1,3	1,7	1,5	1,5	5,5	2,5	1,0	1,5	2,0
P2	5,3	2,15	1,5	2,2	6,0	1,1	1,9	2,7	1,9	5,8	1,5	2,2	2,5	2,0
P3	6,6	3,15	2,5	2,0	6,4	1,5	1,7	2,5	2,0	5,8	1,55	1,6	2,5	2,2
P4	3,9	1,43	2,8	1,3	6,3	0,8	2,5	2,5	1,0	4,0	1,9	1,3	1,5	1,5

Stichprobenartig wurde die Reproduzierbarkeit der Endkrater- und Querschliffgeometrien gemessen, indem Versuche mit gleichen Schweißparametern wiederholt wurden. Es zeigte sich, dass beispielsweise für den Schweißparametersatz P1 mit Ar + 1% N₂ Abweichungen von bis zu $\pm 0,2$ mm in der Nahtbreite, $\pm 0,1$ mm in der Einschweißtiefe und $\pm 0,5$ mm in der Endkraterlänge durchaus auftreten können. Jedoch liegen die Abweichungen bei ca. 5% und sind daher gering.

IV.2.3 Berücksichtigung der Schmelzbadgeometrie in den numerischen Simulationen

In der numerischen Simulation von Schweißprozessen muss die Bewegung der Wärmequelle in eine endliche Anzahl von Zeitschritten mit einem Zeitinkrement Δt unterteilt werden. Um somit die analytische, dreidimensionale Schmelzbadgeometriefunktion in ein numerisches Modell zu implementieren, muss für jeden Zeitschritt eine vollständige Selektion der Knoten erfolgen, die sich zum Zeitpunkt t_i innerhalb der Schmelzbadgeometrie befinden.

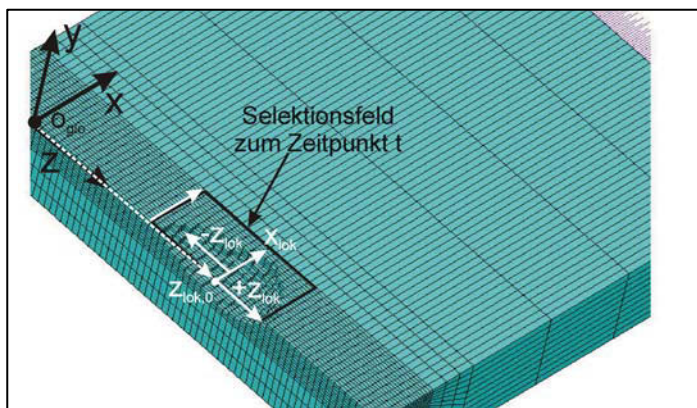


Bild 82: Anwendung der Schmelzbadgeometriefunktion $T(z,x)$ in einem numerischen Modell

Die selektierten Knoten, welche die Schmelzbadgeometrie repräsentieren, können anschließend auf die Liquidustemperatur T_{liq} (für die Legierung Alloy 602 CA beträgt $T_{liq} = 1400 \text{ °C}$ [149]) gesetzt werden. Im Anschluss daran kann die numerische Berechnung für einen Zeitschritt Δt durchgeführt werden. Die Programmierung des entsprechenden APDL-Makros kann anhand von Bild 82 zusammen mit dem Flussdiagramm in Bild 83 wie folgt erläutert werden:

Zu Beginn der Selektionsroutine wird ein lokales Koordinatensystem, ausgehend vom globalen Koordinatenursprung O_{lok} , zum lokalen Koordinatenursprung $z_{lok,0}$ verschoben. Das lokale Koordinatensystem befindet sich dann an der Stelle der maximalen Breite des Schmelzbades zum Zeitpunkt t_i (Bild 82).

Anschließend werden zwei ineinander verschachtelte Schleifen mit x_{lok} und $+z_{lok}$ bzw. $-z_{lok}$ als Variable durchlaufen. Die Variablen x_{lok} , $-z_{lok}$ und $+z_{lok}$ stellen lokale Koordinaten dar, weshalb durch die Verschachtelung der Schleifen ein „Selektionsfeld“ mit den Inkrementen Δx_{lok} und Δz_{lok} bzw. dem Dekrement $-\Delta z_{lok}$ systematisch abgetastet wird. Nach jedem Weg-Inkrement Δx_{lok} wird nach Gleichung (21) die lokale Schmelzbadtiefe $T(z_{lok}, x_{lok})$ unter Berücksichtigung der zuvor bestimmten Geometrie- und Formparameter berechnet. Die lokale Schmelzbadtiefe $T(z_{lok}, x_{lok})$, zusammen mit den Werten für $\pm \Delta x_{lok}/2$ und $\pm \Delta z_{lok}/2$, stellen dann ein quaderförmiges Schnittvolumen dar, für welches alle darin befindlichen Knoten selektiert und auf T_{liq} gesetzt werden.

Erreicht x_{lok} an der Stelle z_{lok} die nach Gleichung (22) berechnete maximale Schmelzbadbreite, wird z_{lok} um Δz_{lok} erhöht bzw. um $-\Delta z_{lok}$ verringert, bis die Länge des jeweiligen Schmelzbadsegments erreicht ist. Wenn die Selektionsroutine für das Schmelzbadvorderfrontsegment und -rückfrontsegment vollständig durchlaufen worden ist, kann die Berechnung für den entsprechenden Zeitschritt Δt gestartet werden.

Zur Berücksichtigung der Bewegung des Schmelzbades muss für jeden Zeitschritt der lokale Koordinatenursprung der Schmelzbadgeometrie $z_{lok,0}$ in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit v_s um einen Weg $\Delta z_{lok,0} = v_s \cdot \Delta t$ in Schweißrichtung verschoben werden, bis das Ende der Schweißnaht z_{end} erreicht ist.

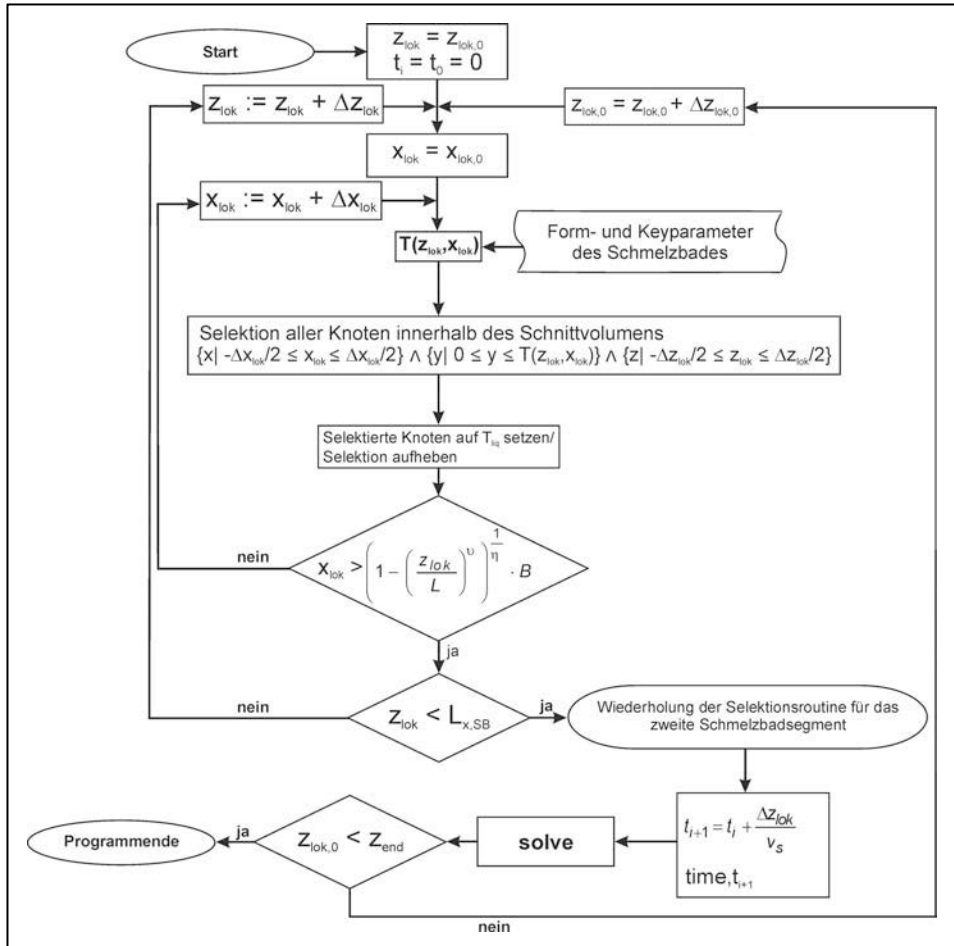


Bild 83: Flussdiagramm zur Implementierung der Schmelzbadfunktion in ANSYS® (APDL-Makro)

IV.2.4 Validierung der numerischen Temperaturfeldberechnungen

Zur Validierung der durchgeführten numerischen Temperaturfeldberechnungen wurden die Temperaturen in der Nähe der Schmelzlinie mit Hilfe von Ni-CrNi (Typ K) Thermoelementen gemessen. Für eine visuelle Überprüfung der verwendeten Schmelzbadgeometrieparameter wurden zudem die berechneten Temperaturverteilungen als Farbkonturdarstellung auf die jeweiligen Querschliffe und Endkrater projiziert.

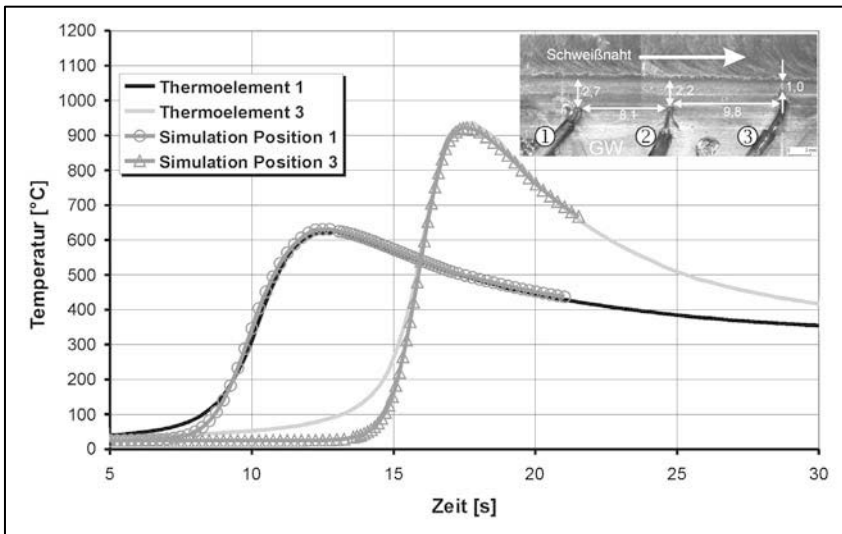


Bild 84: Temperaturverlauf Simulation/Messung im Abstand von 2,7 mm und 1 mm von der Schweißnaht für P2 mit Ar + 1% N₂

Bild 84 zeigt einen Vergleich zwischen Temperaturfunktionen von Simulation und Messung, welche jeweils im Abstand von 2,7 mm bzw. 1,0 mm von der Schmelzlinie für P2 mit Ar + 1% N₂ bestimmt wurden. Die maximale Abweichung beträgt im Übergangsbereich zum Temperaturanstieg ca. 15%. Bei dieser relativ hohen Abweichung ist jedoch zu berücksichtigen, dass an den Thermoelementen während des Schweißens Lichtbogenstrahlung absorbiert wurde, wodurch der vorlaufende Temperaturanstieg im Vergleich zur Simulation erklärt werden kann.

Am Thermoelement 1 wurde eine Spitzentemperatur von 620 °C gemessen. Die relative Abweichung zur simulierten Spitzentemperatur beträgt weniger als 5%. Thermoelement 2 ist während der Messung ausgefallen und konnte zur Auswertung nicht herangezogen werden. An der Position des Thermoelements 3 wurde eine Spitzentemperatur von 935 °C festgestellt. Die relative Abweichung zur Simulation ist hier ebenfalls kleiner als 5%.

Damit kann festgestellt werden, dass für P2 mit Ar + 1% N₂ die aus der Simulation ermittelten zeitlichen Temperaturverläufe und die Spitzentemperaturen insbesondere in der für die Heißrissbildung relevanten Hochtemperaturphase eine sehr gute Übereinstimmung mit den Messergebnissen zeigen.

In Bild 85 ist die berechnete Temperaturverteilung als halbtransparente Farbkonturdarstellung auf den Querschliff und den Endkrater der Schweißnaht, welche mit dem Schweißparametersatz P2 in Verbindung mit Ar + 1% N₂ erzeugt wurde, projiziert. Die Temperaturbereiche oberhalb der Solidustemperatur, welche 1370 °C beträgt, sind grau dargestellt und repräsentieren den schmelzflüssigen Zustand während der Schweißung. Beim Querschliff

in Bild 85 lassen sich deutlich das grobkörnige Schweißgutgefüge und das relative feinkörnige Grundwerkstoffgefüge unterscheiden. Der Endkrater in Bild 85 lässt sich deutlich vom Schweißgut und dem Grundwerkstoff als Vertiefung erkennen. Aus dem visuellen Vergleich geht hervor, dass die in der Simulation verwendete Schmelzbadgeometrie die reale Schmelzbadgeometrie sowohl im Querschnitt als auch an der Oberfläche präzise abbildet.

An dieser Stelle muss betont werden, dass die Auflösung der Schmelzbadgeometrie in der numerischen Simulation durch die Größe der finiten Elemente bestimmt wird. Die Elementgröße musste daher optimal angepasst werden. Die minimale Elementgröße in der Mitte der simulierten MVT-Probe betrug 0,16 mm und war für die durchgeführten Untersuchungen ausreichend.

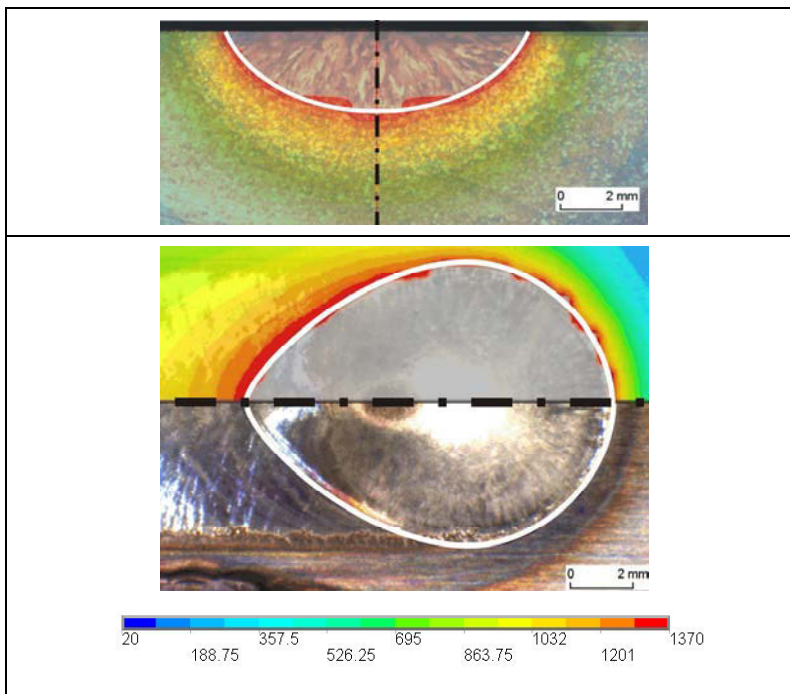


Bild 85: Numerisch berechnete Temperaturverteilung im Querschnitt (oben) und an der Oberfläche (unten) für P2 mit Ar + 1% N₂

Bild 86 zeigt einen Vergleich zwischen den gemessenen und berechneten Temperaturen für den Schweißparametersatz P3 ($E_S = 19,4 \text{ kJ/cm}$) mit Ar + 1% N₂. Die Thermoelemente befanden sich in einem Abstand von 1,6 mm und 0,7 mm von der Schmelzlinie. Die Spitzentemperatur am Thermoelement 1 wurde mit 869 °C gemessen. Am Thermoelement 2 wurde eine Spitzentemperatur von 1061 °C festgestellt. Die relativen Abweichungen zwischen Messung und Simulationen liegen jeweils bei unter 5%.

Wird der Verlauf der Temperatur von Thermoelement 3 für P2 (Ar + 1% N₂) mit dem Verlauf der Temperatur von Thermoelement 1 für P3 (Ar + 1% N₂) verglichen, so zeigt sich, dass vergleichbare Spitzentemperaturen von 935 °C bzw. 869 °C auftraten, obwohl die jeweiligen Abstände zur Schmelzlinie unterschiedlich waren. Darüber hinaus berechnet sich, bezogen auf ein Zeitintervall von 5 Sekunden nach Erreichen der Spitzentemperatur, die durchschnittliche Abkühlgeschwindigkeit für P3 mit 27 °C/s. Im Vergleich dazu ist die Abkühlgeschwindigkeit für P2 mit 71 °C/s deutlich höher. Diese Unterschiede sind darauf zurückzuführen, dass die Schweißgeschwindigkeit bei P3 mit 1,8 mm/s um 40% langsamer war als beim Schweißparametersatz P2. Gleichzeitig war die Streckenenergie um ca. 90% höher als bei P2. Dies zeigt den hohen Einfluss der Schweißparameter auf die Abkühlgeschwindigkeiten. Deren Einfluss auf die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} wird im Kapitel IV.3.1.2 diskutiert.

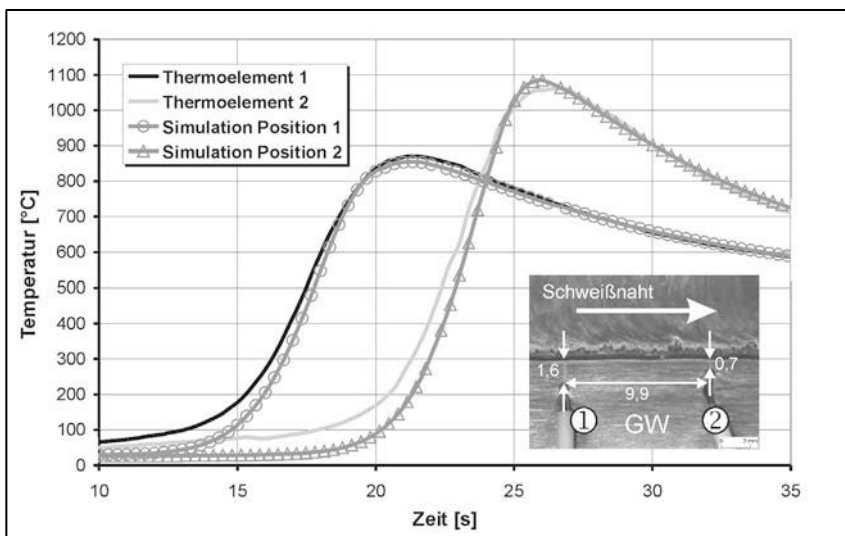


Bild 86: Temperaturverlauf Simulation/Messung im Abstand von 1,6 und 0,7 mm von der Schweißnaht für den Schweißparametersatz P3 in Verbindung mit Ar + 1% N₂

Bild 87 zeigt einen Projektionsvergleich zwischen Simulation und dem Querschliff bzw. dem Endkrater der realen Schweißnaht für P3 mit Ar + 1% N₂. Auch an diesem Beispiel zeigt sich eine sehr gute Übereinstimmung zwischen der realen und in die Simulation übertragene Schmelzbadgeometrie. Im Vergleich zu P2 ist die Schmelzbadgeometrie von P3 wesentlich runder und breiter. Anhand der Breite der Farbkonturen ist auch deutlich zu erkennen, dass die Temperaturgradienten wesentlich flacher verlaufen als im vorherigen Beispiel.

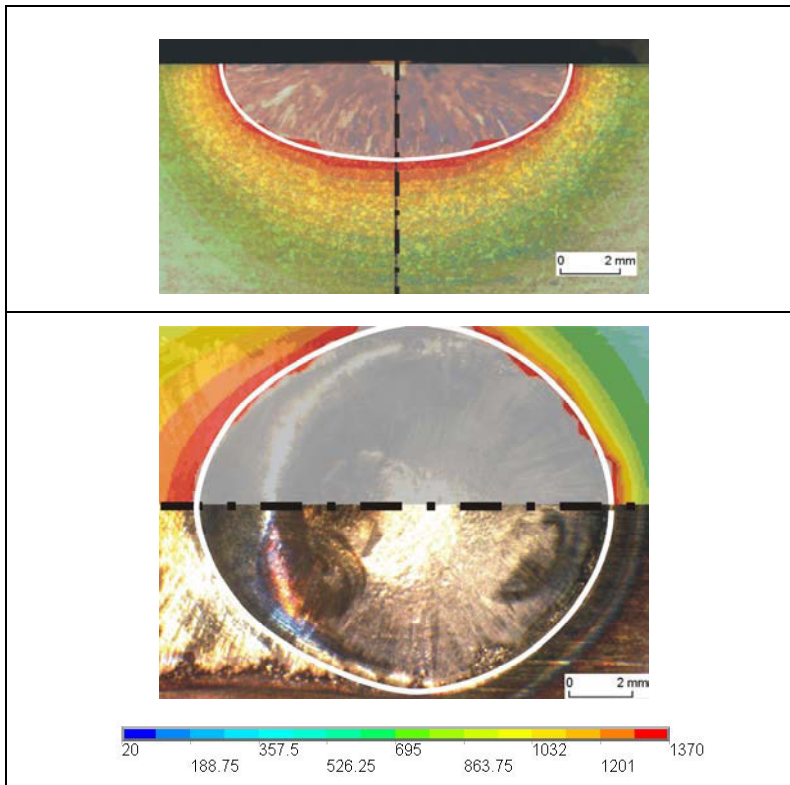


Bild 87: Numerisch berechnete Temperaturverteilung im Querschnitt (oben) und an der Oberfläche (unten) für P3 mit Ar + 1% N₂

Insgesamt zeigen die numerischen Temperaturfeldberechnungen unter Einsatz der rekonstruierten Schmelzbadgeometrien eine gute Übereinstimmung mit den gemessenen Temperaturen. Dies gilt insbesondere für die hohen Temperaturbereiche bzw. für die Spitzentemperaturen. Geringfügige Abweichungen im unteren Temperaturbereich sind auf die Absorption von Lichtbogenstrahlung an den Thermoelementen zurückzuführen. Die Methode der direkten Implementierung der Schmelzbadgeometrie in die numerischen Simulationen stellt eine wesentliche Voraussetzung zur präzisen Berechnung der Temperaturverteilung in unmittelbarer Schmelzbadnähe dar und ist gegenüber der andauernden Diskussion in der Literatur bezüglich des Einsatzes verschiedener Energieverteilungsmodelle eine sinnvolle Alternative. Die Methode wird im folgenden zunächst zur Bestimmung der erstarrungsrisskritischen Grenztemperatur T_{ER} eingesetzt.

IV.3 Identifizierung von Heißrissparametern

IV.3.1 MVT-2 Versuche mit schneller Beanspruchung

Im folgenden wird die erstarrungsrissskritische Grenztemperatur T_{ER} in Abhängigkeit der Schweißparametersätze P1 - P4 und der beiden Schutzgase untersucht. Anhand dieser Daten können die Mechanismen der Erstarrungsrisststehung genauer aufgeklärt werden. Des weiteren werden die Werte von T_{ER} zur Aufstellung eines vollständigen Erstarrungsrissskriteriums benötigt.

IV.3.1.1 Bestimmung der maximalen Erstarrungsrisslängen

Zur Bestimmung der maximalen Erstarrungsrisslängen wurden MVT-2 Versuche im Transvarestraint-Modus mit 1%, 2%, 4% und 6% Biegedehnung eingesetzt. Die Versuche wurden mit den Schweißparametersätzen P1 bis P4 (vergl. Tabelle 5), jeweils in Kombination mit den Schutzgasen Ar 4.8 und Ar + 1% N₂ durchgeführt. Für die Versuche mit schneller (quasi instantaner) Beanspruchung wurde die maximale Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage mit 20 mm/s verwendet. Bei einem Matrizenradius R_M von 125 mm beträgt der geometrische Biegehub 1,2 mm, woraus folgt, dass beispielsweise eine Biegedehnung ε_{tot} von 4% innerhalb von nur 0,06 Sekunden aufgebracht werden kann. Die in Kapitel IV.1.2 vorgestellten Ergebnisse der Hochgeschwindigkeits-Video Aufnahmen zeigten, dass ein Erstarrungsrisss während der Beanspruchung im MVT-2 Test mit der Erstarrungsfront mitwächst. Um daher die Temperaturfeldverschleppung, die während der mechanischen Beanspruchungszeit auftritt, zu berücksichtigen, wurden die gemessenen, maximalen Risslängen L_{MCL} mit Gleichung (25) korrigiert.

$$L_{MCL,korr} = L_{MCL} - \frac{H_{geo}}{v_{trav}} \cdot v_s \quad (25)$$

In Gleichung (25) wird von der gemessenen Risslänge L_{MCL} der Anteil der Risslänge subtrahiert, der während der Zeitdauer der Biegung (H_{geo}/v_{trav}) beim Voranschreiten der Erstarrungsfront mit der Geschwindigkeit gleich der Schweißgeschwindigkeit v_s entsteht. Das Ergebnis von Gleichung (25) stellt die korrigierte maximale Risslänge $L_{MCL,korr}$ dar.

Bild 88 zeigt exemplarisch die Rissbilder auf der Probenoberfläche für die Schweißparametersätze P1 – P4 in Verbindung mit Ar 4.8 für $\varepsilon_{tot} = 6\%$. Es zeigt sich, dass sich die Schweißparameter deutlich auf die auftretenden Risslängen auswirken. So wies die maximale Risslänge für P2 in der Symmetrielinie der Schweißnaht einen Wert von $L_{MCL} = 1,24$ mm auf. Für P3 jedoch, welcher der Schweißparametersatz mit der höchsten Streckenenergie war, wurde eine maximale Risslänge L_{MCL} von 2,23 mm gemessen. Die unterschiedlichen Werte von L_{MCL} sind auf die verschiedenen Temperaturverteilungen, welche von den Schweißparametern abhängen, zum Zeitpunkt der Biegung zurückzuführen.

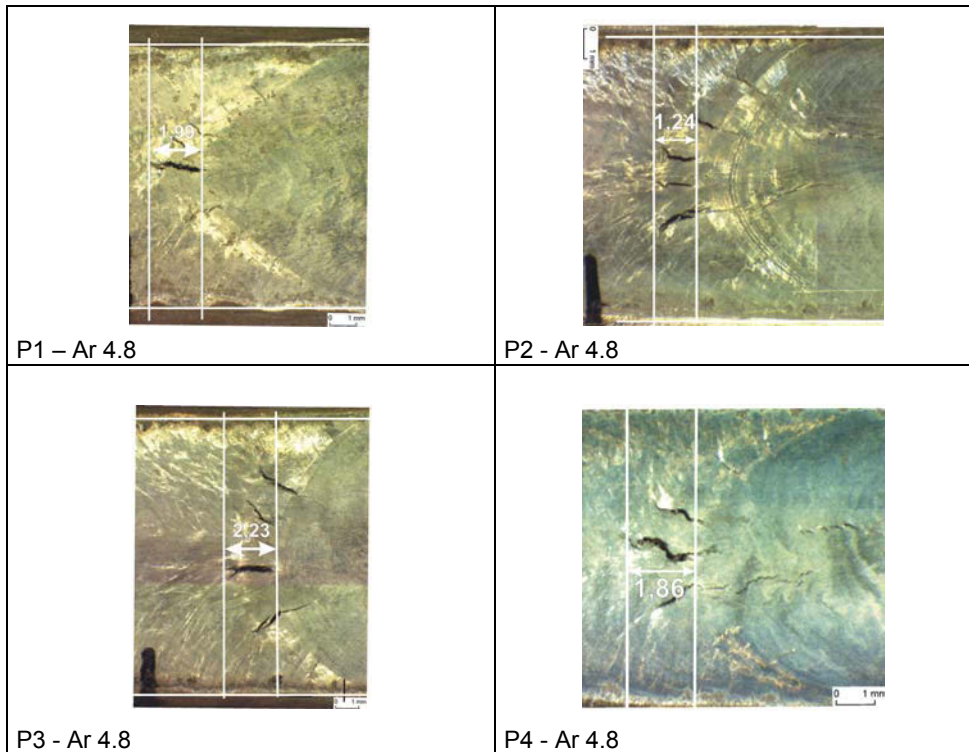


Bild 88: Bestimmung der maximalen Risslänge L_{MCL} (in mm), $\epsilon_{tot} = 6\%$

Die für die Schweißparametersätze P1 bis P4 in Verbindung mit den beiden untersuchten Schutzgasen gemessenen und nach Gleichung (25) korrigierten Risslängen sind in Tabelle 11 dokumentiert.

Tabelle 11: Maximale Risslänge (L_{MCL} und $L_{MCL,korr}$) in Abhängigkeit der Gesamtdehnung ϵ_{tot} , der Schweißparametersätze P1 – P4 und der untersuchten Schutzgase

Gesamtdehnung ϵ_{tot}		1%		2%		4%		6%	
Parameter	Schutzgas	L_{MCL}	$L_{MCL,korr}$	L_{MCL}	$L_{MCL,korr}$	L_{MCL}	$L_{MCL,korr}$	L_{MCL}	$L_{MCL,korr}$
P1	Ar 4.8	1,57	1,49	1,33	1,18	1,97	1,67	1,99	1,69
	Ar + 1% N ₂	1,25	1,18	1,17	1,02	1,24	0,97	1,34	1,04
P2	Ar 4.8	1,08	1,04	1,02	0,93	1,11	0,93	1,24	1,06
	Ar + 1% N ₂	0,47	0,43	0,54	0,45	0,57	0,39	0,56	0,38
P3	Ar 4.8	1,69	1,66	1,97	1,92	1,92	1,84	2,23	2,12
	Ar + 1% N ₂	0,84	0,82	0,65	0,59	0,93	0,82	0,82	0,79
P4	Ar 4.8	1,17	1,08	1,58	1,40	1,86	1,50	1,86	1,50
	Ar + 1% N ₂	0,64	0,55	0,82	0,62	1,15	0,79	1,23	0,88

Zur Bestimmung der gesättigten Risslängen L_{sat} wurde Gleichung (26) den gemessenen Risslängen $L_{MCL,korr}$ in Abhängigkeit der Gesamtdehnung angepasst. Mit Gleichung (26)

wurde berücksichtigt, dass mit zunehmender Biegedehnung die Risslänge $L_{MCL,korr}$ zunächst ansteigt und anschließend einen Sättigungswert L_{sat} erreicht. Der Anstieg der Funktion $L_{MCL,korr}(\varepsilon_{tot})$ wird durch den Parameter A_1 bestimmt.

$$L_{MCL,korr}(\varepsilon_{tot}) = L_{sat} \cdot \left(1 - e^{\left(\frac{-\varepsilon_{tot}}{A_1} \right)} \right) \quad (26)$$

In Bild 89 bzw. Bild 90 sind die korrigierten Risslängen $L_{MCL,korr}$ in Abhängigkeit der Proben-
gesamtdehnung für Ar 4.8 bzw. Ar + 1% N₂ und die jeweils mit Gleichung (26) ermittelten
Funktionsverläufe dargestellt. Die gesättigten Risslängen L_{sat} sind in Tabelle 12 aufgeführt.

Tabelle 12: Gesättigte Risslängen für P1 bis P4 in Verbindung mit Ar 4.8 und Ar + 1% N₂

Schweißparametersatz (nominelle Streckenenergie E_S [kJ/cm])	Gesättigte Risslänge L_{sat} [mm]	
	Ar 4.8	Ar + 1% N ₂
P1 (9,0)	1,69	1,18
P2 (10,3)	1,06	0,45
P3 (19,4)	2,12	0,82
P4 (5,7)	1,50	0,88

Anhand von Bild 89 wird deutlich, dass bei Verwendung des Schutzgases Ar 4.8 erst ab einer Biegedehnung von 4% für alle vier untersuchten Schweißparametersätze eine weit-
gehende Sättigung der Risslängen erreicht wird.

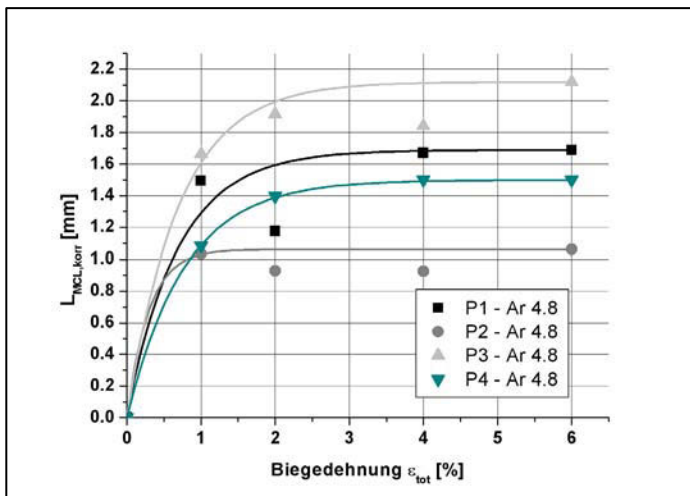


Bild 89: Abhängigkeit der Risslänge $L_{MCL,korr}$ von der Biegedehnung ε_{tot} für P1 – P4 mit Ar 4.8

Im Vergleich dazu trat die Sättigung der Risslängen bei Verwendung des Schutzgases Ar + 1% N₂, mit Ausnahme des Schweißparametersatzes P4, bereits bei einer Biegedehnung von 1% ein (Bild 90). Die im Hinblick auf die bereits in Kapitel III.2 gezeigte Erhöhung der Heißrissrisssicherheit bei Verwendung von Ar + 1% N₂ bestätigt sich somit auch bei den gesättigten Erstarrungsrisslängen, welche für die jeweiligen Schweißparametersätze kleiner sind als bei Verwendung von Ar 4.8 (vergl. Tabelle 12). Bei der höchsten Streckenenergie (P3) fiel der Einfluss des Schutzgases am deutlichsten aus. Während in Verbindung mit Ar 4.8 eine gesättigte Risslänge L_{sat} von 2,12 mm bestimmt wurde, lag die gesättigte Risslänge in Verbindung mit Ar + 1% N₂ bei nur 0,82 mm.

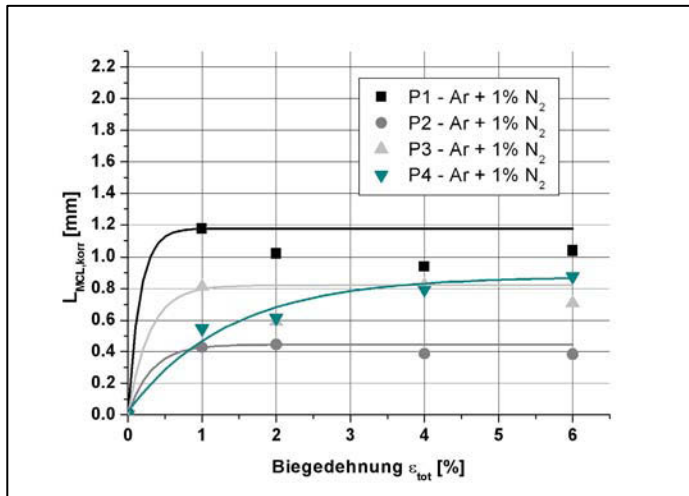


Bild 90: Abhängigkeit der Risslänge $L_{\text{MCL,korr}}$ von der Biegedehnung ϵ_{tot} für P1 – P4 mit Ar + 1% N₂

Somit bleibt festzuhalten, dass ein deutlicher Zusammenhang zwischen der heißrissresistenzsteigernden Wirkung des Stickstoffs bei der Legierung Alloy 602 CA und den Werten der gesättigten Erstarrungsrisslänge L_{sat} besteht. Im Hinblick auf die Identifizierung von Heißrissparametern bedeutet dies, dass die gesättigte Risslänge L_{sat} prinzipiell zur Quantifizierung metallurgischer Einflüsse auf die Erstarrungsrissentstehung herangezogen werden kann. Zu beachten ist jedoch, dass eine hohe Abhängigkeit von L_{sat} zu den jeweils verwendeten Schweißparametersätzen auftrat. So betrug die gesättigte Risslänge für P2 mit Ar 4.8 $L_{\text{sat}} = 1,06$ mm. Für P1 mit Ar + 1% N₂ hingegen lag L_{sat} bei 1,18 mm. Der Einfluss der Schweißparameter auf die gesättigte Erstarrungsrisslänge kann dadurch erklärt werden, dass unterschiedliche Temperaturverteilungen in unmittelbarer Umgebung des Schmelzbades zum Zeitpunkt der Beanspruchung vorlagen.

IV.3.1.2 Berechnung der erstarrungsrisskritischen Grenztemperatur T_{ER}

In Bild 91 wird das Konzept zur Bestimmung der erstarrungsrisskritischen Grenztemperatur T_{ER} in Verbindung mit der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Methode zur numerischen Berechnung schmelzbadnaher Temperaturfelder in drei Schritten anschaulich dargestellt.

- 1.) Im ersten Schritt werden aus den Endkratern und den Querschliffen die Schmelzbadgeometrien rekonstruiert, Bild 91 a). Mit Hilfe der so rekonstruierten Schmelzbadgeometrien und numerischer Simulationen kann die Temperaturverteilung in unmittelbarer Nähe des Schmelzbades sehr genau berechnet werden.
- 2.) Im zweiten Schritt werden mit Hilfe von MVT-2 Versuchen durch Anwendung schneller Beanspruchungen die gesättigten Erstarrungsrisslängen experimentell ermittelt, Bild 91 b).
- 3.) Der dritte Schritt besteht darin, die gesättigten Risslängen auf die berechneten Temperaturverteilungen zu beziehen. Die gesättigte Risslänge entspricht in der Temperaturfeldberechnung dem Abstand zwischen der Liquidusisothermen und der erstarrungsrisskritischen Grenztemperatur T_{ER} , Bild 91 c).

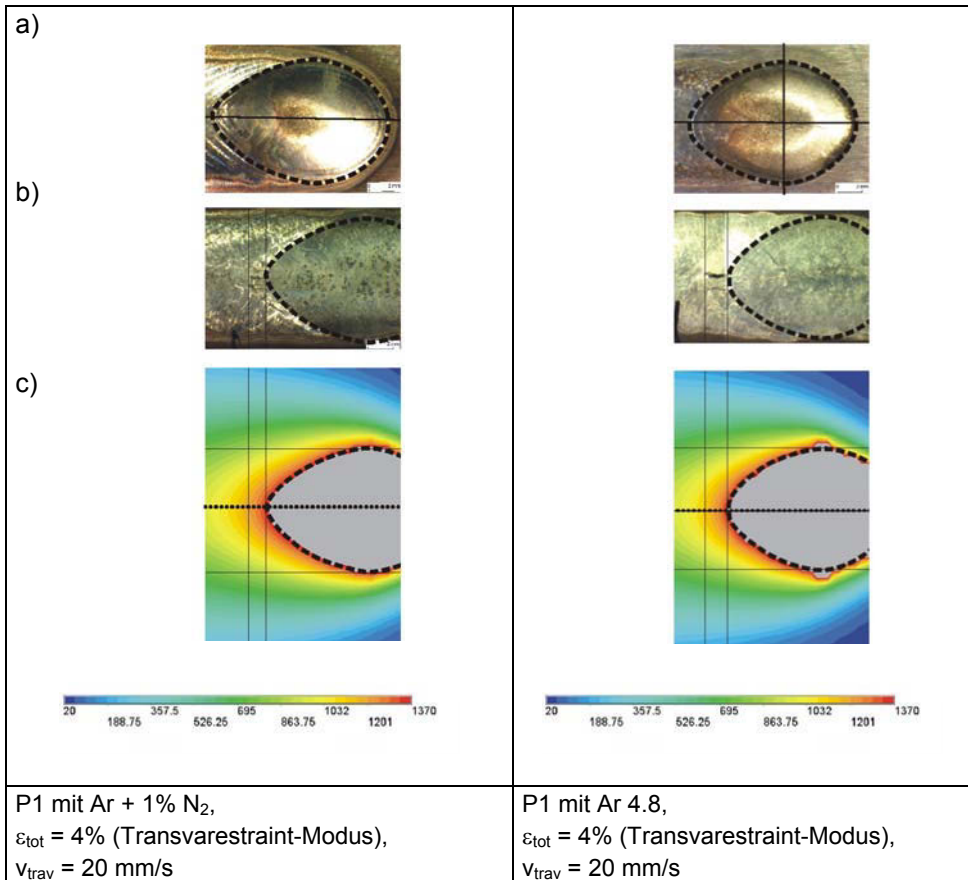


Bild 91: Bestimmung der erstarrungsrisskritischen Grenztemperatur T_{ER}

Im vorgestellten Beispiel in Bild 91 werden die Risslängen und die entsprechenden Temperaturfeldberechnungen für P1 mit Ar 4.8 und P1 mit Ar + 1% N₂ für eine Biegedehnung ϵ_{tot} von 4% gegenübergestellt. Es konnte in den in Kapitel IV.3.1.1 vorgestellten Untersuchungen gezeigt werden, dass bei einer Biegedehnung von 4% die Sättigung der Risslängen im

Transvarestraint-Modus bereits eingetreten ist. Anhand von Bild 91 kann somit bereits qualitativ festgestellt werden, dass für P1 mit Ar 4.8 im Vergleich zu P1 mit Ar + 1% N₂ die maximale Risslänge L_{MCL} größer und somit die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} niedriger ausfällt.

Bild 92 bzw. Bild 93 zeigen die berechneten Temperaturverteilungen in der Symmetrieachse der Schweißnaht auf der Probenoberfläche zum Zeitpunkt der Biegung für die Schweißparameter P1 bis P4 in Verbindung mit dem Schutzgas Ar 4.8 bzw. Ar + 1% N₂. Zum Zeitpunkt der Biegung befindet sich die Elektrode auf halber Probenlänge und hat damit die z-Position von 50 mm erreicht. Die jeweilige Temperaturverteilung rechts von der Elektrodenposition ergibt sich aus dem vorderen Teil des Schmelzbads, welches eine konstante Temperatur von 1400 °C aufweist, und der dem Schmelzbad vorlaufenden Wärme. Die Temperaturverteilung links von der Elektrodenposition ergibt sich aus dem hinteren Teil des Schmelzbades und der sich anschließenden Abkühlung.

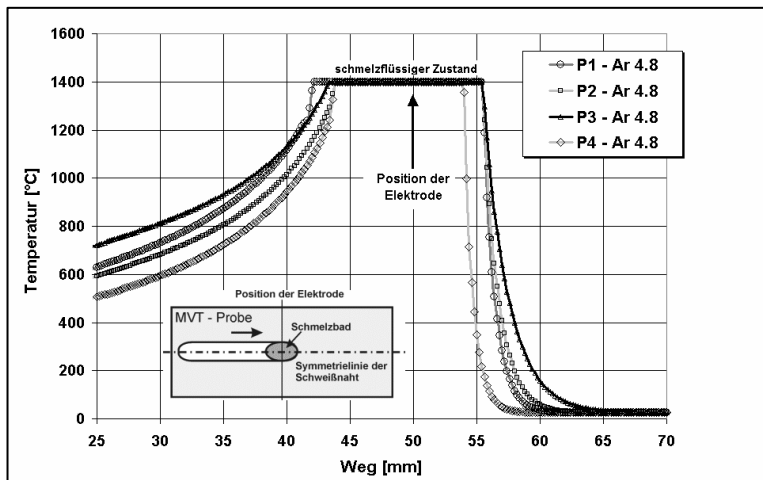


Bild 92: Numerisch berechnete Temperaturverteilung für P1 - P4 mit Ar 4.8 in der Symmetrieachse der Schweißnaht auf der Probenoberfläche zum Zeitpunkt der schnellen Beanspruchung

In Abhängigkeit der Schweißparametersätze P1 bis P4 treten deutliche Unterschiede im Abkühlverhalten auf (Bild 92). So beträgt beispielsweise der Temperaturgradient für P3, dem untersuchten Schweißparametersatz mit der höchsten nominellen Streckenenergie ($E_s = 19,4$ kJ/cm) und der kleinsten Schweißgeschwindigkeit ($v_s = 1,8$ mm/s), für Ar 4.8 direkt hinter dem Schmelzbad 107 °C/mm. Für P4 hingegen, dem untersuchten Schweißparametersatz mit der kleinsten nominellen Streckenenergie ($E_s = 5,7$ kJ/cm) und der höchsten Schweißgeschwindigkeit ($v_s = 6$ mm/s), wurde ein Temperaturgradient von 185 °C/mm berechnet. Die Abkühlgradienten für Ar + 1% N₂ weisen im Vergleich zu Ar 4.8 für jeweils den gleichen Schweißparametersatz nur geringe Unterschiede auf, die auf unterschiedliche Schmelzbadgeometrien zurückzuführen sind (Bild 93). So beträgt der Temperaturgradient für P3 mit Ar + 1% N₂ direkt hinter dem Schmelzbad 132 °C/mm. Für P4 mit Ar + 1% N₂ weist dieser einen Wert von 195 °C/mm auf.

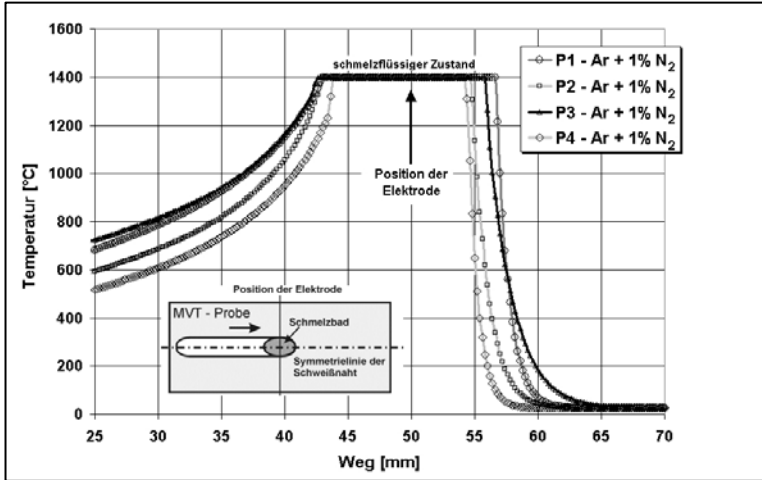


Bild 93: Numerisch berechnete Temperaturverteilung für P1 - P4 mit Ar + 1% N₂ in der Symmetrieebene der Schweißnaht auf der Probenoberfläche zum Zeitpunkt der schnellen Beanspruchung

Bild 94 und Bild 95 zeigen exemplarisch für P3 mit Ar 4.8 bzw. Ar + 1% N₂ das eingesetzte Verfahren zur Bestimmung der erstarrungsrisskritischen Grenztemperatur T_{ER} aus den berechneten Temperaturverteilungen. Die Temperatur des (einphasig) schmelzflüssigen Bereichs des Schmelzbades beträgt 1400 °C und entspricht dem waagrechten Anteil der Temperaturverteilung.

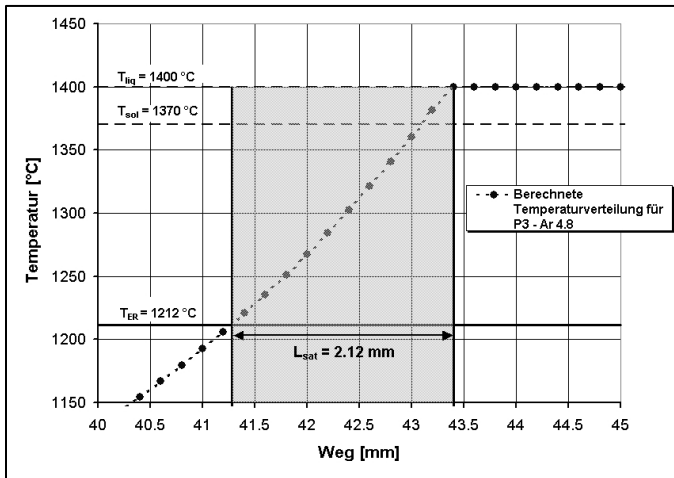


Bild 94: Erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} für P3 mit Ar 4.8

Die sich anschließende abklingende Temperaturfunktion resultiert aus der Abkühlung hinter dem Schmelzbad. Die gesättigte Erstarrungsrisslänge beträgt für P3 mit Ar 4.8 $L_{\text{sat}} = 2,12 \text{ mm}$ und kann somit waagrecht hinter dem Liquidustemperaturbereich ($1400 \text{ }^\circ\text{C}$) nach links eingezeichnet werden (Bild 94). Die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur ergibt sich dann aus dem Schnittpunkt der gesättigten Risslänge mit der Temperaturfunktion. Für P1 mit Ar 4.8 berechnet sich so eine erstarrungsrisskritische Grenztemperatur von $1212 \text{ }^\circ\text{C}$. Analog hierzu ist in Bild 95 ein Beispiel für P3 mit Ar + 1% N_2 gezeigt. Die gesättigte Risslänge wurde mit $L_{\text{sat}} = 0,82 \text{ mm}$ bestimmt. Auf die Temperaturverteilung hinter dem Schmelzbad bezogen, berechnet sich eine erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} von $1291 \text{ }^\circ\text{C}$.

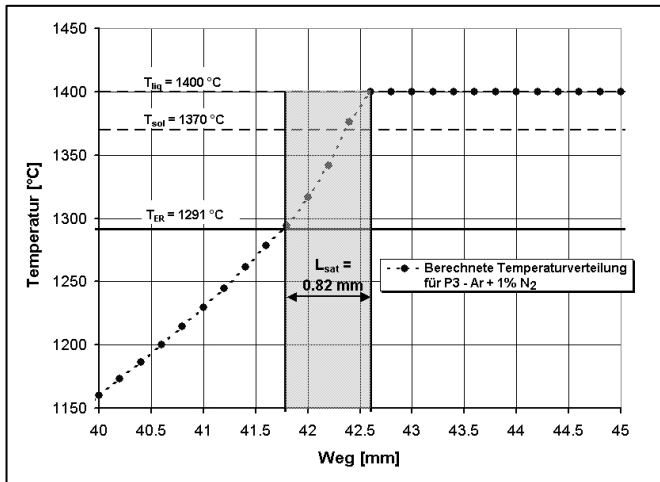


Bild 95: Erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} für P3 mit Ar + 1% N_2

Die für alle vier untersuchten Schweißparametersätze in Kombination mit den beiden Schutzgasen ermittelten erstarrungsrisskritischen Grenztemperaturen sind in Tabelle 13 dokumentiert und weisen deutliche Unterschiede auf.

Tabelle 13: Erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} in Abhängigkeit der Schweißparametersätze und der untersuchten Schutzgase

		$T_{\text{ER}} \text{ [}^\circ\text{C]}$	
		Ar 4.8	Ar + 1% N_2
Schweißparametersatz	Schutzgas		
	P1	1195	1306
	P2	1229	1268
	P3	1212	1291
	P4	1145	1219
< T_{ER} >		1195	1271

Aus den einzelnen Werten von T_{ER} in Abhängigkeit der Schweißparametersätze P1 bis P4 wurde zunächst die gemittelte erstarrungsrisskritische Grenztemperatur $\langle T_{ER} \rangle$ für die untersuchte Legierung Alloy 602 CA in Verbindung mit Ar 4.8 und mit Ar + 1% N₂ berechnet. Bei Verwendung von Ar 4.8 beträgt $\langle T_{ER} \rangle = 1195$ °C. Diese erhöht sich bei Einsatz von Ar + 1% N₂ auf $\langle T_{ER} \rangle = 1271$ °C.

Als Ergebnis bleibt somit festzuhalten, dass sich mit dem Schutzgas Ar + 1% N₂ anstelle von Ar 4.8 die gemittelte erstarrungsrisskritische Grenztemperatur $\langle T_{ER} \rangle$ um 76 °C erhöht. Daraus folgt, dass sich die erstarrungsrissresistenz erhöhende Wirkung des Stickstoffs deutlich anhand der erstarrungsrisskritischen Grenztemperatur T_{ER} nachweisen lässt. Aus der Verkleinerung des erstarrungsrisskritischen Temperaturintervalls infolge des Stickstoffeinflusses kann weiterhin geschlossen werden, dass dies auch zu einer Erhöhung der kritischen Dehngeschwindigkeit $(d\epsilon/dt)_{krit}$ führt (vergl. Bild 70).

Es lässt sich ferner feststellen, dass unter realen Schweißbedingungen die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} deutlich unterhalb der Solidustemperatur liegt. Im Gegensatz zu Borland [68], der dies ausgeschlossen hat, wurde ein solcher Zusammenhang von Prokhorov [93] [94] qualitativ postuliert. Die Ergebnisse im Zusammenhang mit der Legierung Alloy 602 CA zeigen, dass T_{ER} bei Verwendung von Ar 4.8 bis zu 175 °C unterhalb der Solidustemperatur liegen kann. Außerdem zeigt sich, dass ein signifikanter Einfluss nicht nur des Schutzgases, sondern auch der Schweißparameter auf die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} auftritt.

Um den Einfluss der Schweißparameter auf die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} zu untersuchen, wurde diese mit der Streckenenergie korreliert. Die theoretischen Überlegungen zu diesem Ansatz werden mit Hilfe von Bild 96 und Bild 97 wie folgt erläutert:

An den Korngrenzen bzw. zwischen den Dendriten ist zum Zeitpunkt der Erstarrungsrissentstehung Schmelze vorhanden. Bei Anwendung kleiner Streckenenergien tritt hinter dem Schmelzbad ein steiler Temperaturgradient auf und der Abstand zwischen den Isothermen T_1 bis T_5 ist somit gering (Bild 96). Mit steigender Streckenenergie verläuft der Temperaturgradient jedoch zunehmend flacher, so dass sich der Abstand der Isothermen, exemplarisch in Bild 97 durch die Isothermen T_1 und T_2 dargestellt, in der Nähe des Schmelzbades vergrößert.

Wenn eine Diffusion von chemischen Elementen in den Kristall auftreten kann (sogenannte Backdiffusion), folgt daraus, dass sich für Elemente, die niedrigschmelzende Phasen bilden können, mit zunehmender Streckenenergie längere Diffusionszeiten bei hohen Temperaturen ergeben. Dies bedeutet, dass die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} mit zunehmender Streckenenergie ansteigt, da die vollständige Erstarrung von Schmelze an den Korngrenzen bzw. zwischen den Dendriten bei höheren Temperaturen erfolgen kann.

Dieser Zusammenhang ist qualitativ durch die unterschiedlichen (gesättigten) Risslängen L_{sat} in Bild 96 und Bild 97 dargestellt.

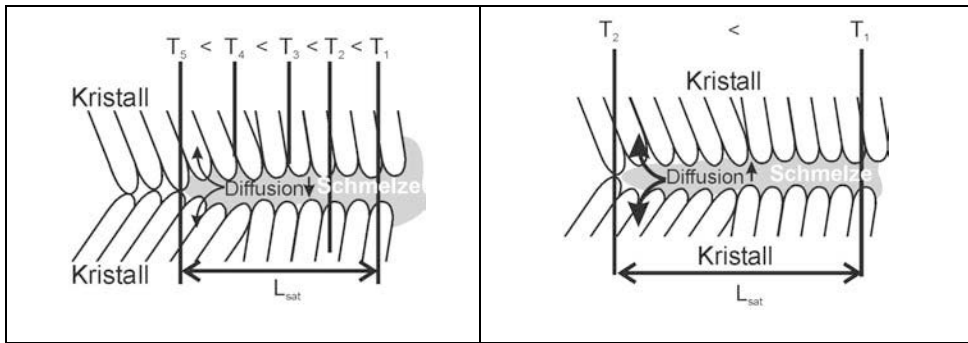


Bild 96: Diffusion an den Korngrenzen bei kleiner Streckenenergie

Bild 97: Diffusion an den Korngrenzen bei hoher Streckenenergie

Aus diesem Zusammenhang folgt letztlich, dass sich bei Anwendung einer ausreichend hohen Streckenenergie E_S die erstarrungsrisikritische Grenztemperatur T_{ER} der Solidustemperatur T_{sol} des jeweiligen Werkstoffs annähert ($T_{ER}(E_S \uparrow) \rightarrow T_{sol}$).

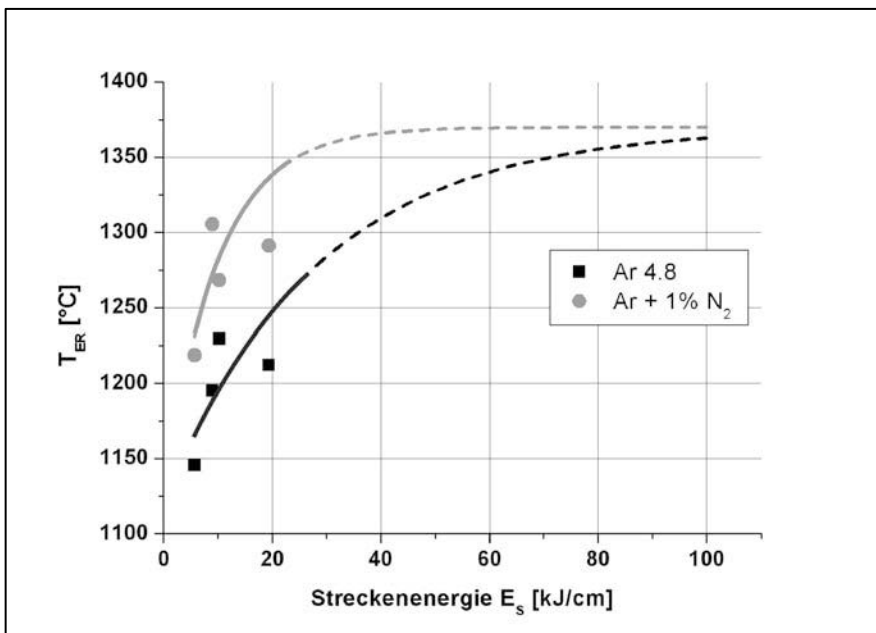


Bild 98: Abhängigkeit der erstarrungsrisikritischen Grenztemperatur T_{ER} von der Streckenenergie E_s

Gemäß diesen theoretischen Überlegungen wurde in Bild 98 die erstarrungsrisikritische Grenztemperatur der untersuchten Schweißparametersätze und Schutzgase in Abhängigkeit der Streckenenergie aufgetragen. Der jeweilige Verlauf der Funktionen lässt vermuten,

dass eine signifikante Abhängigkeit der erstarrungsrisskritischen Grenztemperatur von der Streckenenergie besteht. Es zeigt sich jedoch auch, dass sich der Einfluss des Schutzgases deutlich stärker auf T_{ER} auswirkt als die Streckenenergie E_S .

IV.3.1.3 Schnelle Beanspruchung im Varestraint - Modus

Um zu untersuchen, wie das erstarrungsrisskritische Temperaturintervall entlang einer Schmelzbadgeometrie verteilt ist und ob eine Abhängigkeit von der Beanspruchungsrichtung existiert, wurden MVT-2 Versuche mit schneller Beanspruchung im Varestraint-Modus durchgeführt und mit den Ergebnissen der entsprechenden Transvarestraint-Versuche verglichen. Die Versuche wurden mit einer Biegedehnung ϵ_{tot} von 4% durchgeführt, mit der eine Sättigung der Erstarrungsrisslängen im Transvarestraint-Modus sowohl in Verbindung mit Ar 4.8 als auch mit Ar + 1% N_2 erreicht wurde.

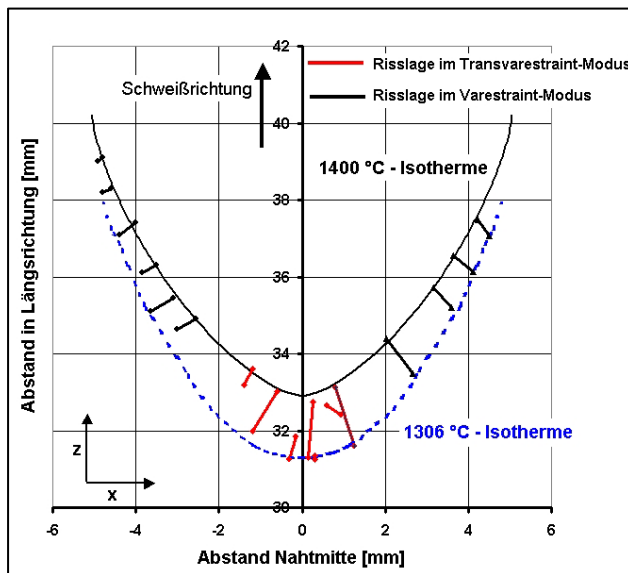


Bild 99: Risslage im schnellen Varestraint und Transvarestraint Versuch für den Schweißparametersatz P1 mit Ar + 1% N_2 , $\epsilon_{tot} = 4\%$

Zur quantitativen Auswertung der Risspositionen und –längen wurden die Anfangs- und Endkoordinaten der Erstarrungsrisse, die nach einem Versuch auf den entsprechenden Varestraint- und Transvarestraintproben gefunden wurden, anhand lichtmikroskopischer Aufnahmen bei 25-facher Vergrößerung gemessen. Die Anfangs- und Endkoordinaten der Erstarrungsrisse, die mit gleichen Schweißparametern und Schutzgasen bei der maximalen Traversenhubgeschwindigkeit von 20 mm/s, jedoch mit unterschiedlicher Beanspruchungsrichtung erzeugt wurden, konnten so in ein gemeinsames Koordinatensystem eingezeichnet werden (Bild 99 und Bild 100).

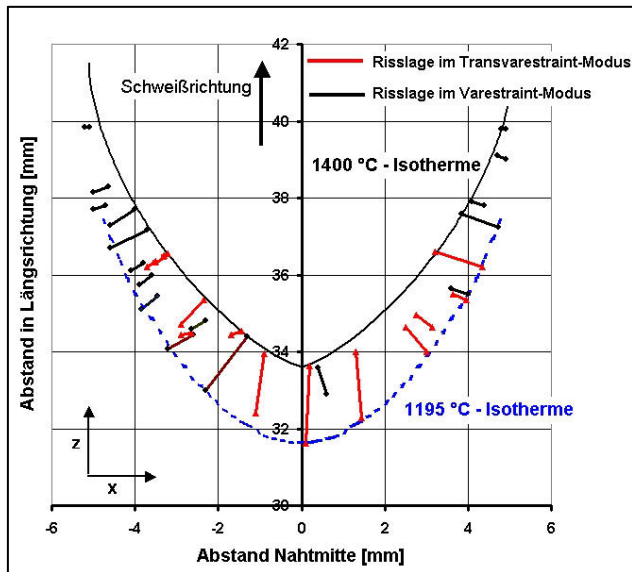


Bild 100: Risslage im schnellen Varestraint und Transvarestraint Versuch für den Schweißparameter P1 mit Ar 4.8, $\epsilon_{\text{tot}} = 4\%$

Außerdem wurde mit Hilfe der numerischen Temperaturfeldberechnungen der Verlauf der erstarrungsrisskritischen Grenzisotherme für den jeweiligen Fall bestimmt. Hierzu wurden die Koordinaten der jeweiligen erstarrungsrisskritischen Grenzisotherme am FE-Modell direkt ausgemessen und zusammen in das entsprechende Diagramm mit den Risskoordinaten eingezeichnet. Bild 99 zeigt das Diagramm für P1 mit Ar + 1% N₂. Die Liquidusisotherme ist als schwarze Linie dargestellt. Die erstarrungsrisskritische Grenzisotherme weist einen Wert von 1306 °C auf und ist als gestrichelte Funktion eingezeichnet. Anhand der Risspositionen zeigt sich, dass im Varestraint-Modus eine Häufung der Erstarrungsrisse an der Schmelzlinie und im Transvarestraint-Modus eine Häufung der Erstarrungsrisse an der Symmetrielinie der Schweißnaht auftrat. Dies ist darauf zurückzuführen, dass im Varestraint-Modus (Beanspruchung längs zur Schweißrichtung) insbesondere die erstarrungsrisskritische Zone in der Nähe der Schmelzlinien und im Transvarestraint-Modus (Beanspruchung quer zur Schweißrichtung) insbesondere die erstarrungsrisskritische Zone in der Symmetrielinie der Schweißnaht beansprucht wird. Es kann festgestellt werden, dass alle Erstarrungsrisse unabhängig von der Beanspruchungsrichtung zwischen der Liquidusisotherme und der erstarrungsrisskritischen Grenzisotherme liegen.

Bild 100 zeigt analog zu Bild 99 das Diagramm für P1 mit Ar 4.8. Der Wert der erstarrungsrisskritischen Grenzisotherme beträgt 1195 °C. Im Vergleich zur Ar + 1% N₂ ist sowohl im Varestraint- als auch im Transvarestraint-Modus die Gesamttrissanzahl deutlich höher. Auch an diesem Beispiel zeigt sich, dass sich die Erstarrungsrisse unabhängig von der Beanspruchungsrichtung fast ausschließlich zwischen der Liquidusisotherme und der erstarrungsrisskritischen Grenzisotherme befinden.

In Bild 100 ist außerdem zu erkennen, dass die Erstarrungsrisse aus dem Varestraint-Versuch zwar alle innerhalb des erstarrungsrisskritischen Temperaturintervalls liegen, aber in der Nähe der Symmetrielinie der Schweißnaht zumeist nicht der gesamten Ausdehnung des Temperaturintervalls entsprechen. Offensichtlich tritt im Varestraint-Modus die Sättigung der Risslängen erst bei einer höheren Biegedehnung ein.

Insgesamt folgt aus diesen Ergebnissen, dass das erstarrungsrisskritische Temperaturintervall unabhängig von der Beanspruchungsrichtung in weiten Bereichen entlang der Schmelzbadgeometrie durch Grenzisothermen beschrieben werden kann. Das erstarrungsrisskritische Temperaturintervall tritt somit in einer definierten Zone in der Umgebung eines Schmelzbades auf. Zur Sättigung der Risslängen sind im Varestraint-Modus im Vergleich zum Transvarestraint-Modus jedoch höhere Biegedehnungen notwendig. Versuche zur Bestimmung des kritischen Temperaturintervalls können somit prinzipiell sowohl im Transvarestraint- als auch mit Varestraint-Modus durchgeführt werden. Der wesentliche Vorteil bei den Transvarestraint-Versuchen jedoch ist, dass in den meisten Fällen ein Mitterniss oder Risse in der Nähe der Symmetrielinie der Schweißnaht erzeugt werden. Im Gegensatz dazu treten im Varestraint-Modus die Erstarrungsrisse häufig in der Nähe der Schmelzlinie auf, wo so hohe Temperaturgradienten vorliegen, dass sich die gemessenen Risslängen nicht mehr auf die Abstände von Isothermen beziehen lassen.

IV.3.2 MVT-2 Versuche mit variabler Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit

Im folgenden werden MVT-2 Versuche mit variabler Traversenhubgeschwindigkeit (= Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit) sowohl für den Varestraint- als auch für den Transvarestraint-Modus vorgestellt. Diese dienen unter anderem zur Bestimmung der kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{\text{trav,krit}}$, bei der gerade keine Heißrisse mehr auftraten. Darüber hinaus werden insbesondere die Positionen der Erstarrungsrisse in Abhängigkeit der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit untersucht, um daraus Zusammenhänge bei der Heißrissentstehung ableiten zu können. Aufgrund der in Kapitel III.5 vorgestellten Ergebnisse wurden alle Versuche mit einer Biegedehnung ε_{tot} von 2% durchgeführt.

IV.3.2.1 Symmetrien der Erstarrungsrissentstehung im Varestraint-Modus

Im Zusammenhang mit den MVT-2 Versuchen mit variabler Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit konnten bei den Varestraint-Untersuchungen für alle vier untersuchten Schweißparametersätze und für die untersuchten Schutzgase Ar 4.8 und Ar + 1% N₂ in Abhängigkeit der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit Zusammenhänge bei den Risspositionen festgestellt werden, die repräsentativ für P1 in Verbindung mit Ar 4.8 näher erläutert und diskutiert werden.

Bild 101 zeigt exemplarisch vier Aufnahmen von Erstarrungsrissen, welche bei Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten zwischen 0,2 mm/s (Bild 101 a)) bis 20 mm/s (Bild 101 d)) erzeugt wurden. Zur quantitativen Auswertung der Risspositionen wurden die Anfangs- und

Endkoordinaten aller Erstarrungsrisse aus Bild 101 mit Hilfe lichtmikroskopischer Aufnahmen bei 25-facher Vergrößerung vermessen und in ein gemeinsames Koordinatensystem transferiert (Bild 102). Die Erstarrungsrisse, die zu einer bestimmten Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit gehören, sind in Bild 102 durch gleiche Farben markiert.

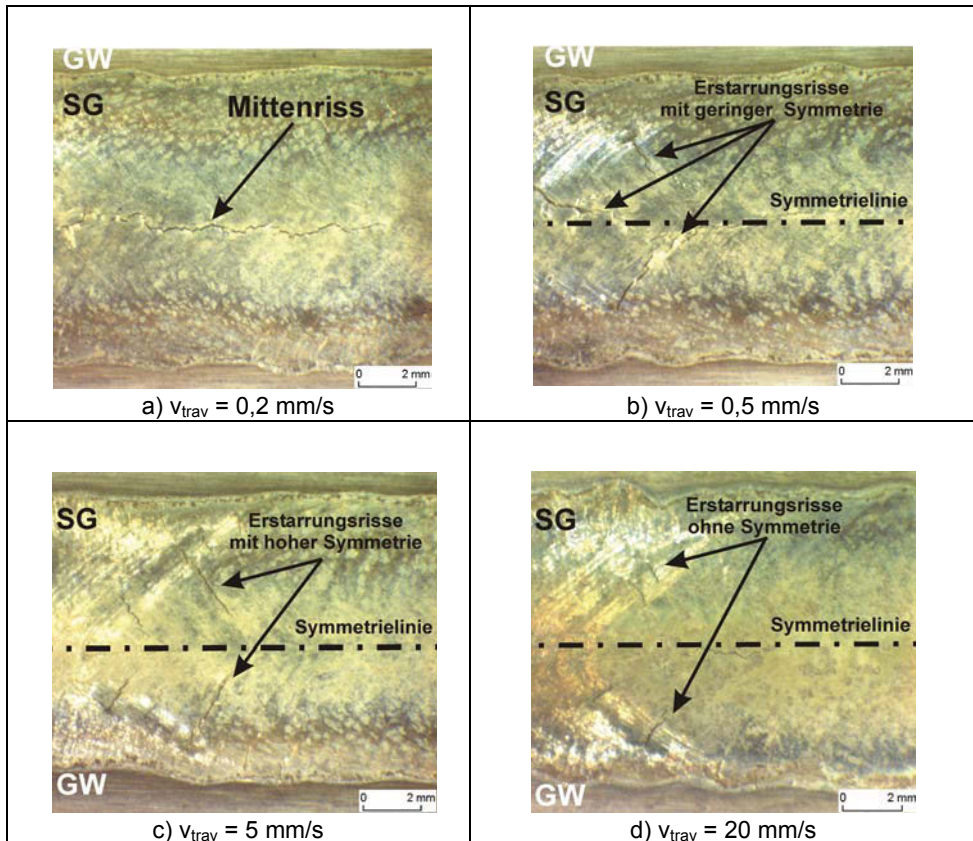


Bild 101: Position der Erstarrungsrisse in Abhängigkeit von v_{trav} , P1, Ar 4.8, Varestreint-Modus

Anhand von Bild 101 und Bild 102 zeigt sich, dass bei Anwendung hoher Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten über 5 mm/s die Erstarrungsrisse über die gesamte Breite der Schweißnaht verteilt sind. Es tritt jedoch eine Häufung der Erstarrungsrisse an den Schmelzlinien auf. Im Vergleich der Risspositionen für die Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten 5 mm/s und 20 mm/s unterscheiden sich die Verteilungen nur geringfügig, jedoch waren die Erstarrungsrisse bei einer Traversenhubgeschwindigkeit von 5 mm/s in der Regel länger als bei einer Traversenhubgeschwindigkeit von 20 mm/s. Dies ist auf die mit abnehmender Beanspruchungsgeschwindigkeit zunehmende Beanspruchungsdauer zurückzuführen. Außerdem ist festzustellen, dass die Erstarrungsrisse, bezogen auf die Symmetrielinie der Schweißnaht, bei einer Traversenhubgeschwindigkeiten v_{trav} von 5 mm/s in hohem Maße symmetrisch auftraten (Bild 101 c)).

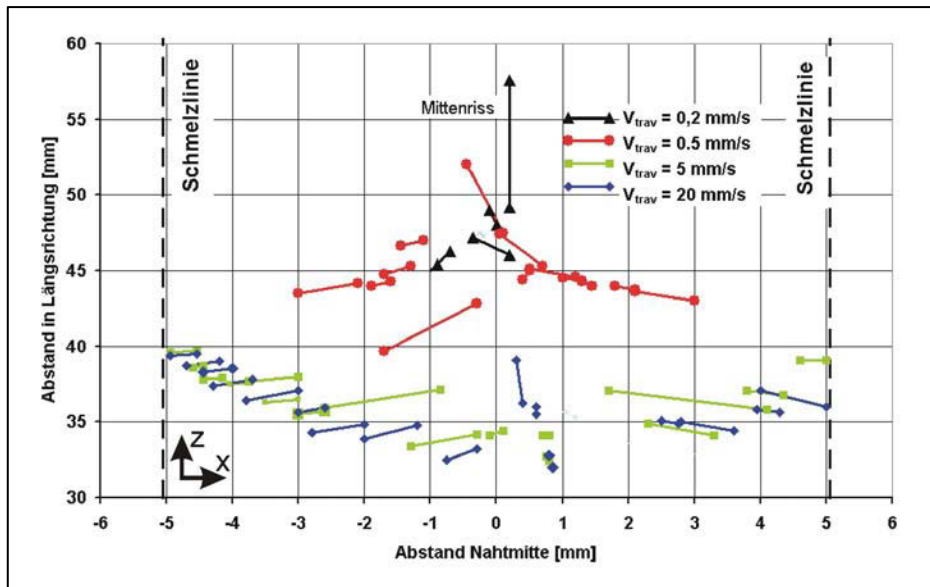


Bild 102: Position der Erstarrungsrissse für vier verschiedene Traversenhubgeschwindigkeiten, P1 mit Ar 4.8, Varestraint-Modus

Im Vergleich dazu entstanden bei einer Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit von 0,5 mm/s deutlich weniger, aber dafür, aufgrund der weiter zunehmenden Beanspruchungszeit, längere Erstarrungsrissse. Zudem zeigt sich anhand von Bild 101 b), dass die Erstarrungsrissse keine deutliche Symmetrie mehr aufweisen. Dies ist vermutlich darauf zurückzuführen, dass sich die Erstarrungsrissse bei einer relativ langsamen Beanspruchung und den daraus resultierenden großen Risslängen im Wachstum gegenseitig beeinflussen. Hinsichtlich der Heißrissprüfung ist dieser Zusammenhang ungünstig, da bei diesen (langsamen) Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten und dem damit verbundenen konkurrierenden Risswachstum von einer hohen statistischen Streuung der Ergebnisse auszugehen ist. Bei einer weiteren Verringerung der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit bis knapp oberhalb der kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit (im Fall für den Schweißparametersatz P1 mit Ar 4.8 auf 0,2 mm/s) traten nur noch Mittenrisse bzw. vereinzelt Risse in der Nähe der Symmetrielinie auf.

Die Systematik bei den Positionen der Erstarrungsrissse in Abhängigkeit der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit im Varestraint-Modus lässt sich somit in fünf Punkten zusammenfassen:

- 1.) Bei hohen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten zwischen 7,5 mm/s bis 20 mm/s treten Erstarrungsrissse mit einer hohen Anzahl und über die gesamte Schmelzbadbreite verteilt auf. Die Positionen der Erstarrungsrissse weisen in Bezug auf die Symmetrielinie der Schweißnaht keine Symmetrie auf.

- 2.) *Bei mittleren Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten mit ca. 5 mm/s treten die Erstarrungsrissbildung in Bezug auf die Symmetrielinie der Schweißnaht symmetrisch auf.*
- 3.) *Bei kleinen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten mit ca. 0,5 mm/s konzentrieren sich die Erstarrungsrissbildung zunehmend auf die Mitte der Schweißnaht. Es ist nur noch eine geringe Symmetrie festzustellen.*
- 4.) *Bei einer Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit dicht oberhalb der kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit entstehen nur noch Mittenrisse.*
- 5.) *Unterhalb der kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit kommt es zu keiner Erstarrungsrissbildung.*

Da für eine Rissinitiierung eine Beanspruchung quer zur Wachstumsrichtung des Risses erforderlich ist, kann aus der Tatsache, dass dicht oberhalb der kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit in den durchgeführten Untersuchungen immer Mittenrisse entstanden, geschlussfolgert werden, dass im Vastrestraint-Modus neben der Längsbeanspruchung der Schweißnaht zusätzlich auch eine geringfügige Beanspruchung quer zur Schweißnaht auftreten muss.

Aus der Systematik der Risspositionen im Vastrestraint-Modus folgt, dass die Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit tatsächlich einen Einfluss auf die Position der Erstarrungsrissbildung ausübt. Bei hohen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten treten Erstarrungsrissbildung verstärkt an den Schmelzlinien der Schweißnaht auf. Bei kleinen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten reicht die Beanspruchung zur Initiierung von Erstarrungsrissen in der Nähe der Schmelzlinien jedoch nicht aus. Die Erstarrungsrissbildung entstehen dann in der Nähe der Symmetrielinie der Schweißnaht, wo der Abstand der erstarrungsrisskritischen Grenzisotheorie zum Schmelzbad maximal ist. Daraus folgt, dass der Bereich in der Nähe der Symmetrielinie der Schweißnaht die Zone mit der geringsten Erstarrungsrissresistenz darstellt und dass eine Beanspruchung quer zur Schweißrichtung deutlich eher zu einer Erstarrungsrissbildung führt als eine Beanspruchung längs zu Schweißrichtung. Daraus wiederum kann vermutet werden, dass die kritische lokale Beanspruchungsgeschwindigkeit entlang einer Schmelzbadgeometrie in Richtung Schmelzbadmitte abnimmt. Dieser Zusammenhang muss bei der Bestimmung kritischer Dehngeschwindigkeiten mit Hilfe der MISO-Methode [64] [81] somit berücksichtigt werden. Wird die kritische Dehngeschwindigkeit für einen Erstarrungsriss in der Nähe der Schmelzlinie bestimmt, ist diese höher als in der Symmetrielinie der Schweißnaht.

IV.3.2.2 Vergleichende Untersuchungen im Vastrestraint- und im Transvastrestraint-Modus

Die folgenden MVT-2 Versuche hatten zum Ziel, Heißrissparameter sowohl im Vastrestraint- als auch im Transvastrestraint-Modus zu identifizieren und miteinander zu vergleichen. Hierfür wurde schrittweise in jeder Versuchserie die Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit (= Traversenhubgeschwindigkeit) v_{trav} verringert, bis keine Erstarrungsrissbildung mehr auftrat ($v_{\text{trav,krit}}$). Die einzelnen Versuche wurden quantitativ ausgewertet, indem die Ge-

samtrisslänge (TCL) und die Gesamtrissanzahl (TCN) nach jedem Versuch bestimmt wurden.

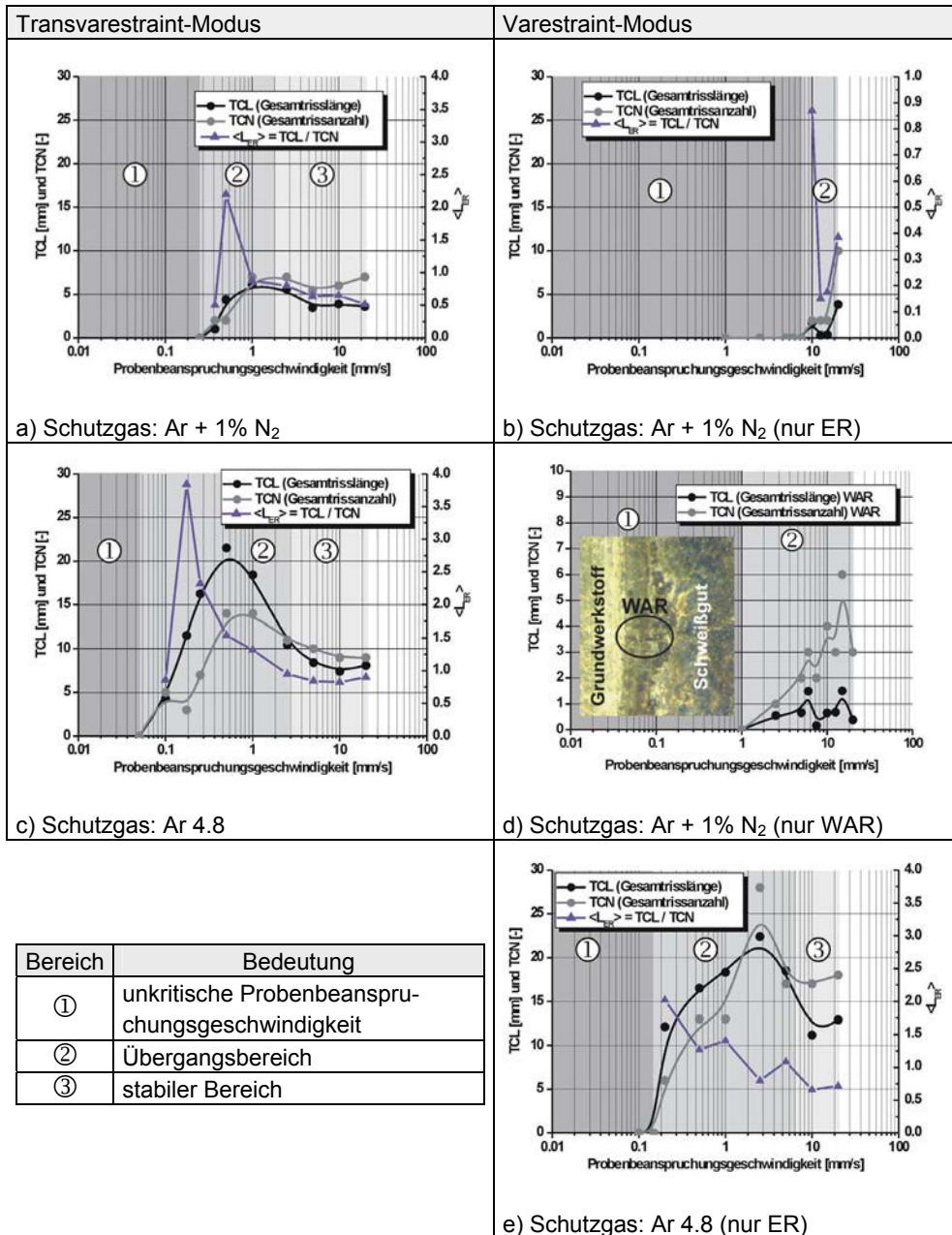


Bild 103: Gesamtrisslänge, Gesamtrissanzahl und $\langle L_{ER} \rangle$ für den Schweißparametersatz P1

Als neuer Heißrissparameter wurde darüber hinaus aus den Werten von TCL und TCN die durchschnittliche Erstarrungsrisslänge $\langle L_{ER} \rangle = TCL / TCN$ berechnet.

Bild 103 a) – e) zeigt eine Gegenüberstellung zwischen den aus Varestreint- und Transvarestreint-Versuchen ermittelten Heißrissparameter für P1 mit Ar 4.8 bzw. Ar + 1% N₂. Es lassen sich in den dargestellten Diagrammen maximal drei Bereiche unterscheiden. Bereich 1 zeigt in diesem Zusammenhang eine unkritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit an, bei der keine Heißrissbildung auftritt. Bereich 2 repräsentiert einen Übergangsbereich, in dem bereits eine geringfügige Änderung der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit zu einer signifikanten Änderung der Heißrissparameterwerte führt. Bereich 3 wird als stabiler Bereich bezeichnet, da eine Änderung der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit die Heißrissparameterwerte nur noch geringfügig beeinflusst.

Bild 103 a) zeigt den Verlauf für $\langle L_{ER} \rangle$, TCL und TCN in Abhängigkeit der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit v_{trav} für Ar + 1% N₂ im Transvarestreint-Modus. Die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{trav,krit}$ wurde bei 0,25 mm/s festgestellt. Im Vergleich dazu reduzierte sich diese bei Verwendung des Schutzgases Ar 4.8 auf $v_{trav,krit} = 0,05$ mm/s (Bild 103 c)) und ist somit um den Faktor 5 kleiner.

Werden die jeweiligen Graphen von $\langle L_{ER} \rangle$, TCL und TCN aus Bild 103 a) und Bild 103 c) miteinander verglichen, so weisen diese qualitativ einen ähnlichen Verlauf auf. Jedoch unterscheiden sich die jeweiligen Graphen deutlich in ihren Maximalwerten. So wurde für Ar + 1% N₂ der Wert für die höchste gemessene Gesamtrisslänge mit 6,1 mm festgestellt (bei $v_{trav} = 1$ mm/s), während für Ar 4.8 eine maximale Gesamtrisslänge von 21,5 mm (bei $v_{trav} = 0,5$ mm/s) gemessen werden konnte. Ähnlich deutlich waren die Unterschiede bei der maximalen Gesamtrissanzahl. Für Ar + 1% N₂ lag der Wert bei 7, während bei Ar 4.8 maximal 14 Erstarrungsriss auf einer MVT-Probe gefunden wurden.

Beim Verlauf der durchschnittlichen Erstarrungsrisslängen $\langle L_{ER} \rangle$ für Ar 4.8 und Ar + 1% N₂ zeigt sich, dass diese bei einer relativ niedrigen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit zwischen 0,175 mm/s und 0,5 mm/s ein ausgeprägtes Maximum erreichen und im weiteren Verlauf auf deutlich niedrigere Werte absinken.

Anhand des ausgeprägt deltaförmigen Verlaufs der $\langle L_{ER} \rangle$ - Graphen für Ar + 1% N₂ (Bild 103 – a)) und Ar 4.8 (Bild 103 – c)) zeigt sich somit, dass bei niedrigen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten nur wenig Risse entstehen, welche jedoch aufgrund der vergleichsweise langen Beanspruchungszeiten eine beträchtliche Länge aufweisen. Bei höheren Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten verringern sich die Beanspruchungszeiten, wodurch die Gesamtrissanzahl nur leicht, die Gesamtrisslänge und somit die durchschnittliche Länge der Erstarrungsriss jedoch deutlich abnehmen.

Zur Untersuchung der Quantifizierungsmöglichkeiten der Erstarrungsrissresistenz eines Werkstoffs mit Hilfe von $\langle L_{ER} \rangle$ wurden die jeweiligen Maximalwerte herangezogen. So beträgt für Ar + 1% N₂ die maximale gemessene durchschnittliche Erstarrungsrisslänge $\langle L_{ER} \rangle = 3,8$ mm. Für Ar 4.8 beträgt $\langle L_{ER} \rangle = 2,2$ mm. Daraus berechnet sich somit ein messbarer, relativer Unterschied von 73%.

Analog zu den Transvarestraint-Versuchen wurden MVT-2 Versuche im Varestraint-Modus durchgeführt. Im Varestraint-Modus können, im Gegensatz zum Transvarestraint-Modus, auch Wiederaufschmelz- und Ductility Dip Risse untersucht werden. Während in allen durchgeführten Varestraint-Versuchen beim Alloy 602 CA keine Ductility Dip Cracks nachgewiesen werden konnten, traten jedoch, neben den Erstarrungsrisen, auch Wiederaufschmelzrisse auf. In Bild 103 b) und d) sind die Gesamtrisslängen und die Gesamtrissanzahl für die Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrisse für P1 mit Ar + 1% N₂ getrennt voneinander dargestellt. Es zeigt sich, dass die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{trav,krit}$ für die Erstarrungsrisse 7,5 mm/s beträgt, Bild 103 b). Für die Wiederaufschmelzrisse jedoch liegt die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit bei 1 mm/s (Bild 103 b)) und ist damit deutlich geringer als für die Erstarrungsrisse.

In Bild 103 e) sind die entsprechenden Graphen von $\langle L_{ER} \rangle$, TCL und TCN für Ar 4.8 dargestellt. Es kann festgestellt werden, dass ein Maximum für die Werte von TCL und TCN existiert, welches jedoch im Vergleich zur Transvarestraint-Versuchsreihe (Bild 103 c)) zu höheren Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten verschoben ist und erst bei $v_{trav} = 2,5$ mm/s auftritt. Außerdem weist $\langle L_{ER} \rangle$ bei $v_{trav} = 0,2$ mm/s, welche die Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit darstellt, bei der erstmals Erstarrungsrisse auftreten, den maximalen Wert von 2,0 mm auf. Es ist deutlich zu erkennen, dass sich mit zunehmender Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit die Werte von $\langle L_{ER} \rangle$ tendenziell verringern. Als Erklärung für diesen Zusammenhang konnte in Kapitel IV.3.2.1 bereits gezeigt werden, dass im Varestraint-Modus dicht oberhalb von $v_{trav,krit}$ Mittenrisse auftreten, welche eine geringe Anzahl aber eine große Länge aufweisen.

Die Ergebnisse aus den vergleichenden Untersuchungen im Varestraint- und Transvarestraint-Modus sind in Tabelle 14 zusammengefasst. Um daraus geeignete Heißrissparameter identifizieren zu können, wurden Faktoren berechnet, die sich aus den messbaren Unterschieden im Zusammenhang mit den Schutzgasen Ar 4.8 und Ar + 1% N₂ ergeben.

Tabelle 14: Vergleich der Heißrissparameter im Varestraint- und Transvarestraint-Modus

Heißrissparameter	Varestraint-Modus (nur ER)			Transvarestraint-Modus		
	Ar 4.8	Ar + 1% N ₂	Faktor	Ar 4.8	Ar + 1% N ₂	Faktor
TCL [mm]	22,4	3,9	5,7	21,5	6,1	3,5
TCN [-]	28	10	2,8	14	7	2,0
$\langle L_{ER} \rangle$ [mm]	0,7	0,4	1,8	3,8	2,2	1,7
$v_{trav,krit}$ [mm/s]	0,15	7,5	50	0,05	0,25	5,0

Folgende Ergebnisse bleiben festzuhalten:

Die Erhöhung der Erstarrungsrisse-resistenz durch das Schutzgas Ar + 1% N₂ ließ sich mit jedem Heißrissparameter sowohl im Varestraint- als auch im Transvarestraint-Modus nachweisen. So erniedrigte sich beispielsweise der Wert TCN im Transvarestraint-Modus von 14 auf 7. Im Varestraint-Modus verringerte sich der Wert TCN von 28 auf 10.

Anhand der berechneten Faktoren, welche das Verhältnis der jeweiligen Heißrissparameterwerte in Bezug auf die beiden untersuchten Schutzgase angeben, wird ersichtlich, dass sich die erstarrungsrisssresistenz erhöhende Wirkung des Schutzgases Ar + 1% N₂ generell im Varestreint-Modus deutlicher nachweisen ließ als im Transvarestreint-Modus. So erhöhte sich die Gesamtrisslänge TCL im Transvarestreint-Modus um den Faktor 3,5, im Varestreint-Modus jedoch um den Faktor 5,7. Die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit im Varestreint-Modus ist der Heißrissparameter, der sich in Abhängigkeit der Schutzgase Ar 4.8 und Ar + 1% N₂ am stärksten veränderte (Faktor 50). Im Gegensatz dazu veränderte sich die durchschnittliche Risslänge $\langle L_{ER} \rangle$ mit einem Faktor von 1,8 im Varestreint-Modus bzw. 1,7 im Transvarestreint-Modus am geringsten.

Bei der untersuchten Legierung Alloy 602 CA traten im Transvarestreint-Modus und im Varestreint-Modus in Verbindung mit dem Schutzgas Ar 4.8 bei hohen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten stabile Bereiche der Heißrissparameterwerte auf. Die Existenz eines stabilen Bereichs ist vermutlich darauf zurückzuführen, dass sich in einem begrenzten Schweißgutvolumen nicht beliebig viele Erstarrungsrisse erzeugen lassen und somit eine Sättigung der Heißrissdichte erreicht wurde. Im Varestreint-Modus und in Verbindung mit dem Schutzgas Ar + 1% N₂ traten weniger Risse auf, weshalb eine Sättigung in den entsprechenden Versuchen nicht zu verzeichnen war.

IV.3.2.3 Einfluss der Schweißparameter auf die Heißrissparameter

Um zu untersuchen, welchen Einfluss die Schweißparameter auf die Heißrissparameter $v_{trav,krit}$, $\langle L_{ER} \rangle$, TCN und TCL ausüben, wurden die Schweißparametersätze P2 und P3 herangezogen. P2 entspricht den Standardschweißbedingungen des MVT-Versuchs mit „niedriger“ und P3 mit „hoher“ Streckenenergie.

In Bild 104 a) – d) sind die Graphen von $\langle L_{ER} \rangle$, TCN und TCL in Abhängigkeit der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit im Varestreint-Modus für die Schweißparametersätze P2 und P3 jeweils in Verbindung mit Ar 4.8 bzw. Ar + 1% N₂ gegenübergestellt. Die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit für die Erstarrungsrisse bei Verwendung von Ar 4.8 wurde für P2 (Bild 104 – a)) mit $v_{trav,krit} = 0,1$ mm/s festgestellt. Für P3 wies $v_{trav,krit}$ einen Wert von 0,175 mm/s auf (Bild 104 – c)). In Verbindung mit dem Schutzgas Ar + 1% N₂ wurde für P2 eine kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{trav,krit}$ von 4 mm/s (Bild 104 – c)) und für P3 wurde eine kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{trav,krit}$ von 1 mm/s (Bild 104 – d)) gemessen. Es stellte sich somit heraus, dass der Heißrissparameter $v_{trav,krit}$ deutlich von den jeweils verwendeten Schweißparametern abhängig war.

Die jeweiligen Graphen von TCL, TCN und $\langle L_{ER} \rangle$ von P2 und P3 mit Ar 4.8 weisen qualitativ einen ähnlichen Verlauf auf. So steigen die Werte von TCL und TCN nach $v_{trav,krit}$ zunächst stark an, erreichen ein Maximum und fallen mit zunehmender Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit tendenziell wieder ab (Bild 104 a) und c)). Im Vergleich zu Ar 4.8 unterscheiden sich die Graphen bei Verwendung von Ar + 1% N₂ deutlich. Es tritt kein Maximum von TCL und TCN auf, sondern die Werte steigen mit zunehmender Probenbe-

anspruchungsgeschwindigkeit stetig an. Die durchschnittliche Risslänge $\langle L_{ER} \rangle$ nimmt für P3 (Bild 104 – d) mit zunehmender Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit ab, woraus folgt, dass mit zunehmender Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit mehr, aber dafür kleinere Risse auftreten. Dieser Zusammenhang war für Ar 4.8 nicht zu beobachten.

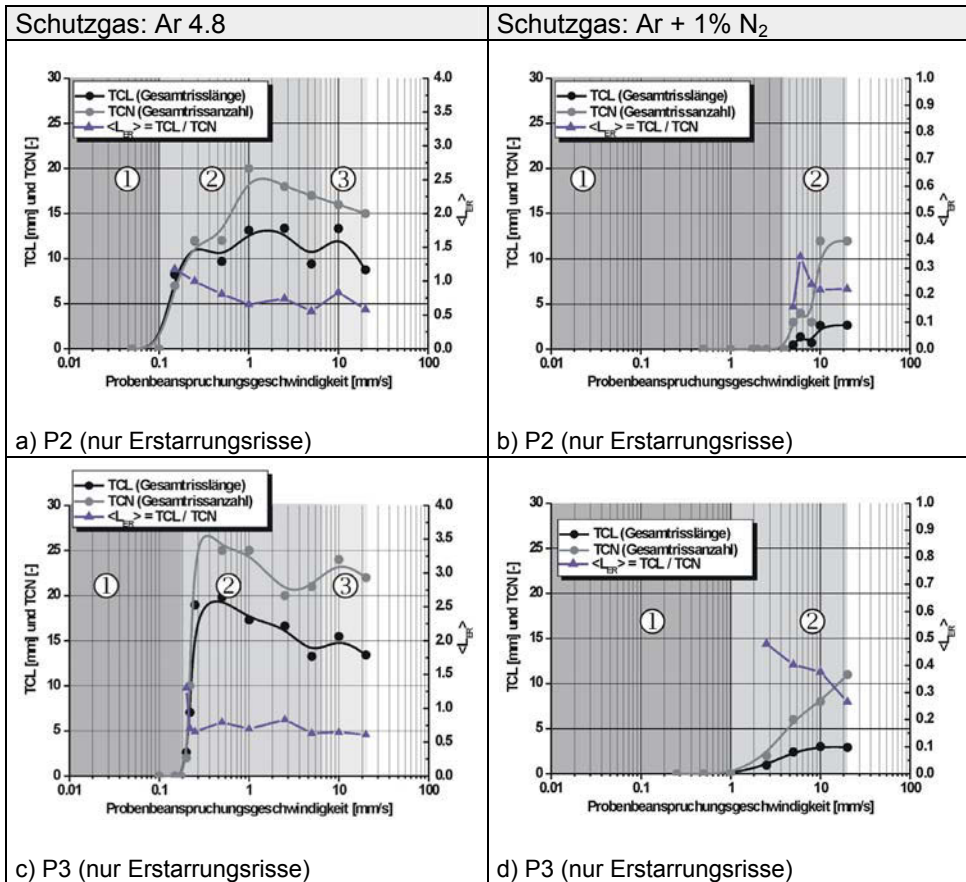


Bild 104: Gesamtrisslänge, Gesamtrissanzahl und $\langle L_{ER} \rangle$ für die Schweißparametersätze P2 und P3 im Varestraint-Modus, Definition der Bereiche gemäß Bild 103

Hinsichtlich des Einflusses der Schweißparameter auf die Heißrissparameter bleiben folgende Ergebnisse festzuhalten:

Die Schweißparameter üben einen deutlichen Einfluss auf die Werte von TCL und TCN aus. So wurde beispielsweise für P2 (Streckenenergie $E_S = 10,2 \text{ kJ/cm}$) in Verbindung mit Ar 4.8 eine maximale Gesamtrisslänge von 13,4 mm gemessen. Der entsprechende Wert für P3 (Streckenenergie $E_S = 19,4 \text{ kJ/cm}$) lag jedoch bei 19,8 mm. Diese Unterschiede sind zum Teil auf die unterschiedlichen Schmelzbadgrößen zurückzuführen. Auffällig ist, dass die jeweiligen Wertepaare für die Gesamtrissanzahl und die Gesamtrisslänge deutlich korreliert sind (Bild 104 – a) und Bild 104 c)), wodurch deutlich wird, weshalb die Werte von

$\langle L_{ER} \rangle$ relativ konstant bleiben. Generell zeigen die Werte von $\langle L_{ER} \rangle$ eine deutlich geringere Abhängigkeit von den jeweils verwendeten Schweißparametersätzen. So beträgt $\langle L_{ER} \rangle$ für P2 (bei der maximalen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{trav} = 20 \text{ mm/s}$) $0,58 \text{ mm}$. Für P3 weist $\langle L_{ER} \rangle$ unter gleichen Testbedingungen einen Wert von $0,61 \text{ mm}$ auf. Bei P2 in Verbindung mit Ar + 1% N₂ war $\langle L_{ER} \rangle = 0,22 \text{ mm}$, und für P3 lag $\langle L_{ER} \rangle$ bei $0,27 \text{ mm}$. Daraus folgt, dass $\langle L_{ER} \rangle$ bei hohen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten einen Heißrissparameter darstellen kann, mit dem die Heißrissresistenz eines Werkstoffs weitgehend unabhängig von den jeweils eingesetzten Schweißparametern bewertet werden kann. Der theoretische Hintergrund hierzu ist, dass die durchschnittliche Erstarrungsrisslänge $\langle L_{ER} \rangle$ bei schneller Beanspruchung eng mit der Ausdehnung des erstarrungsrisskritischen Temperaturintervalls korreliert sein muss.

IV.3.3 Übersicht über die ermittelten kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten im MVT-2 Test

In Bild 105 und Bild 106 sind aus allen MVT-2 Versuchen mit variabler Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit die gemessenen kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten für P1 bis P4 in Abhängigkeit der untersuchten Schutzgase gegenübergestellt. Der Heißrissparameter „kritische Probenbeanspruchung“ ist für die Übertragbarkeit von Heißrisstests entscheidend. Folgende Zusammenhänge können festgestellt werden:

Im Transvarestraint-Modus liegen die kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten bei Verwendung von Ar 4.8 im Bereich zwischen $0,05 \text{ mm/s}$ und $0,1 \text{ mm/s}$ (Bild 105). Wird anstelle von Ar 4.8 das Schutzgas Ar + 1% N₂ verwendet, liegen die kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten zwischen $0,25 \text{ mm/s}$ und $0,5 \text{ mm/s}$.

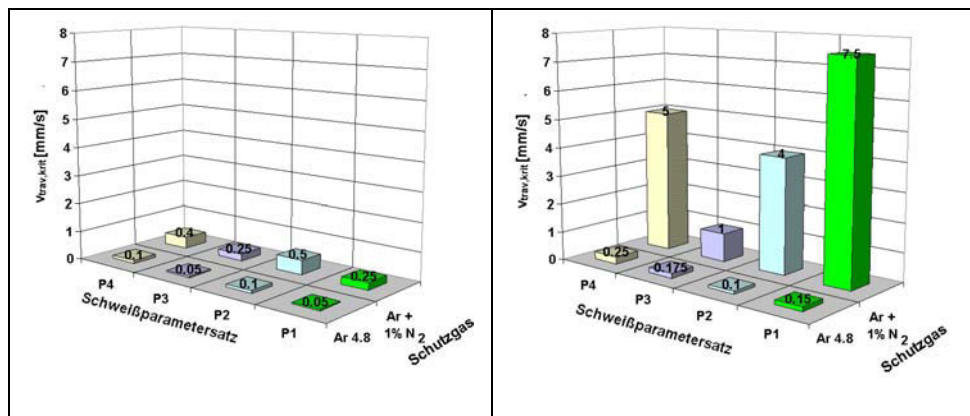


Bild 105: Kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten $v_{trav,krit}$ im Transvarestraint-Modus

Bild 106: Kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten $v_{trav,krit}$ im Vavarestraint-Modus (nur ER)

Im Vergleich dazu liegen die kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten im Varestreint-Modus für Ar 4.8 zwischen 0,1 mm/s und 0,25 mm/s und für Ar + 1% N₂ zwischen 1 mm/s und 7,5 mm/s. Insgesamt ist die Abhängigkeit der kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit von den eingesetzten Schweißparametern im Transvarestreint-Modus damit deutlich geringer als im Varestreint-Modus.

Es ist somit festzustellen, dass die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit im Varestreint-Modus in Verbindung mit Ar + 1% N₂ sehr stark von den Schweißparametern beeinflusst wird. Diese deutliche Abhängigkeit ist vermutlich auf eine ausgeprägte mehrachsige Beanspruchung der schmelzbadnahen Zone zurückzuführen, wodurch die Geometrie eines Schmelzbades die Dehnungsverteilung sehr stark beeinflusst. Dies zeigt, dass zur Bestimmung der kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit für die Erstarrungsrissbildung nur eine Beanspruchung quer zur Schweißrichtung aussagekräftige Ergebnisse liefert.

Bild 107 zeigt die kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten für die Wiederaufschmelzrisse, die im Varestreint-Modus ermittelt wurden. Die Werte für $v_{trav,krit}$ liegen zwischen 0,5 mm/s und 2,5 mm/s.

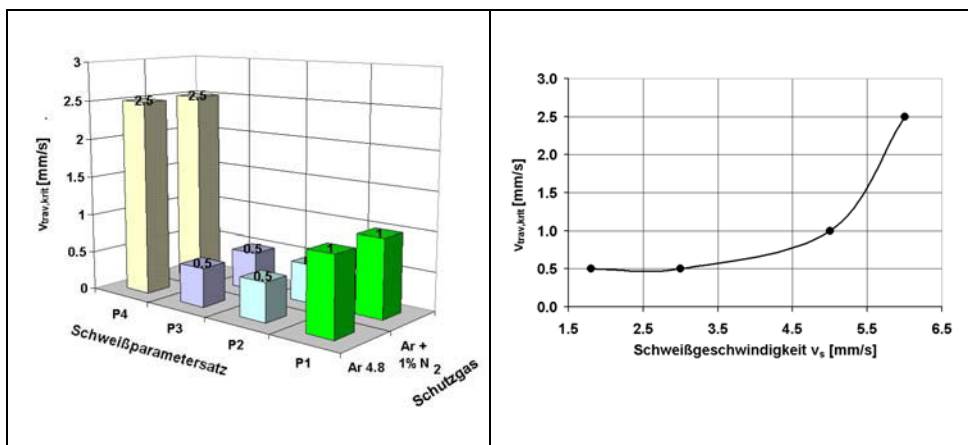


Bild 107: Kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten $v_{trav,krit}$ der Wiederaufschmelzrisse

Bild 108: Kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{trav,krit}$ in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit v_s (nur WAR)

Anhand von Bild 107 wird deutlich, dass die untersuchten Schutzgase die kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten für die Wiederaufschmelzrisse nicht beeinflussen. Jedoch wurde wiederum eine signifikante Abhängigkeit von den jeweils eingesetzten Schweißparametern festgestellt. Da die Wiederaufschmelzrisse immer in der Nähe der Schmelzlinie initiiert werden und somit unabhängig von der Schmelzbadgeometrie sind, ist ein direkter Zusammenhang zwischen der kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit und der jeweils eingesetzten Streckenenergie unwahrscheinlich. Daher wurden, wie

Bild 108 zeigt, die kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten auf die Schweißgeschwindigkeit bezogen. Wie zu erkennen ist, tritt ein deutlicher Zusammenhang auf. Mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit kommt es zu einer überproportionalen Erhöhung der kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{\text{trav,krit}}$.

Es bleibt somit festzuhalten, dass die Bildung von Wiederaufschmelzrisen insbesondere bei Anwendung kleiner Schweißgeschwindigkeiten begünstigt wird, da die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit bei einer Schweißgeschwindigkeit von 1,8 mm/s nur 0,5 mm/s beträgt. Hingegen liegt dieser Wert bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 mm/s bei 2,5 mm/s.

In Bild 109 sind für die Schweißparameter P1 bis P4 die gemessenen kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten im Vastrestraint-Modus in Form von Spanweiten dargestellt.

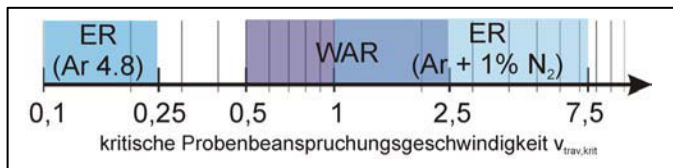


Bild 109: Kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten $v_{\text{trav,krit}}$ im Vastrestraint-Modus

Es wird deutlich, dass das Schutzgas Ar + 1% N₂ die Erstarrungsrisbildung zu kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten verschiebt, welche zum Teil höher liegen als die der Wiederaufschmelzrisse. Da sich die Wiederaufschmelzrisse im Gegensatz zu den Erstarrungsrisen nicht durch das eingesetzte Schutzgas beeinflussen ließen, zeigen die durchgeführten Untersuchungen am Beispiel der Legierung Alloy 602 CA, dass zur vollständigen Charakterisierung des Heißrisverhalten eines Werkstoffs weder eine Beanspruchung ausschließlich längs noch ausschließlich quer zur Schweißrichtung ausreicht. Vielmehr müssen für umfassende Quantifizierung von Werkstoffen bezüglich des Heißrisverhalten beide Beanspruchungsrichtungen herangezogen werden, um sowohl die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit für die Erstarrungsrisse als auch für die Wiederaufschmelzrisse hinreichend exakt quantifizieren zu können.

IV.4 Übertragbarkeit von Heißrisstests

Im folgenden Kapitel wird die Übertragbarkeit von Heißrisstests untersucht. Dies beinhaltet zum einen, ein Risskriterium zu ermitteln, welches vom MVT-2 Test auf den neu entwickelten Controlled Intensiv Weldability Test (CTW-Test) übertragen werden kann. Zum anderen sollen die Standardprüfbedingungen der MVT-1 auf die MVT-2 Anlage übertragen werden, um künftig den MVT-2 Test als Standardheißrisstest einsetzen zu können.

IV.4.1 Konzept zur Übertragbarkeit von Heißrisstestergebnissen

Die Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit (= Traversenhubgeschwindigkeit) v_{trav} , welche eine wichtige Größe zur Quantifizierung der MVT-Probenbeanspruchung darstellt, ist auf andere Tests ohne weiteres nicht übertragbar. Hierfür werden testunabhängige Heißrisstkriterien benötigt. Zunächst sollen daher die prinzipiellen Zusammenhänge geklärt werden, welche aus den unterschiedlichen Testbedingungen bei Anwendung verschiedener Heißrisstests resultieren.

IV.4.1.1 Zwei - Zonen Modell

Heißrisse entstehen immer in unmittelbarer Umgebung eines Schmelzbades. Bei Anwendung eines Heißrisstests mit fremdbeanspruchten Proben werden meist die globalen Dehnungen, sprich die Dehnung der gesamten Probe, zur Bestimmung der Beanspruchungshöhe herangezogen. Zur Quantifizierung der Dehnungen, die letztlich zu einer Heißrissebildung führen, sind jedoch die lokalen Dehnungen (am Ort der Heißrisseentstehung) relevant. Da während des Schweißens eine ausgeprägt inhomogene Temperaturverteilung vorliegt und die mechanisch-technologischen Materialkennwerte mit steigender Temperatur abnehmen, ist zu vermuten, dass sich die lokalen Dehnungen signifikant von den globalen Dehnungen unterscheiden.

Mit Hilfe eines finiten Modells (Zwei-Zonen Modell) sollten daher zunächst grundlegend die Einflüsse der Temperaturabhängigkeit der Materialkennwerte auf die lokalen Dehnungen in der Nähe eines Schmelzbades untersucht werden.

Da das Zwei-Zonen Modell auf einem statischen Ansatz beruht, müssen folgende Randbedingungen beachtet werden:

- 1.) Die thermomechanischen Ausdehnungs- und Schrumpfungseffekte als Folge der instationären Wärmeeinbringung beim Schweißen werden nicht berücksichtigt.
- 2.) Die beim Schweißen mit dem Aufschmelzen von Werkstoff verbundene dynamische Eliminierung von Dehnungen wird nicht berücksichtigt.
- 3.) Die Grenze zwischen Zone 1 und Zone 2 stellt im Zwei-Zonen Modell die Schmelzlinie dar. Beim realen Schweißprozess jedoch liegt mit zunehmender Entfernung vom Schweißbad eine deutlich breitere Wärmeverteilung vor.

Das Zwei-Zonen Modell stellt ein Rechteck mit der Kantenlänge 100 mm * 50 mm dar. Innerhalb des Rechtecks wurde eine Aussparung, welche eine typische Schmelzbadform mit einer Länge von 12 mm und einer Breite von 4 mm (entspricht 8 mm im Vollmodell) aufwies, plziert. Die Kantenlängen des Rechtecks sind somit groß im Vergleich zur Schmelzbadgeometrie, um Einflüsse aus den Rändern des Modells auszuschließen. Als Elementtyp für das Modell wurde Plane42 mit den Freiheitsgraden U_x und U_z verwendet (Bild 110).

Innerhalb des Modells wurden zwei Zonen definiert, welche als Zone 1 und Zone 2 bezeichnet werden. Die beiden Zonen unterschieden sich hinsichtlich ihrer mechanisch-technologischen Materialkennwerte, wobei jeweils zur Vereinfachung ein bilineares Spannungs-Dehnungsverhalten angenommen wurde.

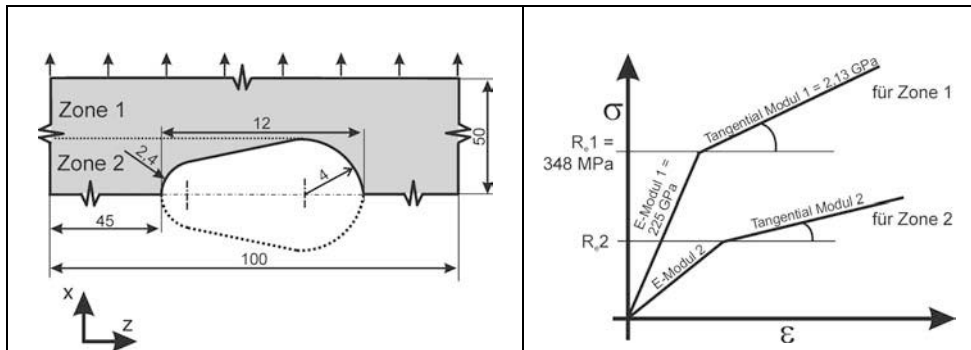


Bild 110: Geometrische Abmessungen des 2-Zonen Modells

Bild 111: Variation der Materialparameter des 2-Zonen Modells

Zone 1 wies die gemessenen mechanisch-technologischen Materialkennwerte des Alloy 602 CA bei Raumtemperatur auf. Somit betrug der E-Modul 225 GPa, die Streckgrenze R_e 348 MPa und das Tangentialmodul 2,13 GPa (vergl. Kapitel III.3.1.2, Bild 59).

Zone 2 entspricht von der Lage her dem hochoverhitzten Schweißgut bei einem realen Schweißversuch. Um den Temperatureinfluss auf die Dehnungsverteilung zu untersuchen, wurden für die Zone 2 die Materialkennwerte: E-Modul; Tangentialmodul und Streckgrenze im Verhältnis zu den konstanten Materialdaten der Zone 1 sukzessiv erniedrigt (Bild 111). Das Verhältnis eines der variierten Materialparameter der Zone 2 zum entsprechenden Materialparameter der Zone 1 wird im folgenden als Quotient bezeichnet, Gleichung (27).

$$\text{Quotient} = \frac{\text{Wert des Materialparameters der Zone 2}}{\text{Wert des Materialparameters der Zone 1}} \quad (27)$$

Weist beispielsweise der E-Modul der Zone 2 einen Wert von 50 GPa, so beträgt der Quotient der E-Module zwischen Zone 2 und Zone 1 (E-Modul = 225 GPa) 0,22.

Zur Erzeugung einer globalen Dehnung von 1% im Modell wurden die Knoten der in Bild 110 mit Pfeilen markierten Kante um 0,5 mm in x-Richtung verschoben.

Bild 112 zeigt exemplarisch die Dehnungsverteilung, wenn zwischen Zone 1 und Zone 2 ein Quotient der Tangentialmodule von 0,1 und gleichzeitig ein Quotient der Streckgrenzen von 0,5 vorliegt. Bereits anhand der Farbkonturdarstellung wird deutlich, dass daraus eine sehr inhomogene Dehnungsverteilung resultiert. In der linken Hälfte des Modells kumulieren sich fast die gesamten Dehnungen in Zone 2 und unterscheiden sich damit deutlich von den globalen Dehnungen. In der rechten Hälfte des Modells verteilen sich die Dehnungen

wesentlich gleichmäßiger, wobei geringe Dehnungsüberhöhungen in der Nähe der angenommenen Schmelzbadgeometrie auftreten.

Zur Quantifizierung der lokalen Dehnungen wurde jeweils das Element parallel zur Beanspruchungsrichtung (x-Richtung) ausgewertet, welches sich in der Symmetrieachse direkt an der Rückfront der angenommenen Schmelzbadgeometrie befand (Bild 112). Das ausgewertete Element lag somit an der Stelle, an der ein Mittenriss initiiert werden würde.

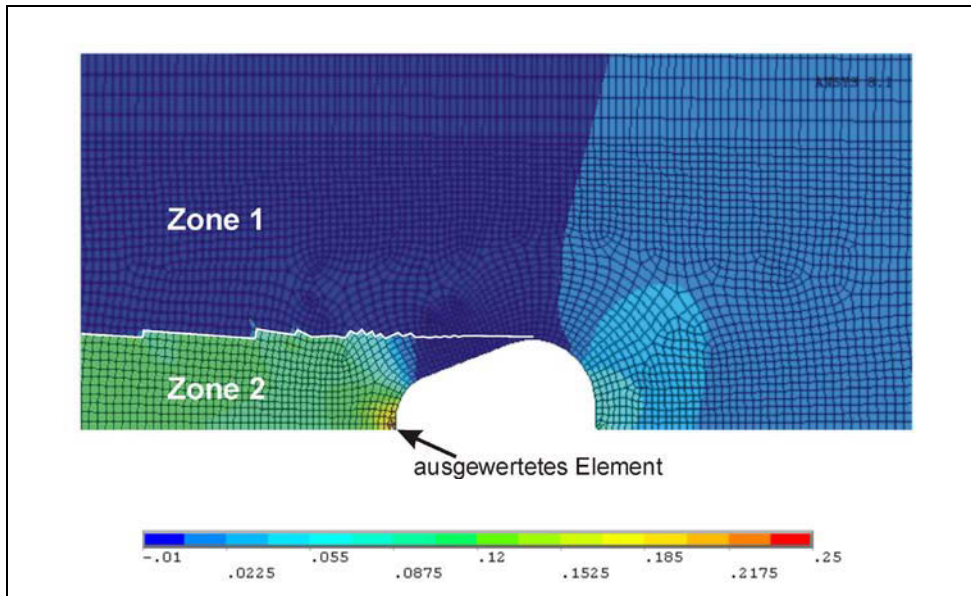


Bild 112: Dehnungsverteilung in x-Richtung im Zwei-Zonen Modell, Quotienten der Tangentialmodule = 0,1, Quotient der Streckgrenzen = 0,5

Tabelle 15 zeigt ein Übersicht über die untersuchten Verhältnisse der Materialkennwerte zwischen Zone 1 und Zone 2.

Tabelle 15: Übersicht der variierten Materialkennwerte für das Zwei-Zonen Modell

Verhältnis der Materialkennwerte von Zone 2 zu Zone 1			
Funktion	Streckgrenze R_e	E-Modul	Tangentialmodul
A	Quotient (0..1)	1	1
B	1	1	Quotient (0,1..1)
C	0,5	1	Quotient (0,1..1)
D	0,33	Quotient (0,01..1)	0,33

Wie Bild 113 zeigt, resultieren in Abhängigkeit des Quotienten und des jeweils untersuchten Materialkennwertes unterschiedliche lokale Dehnungen.

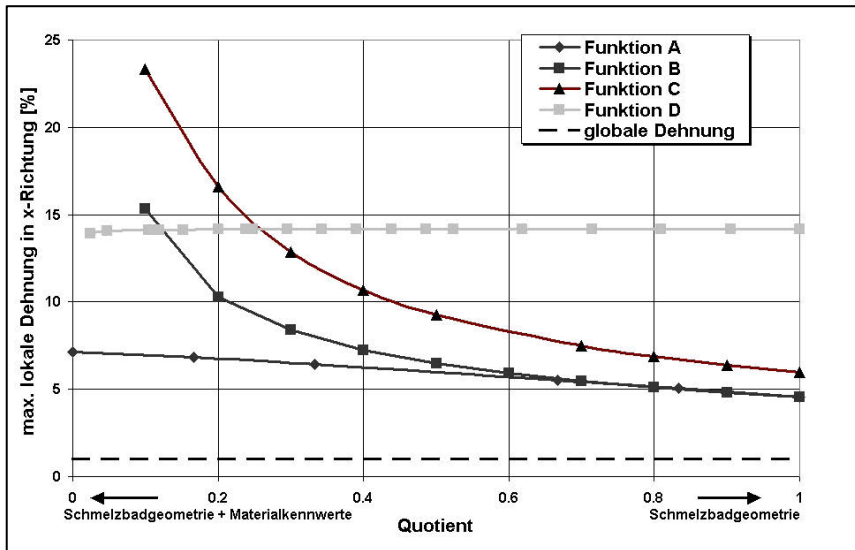


Bild 113: Einfluss der Materialkennwerte und der Schmelzbadgeometrie auf die lokalen Dehnungen in x-Richtung; globale Dehnung in x-Richtung = 1%

Es lassen sich zwei wesentliche Einflüsse ableiten:

1.) Einfluss der Schmelzbadgeometrie; Quotient \rightarrow 1

Nähert sich der Quotient einem Wert von 1 an (Bild 113), bedeutet dies, dass sich die jeweils variierten Materialkennwerte der Zone 1 und der Zone 2 angleichen. Wie Bild 113 entnommen werden kann, ist dennoch ein signifikanter Unterschied zwischen der globalen Dehnung, welche als waagrechte gestrichelte Linie eingezeichnet ist, und der lokalen Dehnung festzustellen. Ist der Quotient = 1 für die Funktionen A und B, beträgt die lokale Dehnung 4,6%. Diese, im Vergleich zur globalen Dehnung 4,6-fache Dehnungsüberhöhung, ist somit auf die mechanische Kerbwirkung der Schmelzbadgeometrie zurückzuführen. Im Unterschied zu den Funktionen A und B wurde bei der Funktion C zusätzlich ein konstantes Streckgrenzenverhältnis von 0,5 angenommen. Für Funktion C resultiert eine Maximaldehnung, welche mit 6,1% geringfügig höher liegt als für die Funktionen A und B. Für die Funktion D resultiert aus einem konstanten Tangentialmodul- und konstanten Streckgrenzenverhältnis von 0,33 eine im Vergleich zu den Funktionen A, B und C deutlich höhere lokale Dehnung von 14,2%.

2.) Einfluss der Schmelzbadgeometrie und der Materialkennwerte, Quotient $<$ 1

Eine Reduzierung des Quotienten der Materialkennwerte auf einen Wert kleiner 1 bedeutet, dass der jeweils untersuchte Materialkennwert der Materialzone 2 kleiner als der entsprechende Materialkennwert der Materialzone 1 ist. Dadurch wird ein Zustand modelliert, bei

dem hinter dem Schmelzbad eine Verringerung der Materialkennwerte als Folge der Temperatureinwirkung auftritt.

Anhand von Bild 113 zeigt sich, dass die Funktion D keine signifikante Abhängigkeit vom Quotienten der E-Module aufweist. Die Begründung hierfür ist, dass die Grenze zwischen elastischem und plastischem Materialverhalten bereits ab einer Dehnung von ca. 0,5% überschritten wird.

Der Einfluss des Streckgrenzenverhältnisses (Quotienten der Streckgrenzen) zwischen Zone 1 und Zone 2 ist gering, da Funktion A für den Quotienten $\rightarrow 0$ nur leicht ansteigt. Auffällig ist, dass die Funktion der lokalen Dehnung linear verläuft. Ein hoher und zudem nichtlinearer Einfluss auf die lokale Dehnung ergibt sich hingegen aus dem Quotienten der Tangentialmodule. Beispielsweise tritt bei der Funktionen B mit einem Quotienten von 0,1 eine 15-fache Dehnungsüberhöhung auf. Bei Funktion D kommt zusätzlich das Streckgrenzenverhältnis von 0,5 zum Tragen, woraus eine 15 bis 20-fache Dehnungsüberhöhung resultiert. Werden die realen temperaturabhängigen Spannungs-Dehnungs-Funktionen der Legierung Alloy 602 CA aus Bild 58 zugrundegelegt, beträgt der Quotient zwischen dem Tangentialmodul bei 20 °C und bei 1000 °C tatsächlich ca. 0,1. Es wird somit deutlich, dass insbesondere der Einfluss der Temperatur auf den Wert des Tangentialmoduls die lokalen Dehnungen bestimmt.

Aus den Ergebnissen des Zwei-Zonen Modells folgt somit, dass sich die globalen von den lokalen Dehnungen sowohl durch den Einfluss der Schmelzbadgeometrie als auch durch die Temperaturabhängigkeit der Werkstoffkennwerte signifikant unterscheiden. Es konnte gezeigt werden, dass die Temperaturabhängigkeit des Tangentialmoduls, welcher den plastischen Anteil der Spannungs-Dehnungsfunktion repräsentiert, die lokalen Dehnungen im Vergleich zu den anderen untersuchten Materialkennwerten am stärksten beeinflusst. Die Bestimmung der kritischen lokalen Dehngeschwindigkeiten stellt somit eine Voraussetzung für die Aufstellung übertragbarer Risskriterien dar. Zur Ermittlung der kritischen lokalen Dehngeschwindigkeiten bieten sich insbesondere numerische Simulationen an.

Im folgenden Kapitel werden daher numerische Simulationen des MVT-2 Tests vorgestellt, um aus den gemessenen kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten $v_{trav,krit}$ (vergl. Kapitel IV.3.2) die lokalen und damit übertragbaren Dehngeschwindigkeiten für die Erstarrungsrissinitiierung bestimmen zu können.

IV.4.1.2 Kontinuummechanischer Ansatz zur numerischen Bestimmung lokaler Dehngeschwindigkeiten

Zur Auswertung der numerischen Simulationen wurde die lokale Dehnung in Abhängigkeit der Zeit an den Elementpositionen bestimmt, an denen sich die Erstarrungsrissursprünge befanden (Bild 114). Da die finiten Elemente ein diskretisiertes Kontinuum darstellen, ergeben sich im Vergleich zur realen Erstarrungsrissbildung Unterschiede. Diese treten dadurch auf, dass schmelzflüssige Phasen am Ort der Erstarrungsrissentstehung vorhanden sind

und somit der Werkstoff zum Zeitpunkt der Erstarrungsrissinitiation nicht als vollständiges Kontinuum vorliegt.

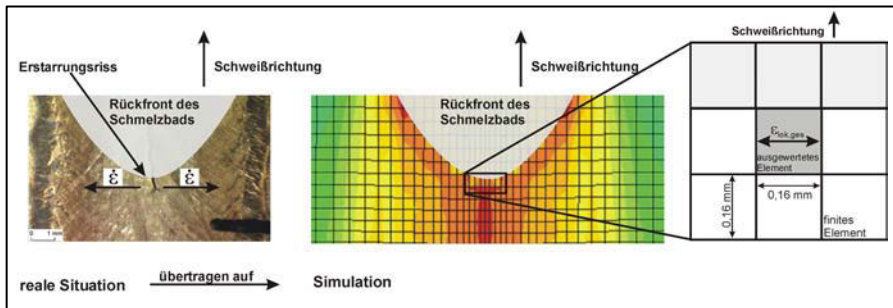


Bild 114: Kontinuumsmechanischer Ansatz zur Bestimmung lokaler kritischer Dehngeschwindigkeiten bei der Erstarrungsrissinitiation

Bei einem kontinuumsmechanischen Ansatz wird daher davon ausgegangen, dass letztlich die lokalen Zugbeanspruchungen in einem gewissen Volumenbereich für die Erstarrungsrissbildung entscheidend sind.

Die numerischen Simulation liefern als Ergebnis die lokale elastische Dehnung $\varepsilon_{lok,el}$, die lokale plastische Dehnung $\varepsilon_{lok,pl}$ und die lokale thermische Dehnung $\varepsilon_{lok,th}$ für das ausgewertete Element in Abhängigkeit der Zeit. Diese wurden nach Gleichung (28) zur lokalen Gesamtdehnung $\varepsilon_{lok,ges}$ aufsummiert. Durch Differenzierung von $\varepsilon_{lok,ges}$ nach der Zeit t wurde anschließend die für die Erstarrungsrissbildung relevante lokale Gesamtdehngeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_{lok,ges}$ berechnet.

$$\varepsilon_{lok,ges}(t) = \varepsilon_{lok,el}(t) + \varepsilon_{lok,pl}(t) + \varepsilon_{lok,th}(t) \quad (28)$$

Als relevante Richtung zur Ermittlung der kritischen Dehngeschwindigkeit wurde ausschließlich die Richtung quer zum Riss herangezogen.

IV.4.2 Numerische Simulationen des MVT-2 – Versuchs

Eine wesentliche Voraussetzung für die Anwendung von numerischen Simulationen stellt deren Validierung dar. Bevor daher die Ergebnisse zu den numerischen Simulationen des MVT-2 Tests präsentiert werden, wurden die numerisch ermittelten Ergebnisse der thermomechanischen Berechnungen überprüft.

IV.4.2.1 Spannungsverteilungen beim simulierten MVT-2 Versuch

Eine Methode zur Validierung der numerischen Simulationen bestand darin, die berechneten transienten Spannungsverteilungen auszuwerten. Bild 115 zeigt hierzu die numerisch

simulierte Spannungsverteilung auf einer MVT-Probe in x-Richtung für P1 kurz vor Beginn der mechanischen Beanspruchung zum Zeitpunkt $t = 8,3$ s im Transvarestraint-Modus.

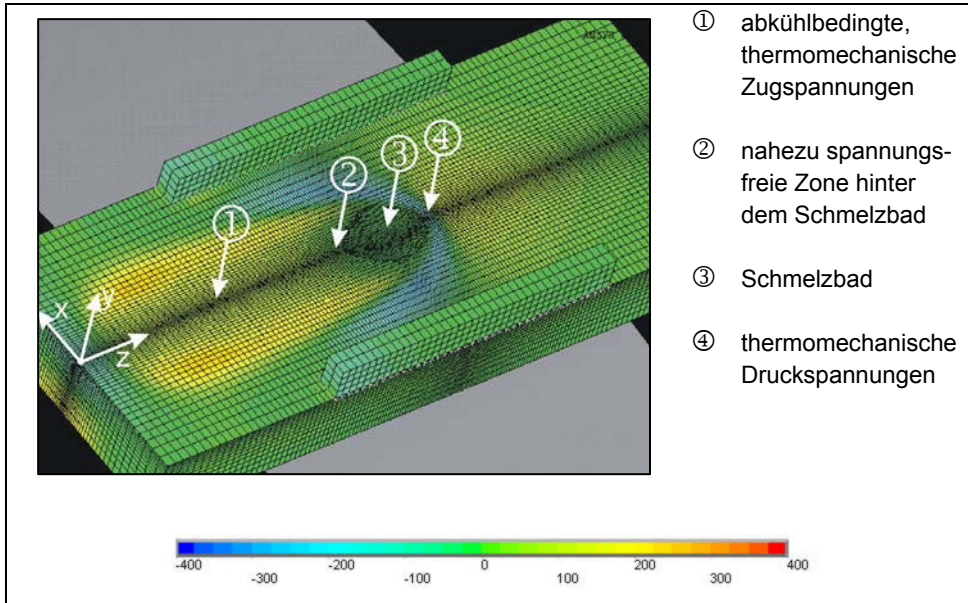


Bild 115: Spannungsverteilung in x-Richtung für P1 mit Ar 4.8 zum Zeitpunkt $t = 8,3$ s (vor Einsetzen der mechanischen Probenbeanspruchung)

Es lassen sich in Anlehnung an die Beschreibung thermomechanischer Prozesse beim Schmelzschweißen nach Radaj [62] auf der Oberfläche der MVT-Probe vier Zonen unterscheiden. Zone 1 befindet sich in einem Abstand hinter dem Schmelzbad, in welchem durch die Abkühlung und der damit verbundenen Schrumpfung Zugspannungen (zum Zeitpunkt $t = 8,3$ s bis maximal 250 MPa) auftreten. Die Zone 2 befindet sich in einem Bereich direkt hinter dem Schmelzbad und ist nahezu spannungsfrei. Die Zone 3 repräsentiert das Schmelzbad, für welches in den numerischen Simulationen eine konstante Temperatur von 1400 °C angenommen wurde. Die Zone 4 stellt einen Bereich vor und teilweise neben dem Schmelzbad dar, in der aufgrund der sich ausbreitenden Wärmeverteilung Druckspannungen von bis zu -300 MPa auftreten.

Bild 116 zeigt im Vergleich zu Bild 115 die Spannungsverteilung auf der MVT-Probe kurz nach Einsetzen der mechanischen Beanspruchung zum Zeitpunkt $t = 9,4$ s. Prinzipiell bleiben die zuvor dargestellten vier Zonen erhalten. Durch die dem Schweißprozess überlagerte mechanischen Beanspruchung lässt sich jedoch eine fünfte Zone unterscheiden, welche vor der Zone 4 liegt. Die Zone 5, in welcher zum ausgewerteten Zeitpunkt elastoplastische Zugspannungen bis 310 MPa hervorgerufen wurden, resultierten somit aus der externen Beanspruchung der MVT-Probe. Auffällig ist, dass es in Zone 2 hinter dem Schmelzbad, in welcher die Erstarrungsrissbildung stattfindet, zu keinem signifikanten Anstieg der Span-

nungen kommt. Offensichtlich bleibt selbst bei einer mechanischen Biegebeanspruchung Zone 2 aufgrund der hohen Temperaturen nahezu spannungsfrei.

Da sich der Spannungszustand in unmittelbarer Umgebung des Schmelzbades bei einsetzender Probenbeanspruchung nicht signifikant ändert, kann in diesem Zusammenhang gezeigt werden, dass ein spannungsbasiertes Erstarrungsrisskriterium, wie es beispielsweise von Sorimachi et al. [165] und Hiebler et. al [166] vorgeschlagen wurde, zur Beschreibung der Erstarrungsrissbildung beim Schweißen ungeeignet ist.

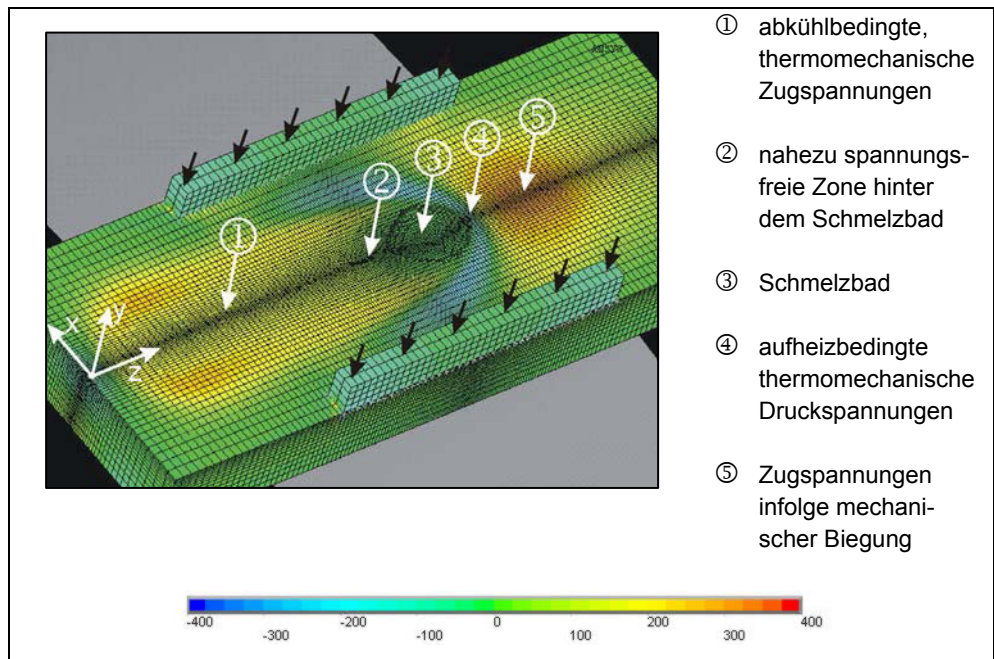


Bild 116: Spannungsverteilung in x-Richtung für P1 mit Ar 4.8 zum Zeitpunkt $t = 9,4$ s; $v_{\text{trav}} = 0,1$ mm/s; Transvarestraint-Modus, nach Einsetzen der mechanischen Beanspruchung

Hinsichtlich einer ersten Validierung der numerischen Simulationen kann festgestellt werden, dass die berechneten Spannungsverteilungen mit den in der Literatur qualitativ beschriebenen Spannungsverteilungen während eines Schweißprozesses übereinstimmen (vergl Kapitel II.3).

IV.4.3 Messungen der Querverschiebungen in unmittelbarer Nähe des Schmelzbades

Als weitere Methode zur Validierung der thermomechanischen Simulationen wurden die während eines Schweißversuchs auftretenden Querverschiebungen u_x in einem sehr geringen Abstand zur Schmelzlinie gemessen. Hierfür wurde die in Kapitel III.7 vorgestellte

Vorrichtung eingesetzt. Bild 117 zeigt einen Vergleich der berechneten und der gemessenen Verschiebungen quer zur Naht (Querverschiebungen) in einem Abstand von 3 mm von der Schmelzlinie für die Schweißparametersätze P1 und P2. Der qualitative Verlauf beider Funktionen lässt sich folgendermaßen darstellen: Bei Annäherung des Schmelzbades kam es zunächst zu einer Querbewegung in Richtung Probenmitte (positive u_x -Werte). Diese Bewegung kehrte sich bei weiterer Annäherung des Schmelzbades um und führte durch die vorlaufende Wärme des Schmelzbades und mit der damit verbundenen thermischen Ausdehnung des Materials zu einer ausgeprägten Bewegung nach außen (negative u_x -Werte). Nach Erreichen eines Minimums kam es erneut zu einer Umkehr der Verschiebungsrichtung und führte letztendlich zu einer Verschiebung in Richtung Probenmitte, welche mit voranschreitender Abkühlung stetig zunahm. Der Zeitpunkt, bei der die WIG-Elektrode gerade die Messstelle passierte, ist in Bild 117 sowohl für P1 als auch für P2 durch senkrechte, gestrichelte Linien markiert. Als sich die Elektrode auf gleicher Höhe wie die Messstelle befand, hat die Verschiebung in $-u_x$ -Richtung bereits das Minimum durchlaufen und führte eine Bewegung in Richtung Probenmitte aus. Aufgrund der unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten trat das Minimum von P2 ($v_s = 3 \text{ mm/s}$) zu einem späteren Zeitpunkt auf als bei P1 ($v_s = 5 \text{ mm/s}$). Die aus den Simulationen ermittelten Verschiebungen zeigen qualitativ eine sehr gute Übereinstimmung mit dem jeweils gemessenen Funktionsverlauf. Zwischen Experiment und Berechnung errechnet sich jedoch für P1 eine maximale Abweichung von ca. 30% (beim gemessenen Minimum von $u_x = -0,052 \text{ mm}$). Bei P2 beträgt das gemessene absolute Minimum der Verschiebung $-0,053 \text{ mm}$ und das simulierte absolute Minimum der Verschiebung $-0,057 \text{ mm}$, woraus sich eine relative Abweichung von nur 7% berechnet. Da bei den Simulationen im Gegensatz zu den Messungen Nebeneffekte ausgeschlossen werden können, gleichzeitig aber ein verhältnismäßig großer Unterschied beim relativen Fehler zwischen den beiden Messungen und Simulationen auftritt, liegt die relativ große Abweichung bei P1 im Bereich der Messunsicherheit.

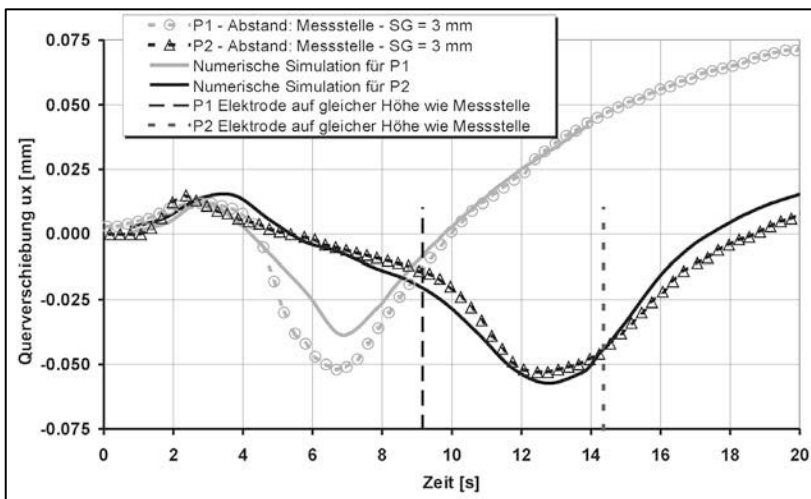


Bild 117: Gemessene und berechnete Querverschiebungen für P1 und P2 mit Ar 4.8

Unter Berücksichtigung dieser Zusammenhänge zeigen die numerischen Simulationen sowohl quantitativ als auch qualitativ eine ausreichende Übereinstimmung mit den Messungen.

IV.4.4 Bestimmung der lokalen Dehngeschwindigkeiten

Zur Aufstellung übertragbarer Erstarrungsrissskriterien mit Hilfe des MVT-2 Tests müssen unter Berücksichtigung der gemessenen kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten die lokalen kritischen Dehngeschwindigkeiten $\dot{\epsilon}_{lok,krit}$ ermittelt werden.

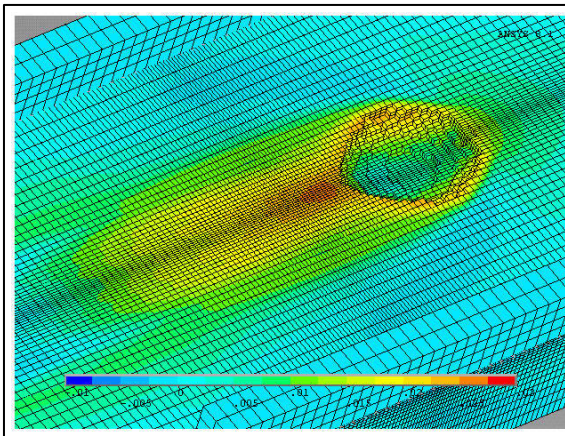


Bild 118: Dehnungsverteilung für P1 ($I = 250$ A, $v_s = 5$ mm/s) mit Ar 4.8, $t = 10,3$ s;
 $v_{trav,krit} = 0,05$ mm/s

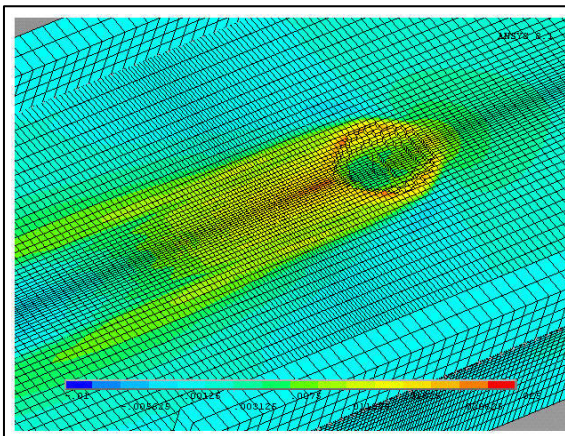


Bild 119: Dehnungsverteilung für P4 ($I = 200$ A, $v_s = 6$ mm/s) mit Ar 4.8, $t = 9,4$ s;
 $v_{trav,krit} = 0,1$ mm/s

Bild 118 zeigt exemplarisch die Dehnungsverteilung quer zur Schweißrichtung (x-Richtung) für P1, 2,3 s nach Einsetzen der mechanischen Beanspruchung zum Zeitpunkt $t = 10,3$ s. Als Traversenhubgeschwindigkeit wurde die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit für P1 in Verbindung mit Ar 4.8 mit $v_{\text{trav,krit}} = 0,05$ mm/s programmiert. Anhand der Farbkonturdarstellung von Bild 118 ist deutlich zu erkennen, dass sich die Dehnungen aufgrund der vorliegenden hohen Temperaturen im Bereich der Symmetrielinie der Schweißnaht hinter dem Schmelzbad kumulieren.

Bild 119 zeigt im Vergleich zu Bild 118 die Dehnungsverteilung für P4 zum Zeitpunkt $t = 9,4$ s, bei welchem das Schmelzbad nahezu die gleiche Position erreicht hat wie P1 bei $t = 10,3$ s. Auch an diesem Beispiel wird deutlich, dass sich die Dehnungen an der Symmetrielinie der Schweißnaht direkt hinter dem Schmelzbad kumulieren. Im Gegensatz zu P1 ist die Dehnungsüberhöhung jedoch auf eine wesentlich schmalere Zone hinter dem Schmelzbad konzentriert. Dieser Zusammenhang ist auf die spitzere Schmelzbadrückfrontgeometrie bei Anwendung des Schweißparametersatzes P4 zurückzuführen.

An diesem Beispiel zeigen sich erneut die Vorteile der direkten Implementierung der Schmelzbadgeometrie in die numerische Simulation, da diese präzise abgebildet werden kann. Geometrische Einflüsse der Schmelzbadgeometrie auf die lokalen Dehngeschwindigkeiten können somit in den numerischen Berechnungen hinreichend berücksichtigt werden.

IV.4.4.1 Quantifizierung der lokalen Dehngeschwindigkeiten in Abhängigkeit der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit

Um das Verhältnis der globalen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit v_{trav} zur lokalen Dehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{\text{lok,krit}}$ zu quantifizieren, wurden für den Schweißparametersatz P1 mit Ar 4.8 vier verschiedene Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten zwischen 0,05 mm/s und 0,4 mm/s numerisch simuliert, wobei 0,05 mm/s die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten $v_{\text{trav,krit}}$ darstellt.

Bild 120 zeigt den Verlauf der Dehnung in Abhängigkeit der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit an der Position des Rissursprungs. Zudem ist der Temperaturverlauf für dieselbe Position eingezeichnet. Der Temperaturverlauf zeigt den Übergang vom (einphasigen) Schmelzzustand bei 1400 °C zur Abkühlphase. Aus den zuvor vorgestellten Untersuchungen ist bekannt, dass für P1 mit Ar 4.8 die erstarrungsrissskritische Grenztemperatur $T_{\text{ER}} = 1195$ °C beträgt. Der Bereich zwischen der Liquidustemperatur und T_{ER} stellt somit das erstarrungsrissskritische Temperaturintervall (ETI) dar und ist in Bild 120 markiert.

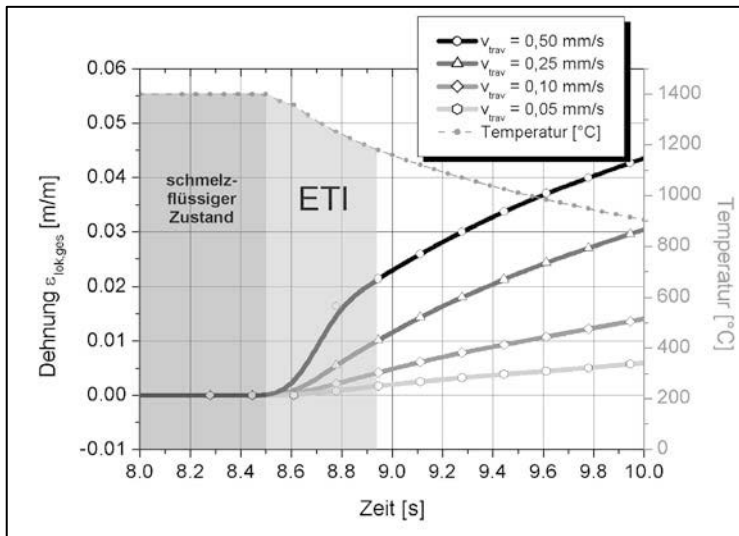


Bild 120: Dehnungsverlauf in Abhängigkeit der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit für P1 mit Ar 4.8 am Rissursprung

Die lokalen Dehnungsfunktionen in Abhängigkeit der Zeit wurden zur Bestimmung der lokalen Dehnungsgeschwindigkeit nach der Zeit abgeleitet. Die so ermittelten Funktionen sind in Bild 121 dargestellt.

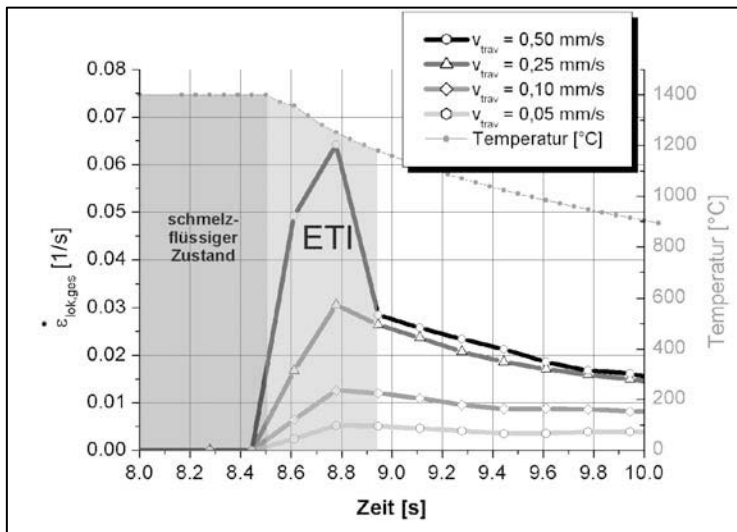


Bild 121: Dehnungsgeschwindigkeitsverlauf in Abhängigkeit der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit für P1 mit Ar 4.8 am Rissursprung

Wie in Bild 121 zu erkennen ist, weisen die lokalen Dehngeschwindigkeiten im erstarrungsrissskritischen Temperaturintervall ein Maximum auf. Dies ist darauf zurückzuführen, dass der Werkstoff direkt hinter dem Schmelzbad die höchste Temperatur im quasi-kontinuumsmechanischen Zustand aufweist. Zudem ist davon auszugehen, dass direkt hinter dem Schmelzbad eine ausgeprägte Kerbwirkung der Schmelzbadgeometrie vorliegt.

Die berechneten Werte für die lokalen Dehngeschwindigkeiten $\dot{\epsilon}_{lok,ges}$ können Tabelle 16 entnommen werden. Zum Vergleich sind zudem in Tabelle 16 die jeweils nach Gleichung (18) berechneten globalen Dehngeschwindigkeiten $\dot{\epsilon}_{glo}$ und der Quotient $\dot{\epsilon}_{lok,ges} / \dot{\epsilon}_{glo}$ aufgeführt.

Tabelle 16: Lokale Dehngeschwindigkeit in Abhängigkeit der globalen Dehngeschwindigkeit für P1

v_{trav}	$\dot{\epsilon}_{glo}$ [1/s]	$\dot{\epsilon}_{lok,ges}$ [1/s]	$\dot{\epsilon}_{lok,ges} / \dot{\epsilon}_{glo}$
0,50	0,020	0,065	3,3
0,25	0,010	0,031	3,1
0,10	0,004	0,013	3,3
0,05	0,002	0,005	2,5

Aus Tabelle 16 geht hervor, dass die lokalen Dehngeschwindigkeiten $\dot{\epsilon}_{lok}$ für den Schweißparametersatz P1 mit Ar 4.8 um den Faktor 2,5 bis 3,3 größer sind als die globalen Dehngeschwindigkeiten $\dot{\epsilon}_{glo}$. Die lokalen Dehngeschwindigkeiten im MVT-2 Versuch unterscheiden sich damit deutlich von den globalen Dehngeschwindigkeiten, wobei der Zusammenhang zwischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit, globaler Dehngeschwindigkeit und lokaler Dehngeschwindigkeit weitgehend proportional ist.

IV.4.4.2 Aufstellung eines Erstarrungsrissskriteriums

Zur Aufstellung eines Erstarrungsrissskriteriums wurde der Schweißparametersatz P4 mit Ar 4.8 herangezogen, welcher mit $T_{ER} = 1145$ °C die niedrigste gemessene erstarrungsrissskritische Grenztemperatur aufwies. Die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit wurde mit $v_{trav,krit} = 0,1$ mm/s bestimmt. Bild 122 zeigt den berechneten Verlauf der Dehnung am Erstarrungsrisssprung quer zur Risswachstumsrichtung (= Schweißrichtung). Darüber hinaus ist in Bild 122 der Temperaturverlauf eingezeichnet, anhand dessen das erstarrungsrissskritische Temperaturintervall festgelegt werden kann.

Bild 123 stellt den aus der Dehnung über der Zeit (Bild 122) berechnete Dehngeschwindigkeitsverlauf dar. Es zeigt sich, dass im erstarrungsrissskritischen Temperaturintervall (ETI) das Maximum der Dehngeschwindigkeiten mit 0,008 /s auftritt.

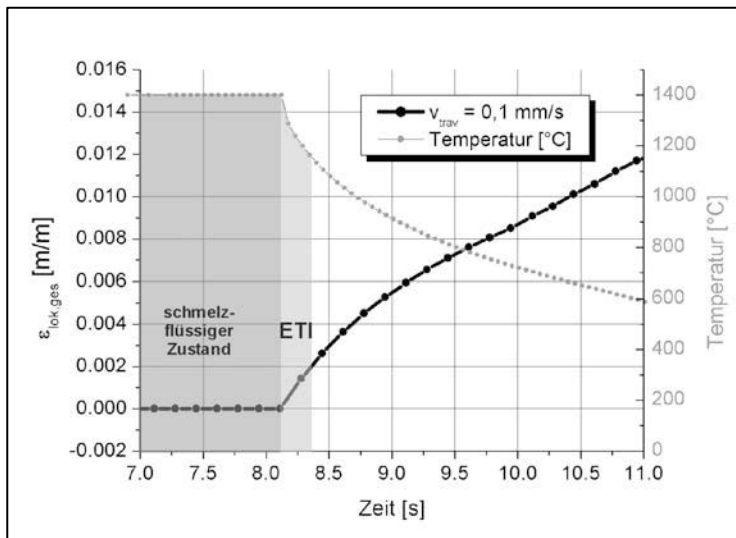


Bild 122: Numerisch simulierter Dehnungsverlauf für P4 mit Ar 4.8, $v_{trav,krit} = 0,1$ mm/s

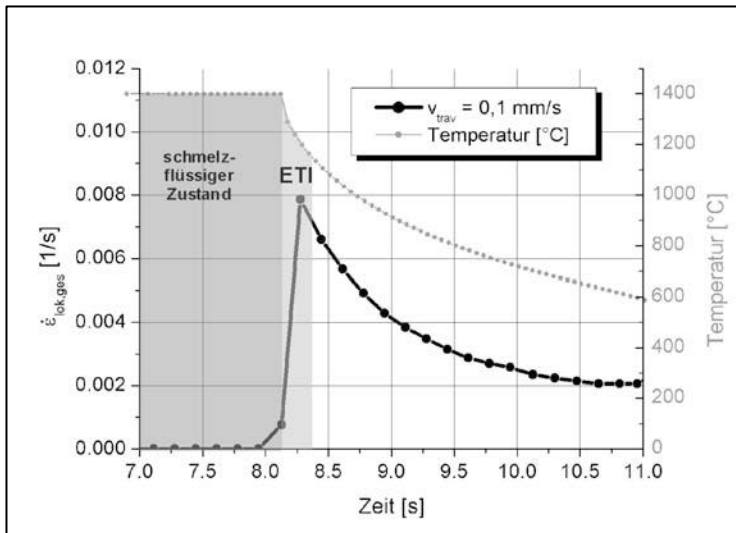


Bild 123: Berechneter Dehngeschwindigkeitsverlauf für P4 mit Ar 4.8, $v_{trav,krit} = 0,1$ mm/s

Somit stellt die lokale Dehngeschwindigkeit 0,008 /s die kritische lokale Dehngeschwindigkeit für P4 mit Ar 4.8 dar. Treten demnach im erstarrungsrisskritischen Temperaturintervall Dehngeschwindigkeiten von mehr als 0,008 /s auf, kommt es zu einer Erstarrungsrissbildung. Daraus folgt das Erstarrungsrisskriterium für P4 mit Ar 4.8:

$$\dot{\epsilon}_{lok,ges}^{krit} = 0,008 /s \text{ im Temperaturintervall } T \in (1145 \text{ } ^\circ\text{C}, 1400 \text{ } ^\circ\text{C})$$

IV.5 Übertragung des MVT-2 Risskriteriums

Mit Hilfe des MVT-2 Tests wurde ein lokales Risskriterium aufgestellt. Im folgenden Kapitel soll die Übertragbarkeit auf den neu entwickelten Controlled Tensile Weldability Test untersucht werden.

IV.5.1 Controlled Tensile Weldability Test (CTW-Test)

Zur Untersuchung der Übertragbarkeit lokaler Erstarrungsrisskriterien wurde der Controlled Tensile Weldability Test (CTW-Test) eingesetzt. Beim CTW-Test wird, wie beim PVR-Test, eine Probe während eines Schweißversuchs mit definierter Geschwindigkeit gezogen. Gegenüber dem PVR-Test zeichnet sich der CTW-Test jedoch dadurch aus, dass die Beanspruchungsrichtung in Relation zur Schweißrichtung frei wählbar ist und somit quer, längs oder schräg zur Schweißrichtung erfolgen kann.

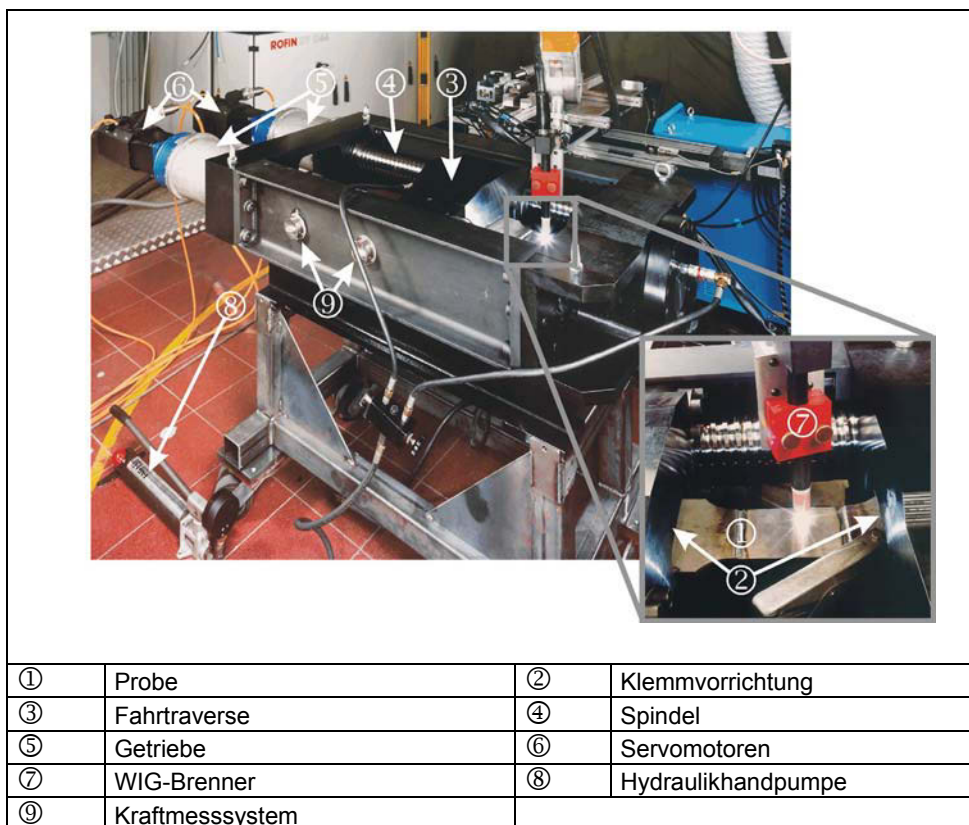


Bild 124: Der Controlled Tensile Weldability Test – Heißrisstest (CTW-Test)

Darüber hinaus kann dieser Test für eine Vielzahl von Lichtbogenschweißverfahren und zudem für Laser/Hybridschweißverfahren eingesetzt werden. Diese Flexibilität wird dadurch erreicht, dass Probengeometrien mit einer Breite von bis zu 150 mm, einer Länge von bis zu 750 mm und einer Dicke von bis zu 10 mm eingesetzt werden können. Anhand von Bild 124 und der schematischen Darstellung in Bild 125 lässt sich die Funktionsweise des CTW-Tests wie folgt beschreiben:

Die Probe (1) wird an ihren Enden jeweils in eine Klemmvorrichtung (2) eingespannt. Die Anpresskraft der Klemmvorrichtung zur Einspannung einer Probe wird über eine hydraulische Handpumpe aufgebracht (8). Die Klemmvorrichtungen befinden sich in kugelkalottenförmigen Aussparungen der Traversen und sind drehbar gelagert. Während des Heißrissversuchs wird eine Probe mit Hilfe der Fahrtraverse (3), welche von zwei Spindeln (4) angetrieben wird, gezogen.

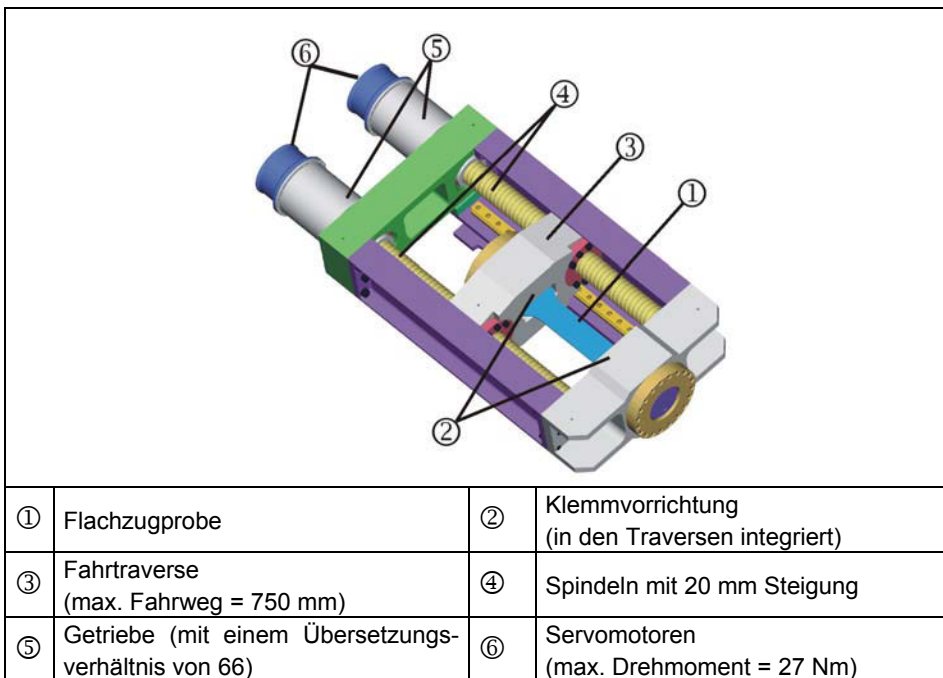


Bild 125: Komponenten des Controlled Tensile Weldability - Tests

Die Spindeln sind jeweils über ein eigenes Getriebe (5) mit Servomotoren (6) verbunden. Die Drehzahl der Servomotoren kann mit Hilfe einer CNC-Steuerung frei programmiert werden. Es lassen sich somit gleichförmige, linear ansteigende oder stufenförmig ansteigende Zuggeschwindigkeiten realisieren. Die maximale Zugkraft des CTW-Tests beträgt 500 kN. Am Rahmen des CTW-Tests sind Dehnmessstreifen (9) angebracht, mit welchen über die elastische Verformung des Rahmens die Kraft während einer Versuchsdurchführung gemessen und aufgezeichnet werden kann.

IV.5.2 Ermittlung der kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten im CTW-Test

Zur experimentellen Bestimmung der kritischen Zuggeschwindigkeiten $v_{\text{ctw,krit}}$ mit Hilfe des CTW-Tests wurden quadratische Bleche der Legierung Alloy 602 CA mit einer Kantenlänge von 100 mm hergestellt. An zwei gegenüberliegende Seitenflächen der Proben wurden Adapterbleche geschweißt. Die Adapterbleche wiesen eine flachzugprobenkopfförmige Geometrie auf, welche sich von 150 mm auf 100 mm verjüngte, und wurden dazu eingesetzt, die Krafteinleitung in die Probe zu optimieren. Für die durchgeführten Untersuchungen wurde das WIG-Schweißverfahren angewendet. Als Schweißparametersatz wurde P4 ($U = 17 \text{ V}$; $I = 200 \text{ A}$; $v_s = 6 \text{ mm/s}$) ausgewählt. Als Schutzgase wurden sowohl Ar 4.8 als auch Ar + 1% N₂ eingesetzt. Die Proben wurden im CTW-Test während des Schweißversuchs mit einer konstanten Zuggeschwindigkeit quer zur Schweißrichtung gezogen. Die Versuche wurden unter Erhöhung der Zuggeschwindigkeit so oft wiederholt, bis eine Erstarrungsrissbildung festgestellt werden konnte.

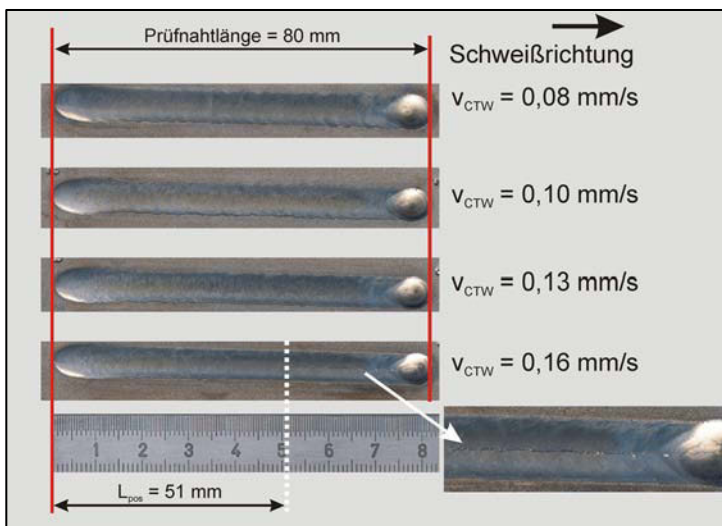


Bild 126: Auswertung des CTW-Versuchs für P4 mit Ar + 1% N₂

Bild 126 zeigt die WIG-Schweißnähte für die Versuchsserie mit dem Schutzgas Ar + 1% N₂. Die Zuggeschwindigkeit, bei der erstmals ein Erstarrungsriss auftrat, war $v_{\text{ctw}} = 0,16 \text{ mm/s}$. Der Abstand zwischen Schweißnahtanfang und dem Erstarrungsrissursprung betrug $L_{\text{pos}} = 51 \text{ mm}$. Da die Initiierung des Erstarrungsrisses erst nach Erreichen einer bestimmten Schweißnahtlänge auftrat, ist davon auszugehen, dass die Beanspruchung der erstarrungsrisskritischen Schweißgutzone während der Durchführung des Schweißversuchs geringfügig zunahm. Dies ist darauf zurückzuführen, dass mit zunehmender Schweißnahtlänge die Wärmeverteilung auf der Probe zu einer zunehmenden Dehnungskonzentration in der Nähe des Schmelzbades führte. Dieser Zusammenhang bestätigt somit das in Kapitel IV.4.1.1 vorgestellte Zwei-Zonen Modells dahingehend, dass die Temperaturverteilung auf einer Probe und die sich daraus ergebende Dehnungsverteilung

lung in der schmelzbadnahen Zone bei der Übertragbarkeit von Heißrisstestergebnissen eine entscheidende Einflussgröße darstellt.

Bild 127 zeigt den Übergang von einer kritischen zu einer überkritischen Zuggeschwindigkeit bei der Versuchsserie mit dem Schutzgas Ar 4.8. Die kritische Zuggeschwindigkeit betrug 0,03 mm/s und war damit um den Faktor 4,3 niedriger als bei Verwendung von Ar + 1% N₂.

Es ist in diesem Zusammenhang festzustellen, dass der Faktor 4,3, um den sich die kritische Zuggeschwindigkeit $v_{ctw,krit}$ bei Anwendung von Ar + 1% N₂ im Vergleich zu Ar 4.8 erhöhte, fast genau dem Faktor 4 entsprach, um den sich die kritische Traversenhubgeschwindigkeit $v_{trav,krit}$ im MVT-2 Test in Abhängigkeit der untersuchten Schutzgase für den Schweißparametersatz P4 erhöhte (vergl Kapitel IV.3.3).

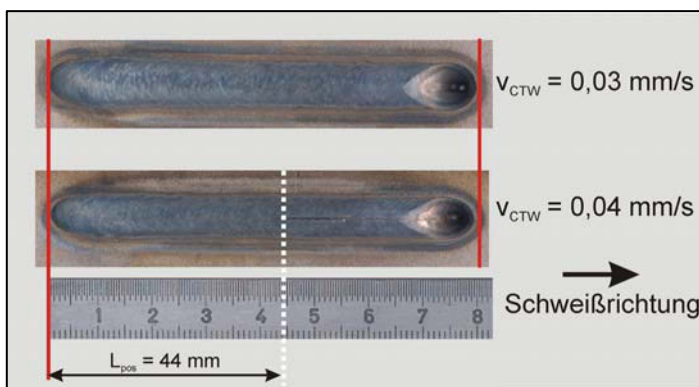


Bild 127: Auswertung des CTW-Versuchs für P4 mit Ar 4.8

Der Abstand zwischen Schweißnahtanfang und dem Erstarrungsrisssprung lag bei $L_{pos} = 44$ mm und wies damit einen ähnlichen Abstand zum Schweißnahtanfang auf wie in der Versuchsserie mit dem Schutzgas Ar + 1% N₂. Auffällig ist, dass der Erstarrungsrisss bei Verwendung von Ar 4.8 deutlich breiter war als bei Verwendung von Ar + 1% N₂.

IV.5.3 Numerische Simulationen des CTW-Tests zur Bestimmung kritischer lokaler Dehngeschwindigkeiten

Um aus den kritischen Zuggeschwindigkeit die lokalen kritischen Dehngeschwindigkeiten zu ermitteln, wurden numerische Simulationen zum CTW-Test durchgeführt. Das Probenblech wurde in dem finiten Ansys-Modell mit Solid70-Elementen für die Temperaturfeldberechnungen bzw. Solid45-Elementen für die thermomechanischen Berechnungen diskretisiert. Für die Temperaturfeldberechnungen wurde die Schmelzbadgeometrie nach der in Kapitel IV.2 vorgestellten Methode direkt in den numerischen Simulationen vorgegeben. Die mechanische Probenbeanspruchung wurde in die thermomechanischen Berechnungen übertragen, indem die Knoten des Modells, die sich an den Seitenflanken des Modells

längs zur Schweißrichtung befanden, bei jedem Lastschritt mit der Zeitschrittweite Δt um $\Delta x = v_{CTW} \cdot \Delta t / 2$ in positiver bzw. negativer x-Richtung verschoben wurden. Bild 128 a) – c) zeigt die Dehnungsverteilung in x-Richtung auf der CTW-Probe für $v_{CTW, krit} = 0,03$ mm/s zu drei verschiedenen Zeitpunkten.

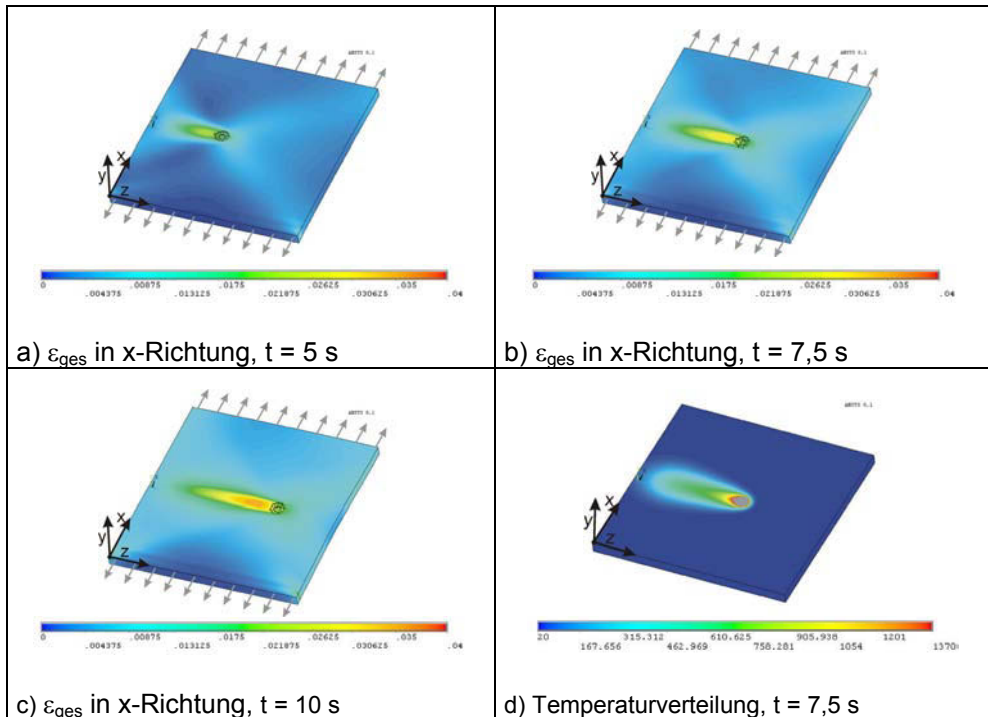


Bild 128: Numerische Simulationen des CTW-Versuchs für P4, $v_{CTW} = 0,03$ mm/s

Zusätzlich ist in Bild 128 d) die berechnete Temperaturverteilung zum Zeitpunkt $t = 7,5$ s dargestellt. Es zeigt sich, dass die Dehnungen erwartungsgemäß sehr ungleichmäßig über der Probe verteilt sind und sich in der hochoberhitzten Materialzone hinter dem Schmelzbad konzentrieren. Beim Vergleich von Bild 128 a) mit Bild 128 c) wird deutlich, dass die Dehnungsüberhöhung in einer Zone hinter dem Schmelzbad mit zunehmender Schweißnahtlänge ansteigt.

Die Simulationen zum CTW-Test wurden unter Verwendung der kritischen Zugeschwindigkeit ($v_{CTW, krit} = 0,03$ mm/s) und der überkritischen Zugeschwindigkeit, bei der eine Erstarrungsrisssbildung auftrat ($v_{CTW} = 0,04$ mm/s), für den Schweißparametersatz P4 mit Ar 4.8 durchgeführt.

Bild 129 zeigt den Verlauf der lokalen Dehnung und der Temperatur am Rissursprung für $v_{CTW, krit} = 0,03$ mm/s und für $v_{CTW} = 0,04$ mm/s. Darüber hinaus ist der numerisch berechnete Verlauf der Dehnung aus dem MVT-2 Versuch für die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{trav, krit} = 0,1$ mm/s eingezeichnet. Deutlich zu erkennen ist, dass bei Anwendung von $v_{CTW, krit} = 0,03$ mm/s die lokalen Dehnungen über der Zeit im ETI ungefähr

denen für $v_{\text{trav,krit}} = 0,1 \text{ mm/s}$ im MVT-2 Test entsprechen. Für $v_{\text{CTW}} = 0,04 \text{ mm/s}$ hingegen liegen die numerisch berechneten lokalen Dehnungen im ETI oberhalb von den berechneten Dehnungen zum MVT-2 Versuch. Die Differenz der Dehnungen ist in Bild 129 als schraffierter Bereich dargestellt.

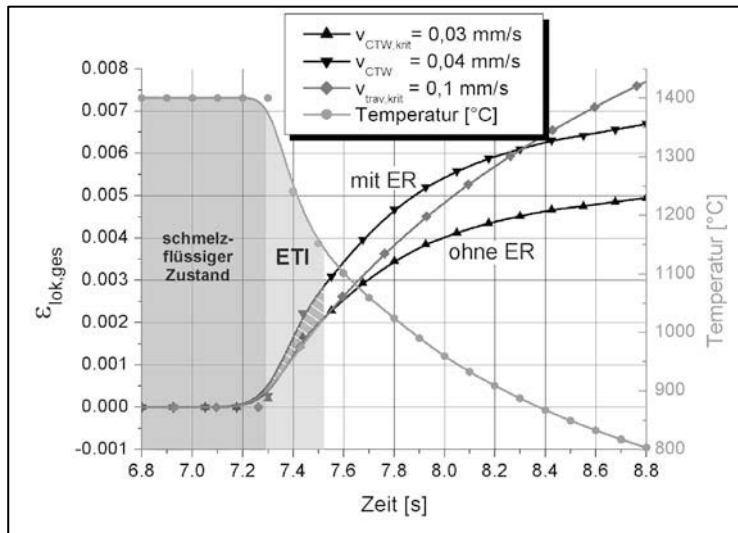


Bild 129: Vergleich der kritischen lokalen Dehnung im MVT-2 Versuch und der kritischen und überkritischen lokalen Dehnung im CTW-Test für P4 mit Ar 4.8

Somit kann festgehalten werden, dass sich mit Hilfe der lokalen Dehnungen Erstarrungsrissskriterien ableiten lassen, mit denen eine Übertragbarkeit zwischen verschiedenen Heißrisstests mit fremdbeanspruchten Proben (MVT-2 und CTW-Test) erreicht werden kann. Die Bestimmung der kritischen lokalen Dehnungen stellt insbesondere im Hinblick auf numerische Simulationen ein geeignetes Rissskriterium dar.

Bild 130 zeigt den Dehngeschwindigkeitsverlauf für P4 mit Ar 4.8 in x-Richtung (quer zur Schweißrichtung) für die Zuggeschwindigkeiten $v_{\text{CTW,krit}} = 0,03 \text{ mm/s}$ und $v_{\text{CTW}} = 0,04 \text{ mm/s}$. Wie anhand von Bild 130 festgestellt werden kann, ist die Dehngeschwindigkeit direkt hinter dem Schmelzbad am höchsten und nimmt im zeitlichen Verlauf durch die voranschreitende Abkühlung deutlich ab. Zusätzlich ist in Bild 130 das Erstarrungsrissskriterium eingezeichnet, welches in Kapitel IV.4.4.2 mit Hilfe des MVT-2 Tests und numerischer Simulationen ermittelt wurde. Es zeigt sich auch hier, dass bei einer Zuggeschwindigkeit im CTW-Test mit $v_{\text{CTW,krit}} = 0,03$ eine lokale Dehngeschwindigkeit von circa $0,0078 \text{ /s}$ auftritt. Somit wurde die kritische lokale Dehngeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_{\text{lok,ges}}^{\text{krit}} = 0,008 \text{ /s}$ vom MVT-2 Versuch noch nicht überschritten. Hingegen liegt bei $v_{\text{CTW}} = 0,04 \text{ mm/s}$ die lokale Dehngeschwindigkeit mit $0,011 \text{ /s}$ deutlich über der aus dem MVT-2 Versuch ermittelten kritischen lokalen Dehngeschwindigkeit, wodurch tatsächlich eine Erstarrungsrisbildung initiiert wurde.

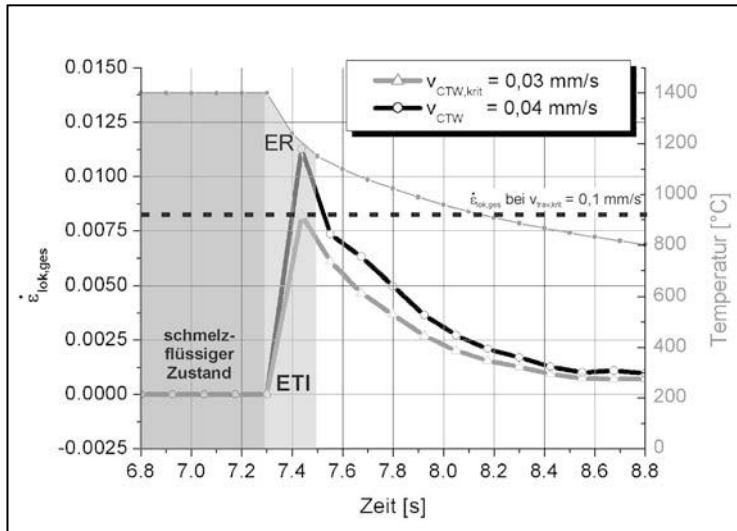


Bild 130: Lokale Dehngeschwindigkeiten im CTW-Test, Vergleich mit MVT-2 Erstarrungsrisikriterium, P4 mit Ar 4.8

Dieser Zusammenhang zeigt, dass auch mittels der lokalen Dehngeschwindigkeit eine Übertragbarkeit von Heißrisstests herzustellen ist. Daraus lässt sich der Schluss ziehen, dass sowohl die lokale Dehnung als auch die lokale Dehngeschwindigkeit, im Gegensatz zur globalen Dehnung oder Dehngeschwindigkeit, die bislang meist zur Übertragbarkeit von Heißrisstests herangezogen wurden und sich als unzureichend erwiesen haben, probengeometrieunabhängige Erstarrungsrisikriterien darstellen. Weiterhin konnte experimentell gezeigt werden, dass ein konstantes Verhältnis zwischen globaler Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit und lokaler Dehngeschwindigkeit auch für den CTW-Test bestehen muss. Dies folgt aus der Tatsache, dass sich die kritische Zuggeschwindigkeit bei Anwendung von Ar + 1% N₂ im Vergleich zu Ar 4.8 circa um den gleichen Faktor 4 erhöhte, wie die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit im MVT-2 Test, für den dieser proportionale Zusammenhang mit Hilfe von numerischen Simulationen bereits nachgewiesen werden konnte (vergl. Kapitel IV.4.4.1).

IV.6 Übertragung der Standard-Testbedingungen von MVT-1 auf MVT-2

Bisher wurden MVT-Standardprüfungen ausschließlich mit der MVT-1 Anlage durchgeführt. Um künftig die MVT-2 Anlage als Standardheißrisstest einsetzen zu können, war ein wesentliches Ziel der durchgeführten Untersuchungen, die Standard-Testbedingungen der MVT-1 Anlage auf die MVT-2 Anlage zu übertragen.

Die Vorgehensweise zur Erreichung dieses Ziels bestand darin, eine äquivalente Traversenhubgeschwindigkeit $v_{\text{trav,äqu}}$ für die MVT-2 Anlage zu ermitteln, die zu gleichen Heißriss-testergebnissen führt wie die Standardtraversenhubgeschwindigkeit der MVT-1 Anlage. Zur Berechnung der äquivalenten Traversenhubgeschwindigkeit war es notwendig, die spezifischen Gesenkgeometrien der MVT-1 und MVT-2 Anlage zu berücksichtigen.

IV.6.1 Gesenkgeometrien der MVT-1 und MVT-2 Anlage

Grundlage zur Berechnung der äquivalenten Traversenhubgeschwindigkeit stellt der geometrische Traversenhub H_{geo} dar, der dem zurückgelegten Weg der Traverse bis zur vollständigen Biegung einer Probe entspricht. Bild 131 zeigt hierzu schematisch die geometrischen Gesenkparameter für den Vareststraint-Modus. Die zur Berechnung des Traversenhubes H_{geo} relevanten Gesenkparameter stellen die Gesenkbreite $G_{\text{V,vare}}$ und den Gesenkradius R_G dar. Es wird anhand von Bild 131 deutlich, dass sich mit zunehmender Gesenkbreite $G_{\text{V,vare}}$ und mit abnehmendem Gesenkradius R_G der geometrische Traversenhub H_{geo} tendenziell vergrößert.

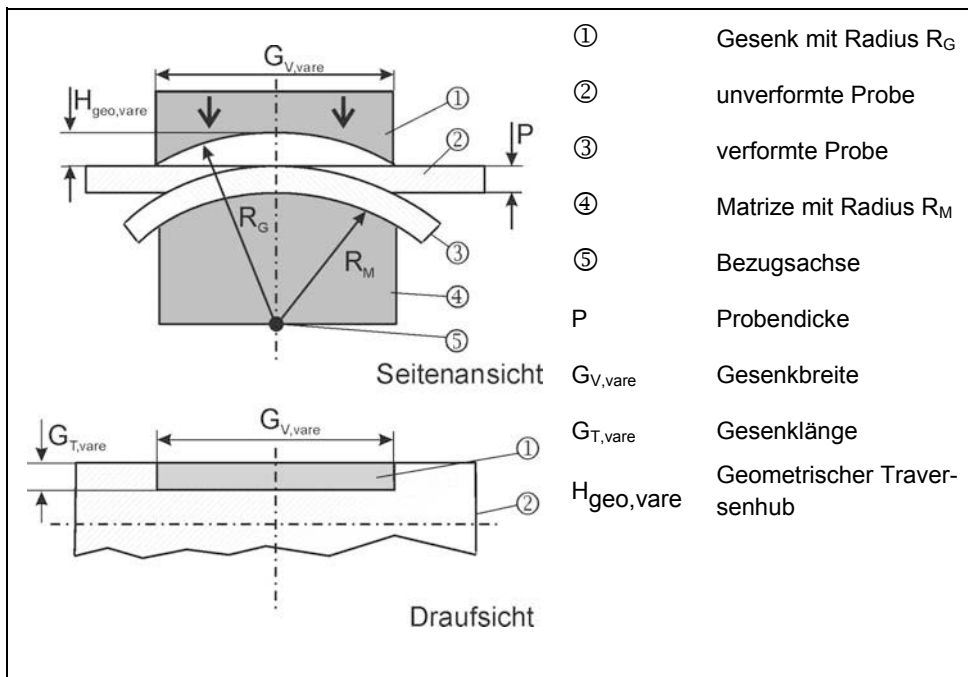


Bild 131: Geometrieparameter der Gesenke im Vareststraint-Modus

Zur Berechnung von H_{geo} wurde Gleichung (29) verwendet, welche nach [156] zur Berechnung einer Kreissegmenthöhe eingesetzt werden kann.

Sowohl die Gesenkbreiten $G_{V, \text{vare}}$ als auch die Gesenkradien R_G der für die MVT-1 und die MVT-2 Anlage zur Verfügung stehenden Biegewerkzeuge unterscheiden sich. Die jeweiligen Abmessungen können Tabelle 17 entnommen werden. Die nach Gleichung (29) berechneten Werte für den Biegehub der beiden MVT-Anlagen im Varestraint-Modus für die Standardprobenziehungen ε_{tot} sind ebenfalls in Tabelle 17 aufgeführt.

$$H_{\text{geo, var e}} = R_G - \sqrt{R_G^2 - \frac{G_{V, \text{var e}}^2}{4}} \quad (29)$$

Im Vergleich zum Varestraint-Modus ergeben sich für den Transvarestraint-Modus des MVT-Tests andere Gesenkeinflüsse bei der Probenbeanspruchung. In Bild 132 sind die hierzu relevanten Geometrieparameter schematisch dargestellt. So weisen die Gesenke im Transvarestraint-Modus keinen Radius auf. Die Gesamtdehnung der Probe wird ausschließlich durch den Radius der Matrice eingestellt, um den die Probe gebogen wird.

Zur analytischen Berechnung des geometrischen Traversenhubes H_{geo} für den Transvarestraint-Modus wurde Gleichung (29) zu Gleichung (30) modifiziert. In Gleichung (30) wird die Kontaktbreite der Gesenke $G_{T, \text{trans}}$ auf der Probenoberfläche mit der halben Gesenkbreite berücksichtigt (Bild 132).

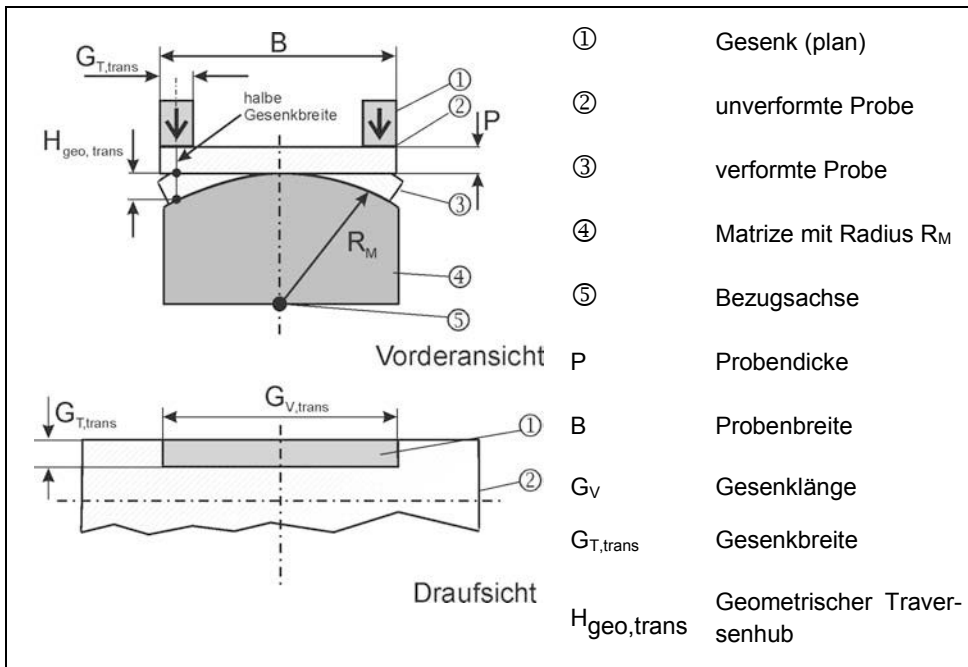


Bild 132: Geometrieparameter der Gesenke im Transvarestraint-Modus

$$H_{geo,trans} = R_M - \sqrt{R_M^2 - \frac{(B - G_{T,trans})^2}{4}} \quad (30)$$

Aus Gleichung (30) folgt, dass neben dem Matrizenradius R_M die Kontaktbreite des Gesenks $G_{T,trans}$ auf einer MVT-Probe einen signifikanten Einfluss auf den zur vollständigen Biegung einer Probe erforderlichen Traversenhub ausübt. Je schmaler die Kontaktbreite $G_{T,trans}$ auf der Probenoberfläche ist, desto größer ist der Traversenhub.

Die nach Gleichung (30) berechneten Werte für den Traversenhub der MVT-1 und MVT-2 Anlagen im Transvarestraint-Modus sind zum Vergleich zu den entsprechenden Werten für den Varestraint-Modus in Tabelle 17 gegenübergestellt. Es zeigt sich, dass sich die Hubwege in der MVT-1 Anlage in Abhängigkeit vom Beanspruchungsmodus (Varestraint oder Transvarestraint) deutlich unterscheiden. So beträgt der Hubweg bei einer Probengesamtdehnung von 4% im Varestraint-Modus 2,7 mm und im Transvarestraint-Modus nur 0,9 mm.

Demgegenüber sind die Gesenke der MVT-2 Anlage so ausgelegt, dass keine signifikante Abhängigkeit der Hubwege vom Beanspruchungsmodus auftritt.

Tabelle 17: Übersicht über die geometrischen Gesenkparameter im Varestraint- und im Transvarestraint-Modus für die MVT-1 und die MVT-2 Anlage

Biegedehnung ε_{tot} (P = 10 mm)	MVT-1			MVT-2		
	4%	2%	1%	4%	2%	1%
R_M [mm]	125	250	500	125	250	500
R_G [mm]	145	270	520	135	260	510
$G_{V,vare}$ [mm]	56	60	60	35		
$G_{V,trans}$ [mm]	60			45		
$G_{T,vare}$ [mm]	10			10		
$G_{T,trans}$ [mm]	10			5		
$H_{geo,vare}$ [mm]	2,7	1,7	0,9	1,1	0,6	0,3
$H_{geo,trans}$ [mm]	0,9	0,5	0,2	1,2	0,6	0,3

IV.6.2 Bestimmung der Traversenhubgeschwindigkeit des MVT-1 Tests

Um die Standardtraversenhubgeschwindigkeit der MVT-1 Anlage für den Varestraint-Modus mit hinreichender Genauigkeit bestimmen zu können, wurde mittels induktiven Wegaufnehmers (HBM W5 TK) die Hubbewegung der Traverse während der Biegung einer Probe mit der Standardprobendicke von P = 10 mm in Kombination mit den Standardbiegedehnung aufgezeichnet. Zum Vergleich wurde zudem die Leerhubfunktion gemessen, indem die Traversenbewegung ohne das Vorhandensein einer Probe aufgezeichnet wurde.

Bild 133 zeigt die gemessenen Zeit-Weg-Funktionen der Traverse.

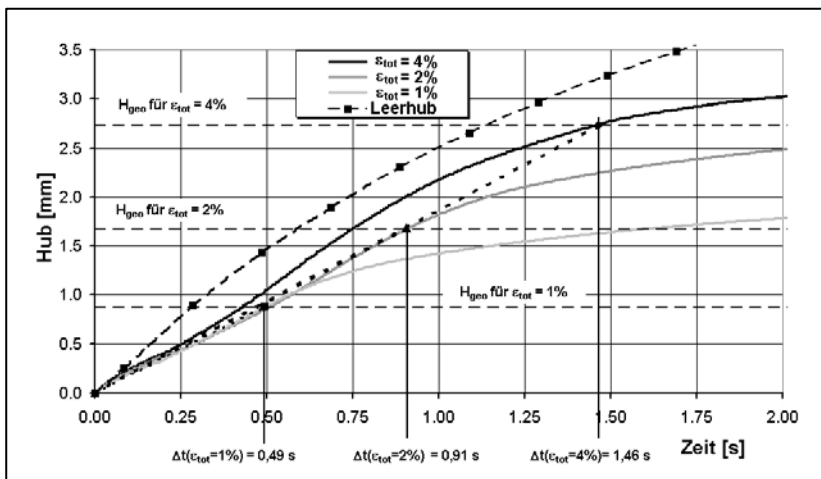


Bild 133: Hubfunktionen der Traverse für die Standardradien der MVT-1 Anlage (Varestraint-Modus)

Es ergeben sich für die Hubfunktionen ohne Probe und mit Probe deutliche Unterschiede. Die Leerhubfunktion steigt demnach zu Beginn rasch an und wird im zeitlichen Verlauf zunehmend flacher. Der Funktionsverlauf resultiert aus der Kniehebelmechanik der MVT-1 Anlage, bei der die Bewegung des Hubzylinders zunehmend zu einer höheren Kraftübersetzung und damit zu einer abnehmenden Translationsgeschwindigkeit der Traverse übergeht (vergl. Kapitel III.4). Die Hubfunktionen mit Probe zeigen einen S-förmigen Verlauf, welcher sich vermutlich aus einer fortlaufenden geometrischen Änderung der Kontaktflächen zwischen Gesenk und Probe und einer zunehmenden Gesenkkraft während der Biegung ergibt. In Bild 133 ist neben den Hubfunktionen der jeweilige, nach Gleichung (29) berechnete, geometrische Traversenhub H_{geo} als waagrechte Grenzlinien eingezeichnet. Bei einem Vergleich zeigt sich, dass die gemessenen Funktionen höheren Werten zustreben, als diese von der geometrischen Betrachtung her zu erwarten waren. Diese Differenzen zwischen dem geometrischen Traversenhub H_{geo} und dem realen Traversenhub können durch zwei Einflüsse erklärt werden:

- 1.) Der Probenwerkstoff wird unter dem Gesenk, wenn die Probe bereits flächig an der Matrize anliegt, durch die anhaltende Krafteinwirkung sehr stark plastisch verformt. Dadurch kommt es zu einem „Eintauchen“ des Gesenks in das Probenmaterial.
- 2.) Die MVT-1 Anlage weist eine begrenzte Steifigkeit auf. Es ist also davon auszugehen, dass ein Teil des gemessenen Traversenhubwegs auf die Nachgiebigkeit der MVT-1 Anlage zurückzuführen ist.

Wird jedoch der geometrische Hubweg als Grenze bis zur vollständigen Probenbiegung angenommen, lassen sich die bis zur vollständigen Biegung benötigten Zeitspannen $\Delta t(\epsilon_{tot})$

ermitteln. So kann Bild 133 entnommen werden, dass zur Erreichung einer Biegedehnung ε_{tot} von 2% eine Zeit von 0,91 s benötigt wird.

Nach Gleichung (31) lassen sich aus H_{geo} und $\Delta t(\varepsilon_{\text{tot}})$ für alle Standardbiegedehnungen die durchschnittlichen Traversenhubgeschwindigkeiten $v_{\text{trav,lin}}$ bis zum Erreichen des geometrischen Biegehubs berechnen. Diese sind zusammen mit den Werten für $\Delta t(\varepsilon_{\text{tot}})$ in Tabelle 18 den Gesenkradien gegenübergestellt. Es zeigt sich, dass der Einfluss der Biegedehnung ε_{tot} auf die durchschnittlichen Traversenhubgeschwindigkeiten gering ist, da die relativen Abweichungen nur maximal 5% betragen.

$$v_{\text{trav,lin}} = \frac{H_{\text{geo}}}{\Delta t(\varepsilon_{\text{tot}})} \quad (31)$$

Es kann somit festgestellt werden, dass die Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-1 Anlage im Vareststraint-Modus (Standardprüfmodus) konstant und unabhängig von der Biegedehnung ist. Aus den ermittelten Werten für $v_{\text{trav,lin}}$ wurde der arithmetische Mittelwert für die Traversenhubgeschwindigkeit $\langle v_{\text{trav,lin}} \rangle$ mit 1,9 mm/s berechnet (Tabelle 18).

Tabelle 18: Durchschnittliche Traversenhubgeschwindigkeit $v_{\text{trav,lin}}$ für die Standardbiegedehnungen

ε_{tot}	$\Delta t(\varepsilon_{\text{tot}})$ [s]	$v_{\text{trav,lin}}$ [mm/s]	$\langle v_{\text{trav,lin}} \rangle$ [mm/s]
4%	1,46	1,9	1,9
2%	0,91	1,9	
1%	0,49	1,8	

IV.6.3 Äquivalente Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage

Zur Berechnung der äquivalenten Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage und damit zur Übertragung der Standardtestbedingungen der MVT-1 auf die MVT-2 Anlage wurde Gleichung (32) verwendet, welche sich folgendermaßen darstellen lässt:

Aus den unterschiedlichen Gesenkbreiten und Gesenkradien der MVT-1 und MVT-2 Anlage berechnen sich unterschiedliche Hubwege bis zur Vollendung einer Biegung. Die verschiedenen Hubwege der MVT-1 und MVT-2 Anlage können Tabelle 17 entnommen werden. Das Verhältnis aus dem Hubweg der MVT-1 Anlage $H(\text{MVT1})_{\text{geo}}$ und der MVT-2 Anlage $H(\text{MVT2})_{\text{geo}}$ entspricht somit einem Faktor, der multipliziert mit der Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-1 Anlage die gesuchte äquivalente Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage ergibt.

$$v_{\text{trav,äqu}} = v(\text{MVT1})_{\text{trav,lin}} \cdot \frac{H(\text{MVT2})_{\text{geo}}}{H(\text{MVT1})_{\text{geo}}} \quad (32)$$

Aus Gleichung (32) folgt, dass sich die äquivalente Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage proportional zum Verhältnis der Hubwege und zur Standardtraversenhubgeschwindigkeit der MVT-1 Anlage verhält.

Als Standardtraversenhubgeschwindigkeit der MVT-1 Anlage wurde der in Kapitel IV.6.2 bestimmte, arithmetische Mittelwert der Traversenhubgeschwindigkeiten mit $\langle v_{\text{trav,lin}} \rangle = 1,9 \text{ mm/s}$ in Gleichung (32) eingesetzt.

Tabelle 19: Äquivalente Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage für die Standardprüfdehnungen

Standardprüfdehnung ϵ_{tot}	$\frac{H(\text{MVT}2)_{\text{geo,var e}}}{H(\text{MVT}1)_{\text{geo,var e}}}$	$v_{\text{trav,äqu}}$ [mm/s]
4%	0,41	0,8
2%	0,35	0,6
1%	0,33	0,6

Die Werte für die äquivalente Traversenhubgeschwindigkeit $v_{\text{trav,äqu}}$ in Abhängigkeit der Standardprüfdehnungen ϵ_{tot} können Tabelle 19 entnommen werden. Es ergeben sich für die Standardprüfdehnungen 1% und 2%, verglichen mit der Standardprüfdehnung von 4%, unterschiedliche äquivalente Traversenhubgeschwindigkeiten. Die Unterschiede resultieren aus der Breite der MVT-1 Gesenke $G_{\text{V, var e}}$, welche bei der Standardprüfdehnung von 4% mit 56 mm um 4 mm geringer ist als für die beiden anderen Standardprüfdehnungen.

Zur experimentellen Überprüfung der äquivalenten Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage wurden Versuche im Vareststraint-Modus bei 1% und 4% Gesamtdehnung durchgeführt. Für die Versuche wurde die Legierung Alloy 602 CA in Verbindung mit dem Schutzgas Ar 4.8 und Ar + 1% N₂ eingesetzt. Aus den Versuchen mit der MVT-1 Anlage in Verbindung mit dem in Kapitel III.2 vorgestellten MVT-Diagramm ist bekannt, dass bei Verwendung des Schutzgases Ar 4.8 die Gesamtrisslänge in Sektor 2 und bei Verwendung des Schutzgases Ar + 1% N₂ in Sektor 1 liegt.

Zur Überprüfung der äquivalenten Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage wurde die Traversenhubgeschwindigkeit v_{trav} der MVT-2 Anlage in einer Versuchsserie in kleinen Schritten zwischen 0,6 mm/s und 1,4 mm/s variiert.

Bild 134 zeigt den Graphen für die Gesamtrisslänge (TCL) und Gesamtrissanzahl (TCN) im untersuchten Traversenhubgeschwindigkeitsintervall. In das Diagramm ist die Grenzlinie der Sektorenteilung (Sektorgerade 1), welche einem Gesamtrisslängenwert von 7,5 mm entspricht, eingezeichnet. Im Gegensatz zum herkömmlichen MVT-Diagramm verläuft diese Grenzlinie waagrecht, da für diese Versuche die Traversenhubgeschwindigkeit variiert wurde, während die Gesamtdehnung ϵ_{tot} immer 1% betrug. Für die untersuchten Traversenhubgeschwindigkeiten zwischen 0,6 mm und 1,4 mm wurden Gesamtrisslängenwerte (TCL) zwischen 2,4 mm und 7,8 mm gemessen. Bis auf den Gesamtrisslängenwert $\text{TCL} = 7,8 \text{ mm}$, der bei einer Traversenhubgeschwindigkeit v_{trav} von 1 mm/s auftrat, befinden sich alle anderen Werte innerhalb des Sektors 2. Bei Verwendung des Schutzgases

Ar + 1% N₂ konnte nach den Versuchen bei keiner der untersuchten Traversenhubgeschwindigkeiten Heißrisse auf der Probenoberfläche festgestellt werden.

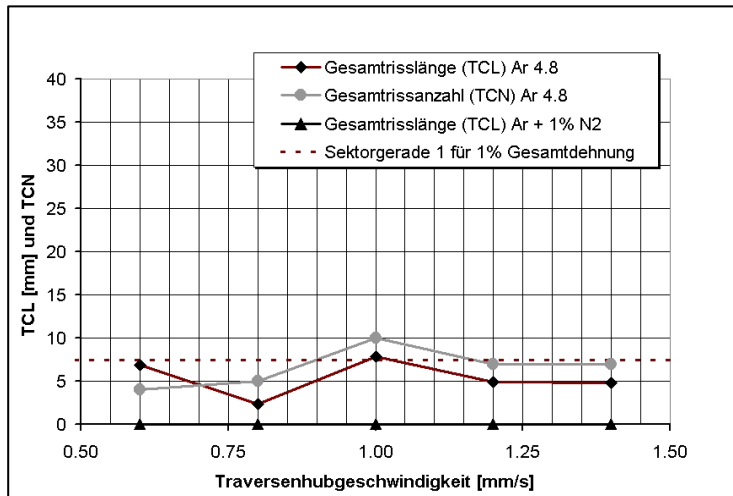


Bild 134: Gesamtrisslänge (TCL) und Gesamtrissanzahl (TCN) in Abhängigkeit der Traversenhubgeschwindigkeit für eine Gesamtdehnung $\epsilon_{tot} = 1\%$

Der Werkstoff Alloy 602 CA würde somit gemäß den Ergebnissen der MVT-2 Untersuchungen und dem MVT-Diagramm nach DVS-Merkblatt 1004-2 [35] bei einer Gesamtdehnung von 1% in Verbindung mit dem Schutzgas Ar + 1% N₂ als „heißrisssicher“ und in Verbindung mit dem Schutzgas Ar 4.8 als Werkstoff mit „zunehmender Heißrisseignung“ bzw. als „heißrissegefährdet“ klassifiziert werden. Dieses Ergebnis entspricht bis auf den Versuch mit einer Traversenhubgeschwindigkeit von 1 mm/s dem Resultat der MVT-1 Anlage (vergl. Kapitel III.2). Auffallend ist, dass die Werte für die Gesamtrisslänge und –anzahl nur eine geringe Abhängigkeit von der Traversenhubgeschwindigkeit im untersuchten Intervall aufwiesen. Allerdings wurde eine große Spannweite der Ergebnisse (TCL = 5,1 mm \pm 2,7 mm und TCN = 7 \pm 3) festgestellt.

Bild 135 zeigt analog zu Bild 134 die Ergebnisse für eine Biegedehnung ϵ_{tot} von 4%. In diesem Fall sind im MVT Diagramm zwei Sektorengrenzen, welche als Sektorgerade 1 und Sektorgerade 2 bezeichnet werden, zu berücksichtigen.

Die Ergebnisse zeigen, dass bei Verwendung von Ar 4.8 als Schutzgas die gemessenen Gesamtrisslängen mit Ausnahme des Versuchs mit einer Traversenhubgeschwindigkeit von 1,2 mm/s alle in Sektor 2 liegen. Bei Verwendung von Ar + 1% N₂ liegen die gemessenen Gesamtrisslängen im untersuchten Traversenhubgeschwindigkeitsintervall alle in Sektor 1. Die Graphen für die Gesamtrisslänge und –anzahl zeigen bei Verwendung von Ar + 1% N₂ keine tendenzielle Abhängigkeit von der Traversenhubgeschwindigkeit im untersuchten Intervall. So liegen alle gemessenen Gesamtrisslängen TCL zwischen 0,0 mm bis 4,8 mm und die Werte für die Gesamtrissanzahl TCN zwischen 0 bis 5. Bei Verwendung des

Schutzgases Ar 4.8 zeigen die TCL und TCN Graphen ebenfalls keine tendenzielle Abhängigkeit von der Traversenhubgeschwindigkeit, jedoch ist die Spannweite der Werte für TCL = 25 mm ± 5,7 mm und TCN = 30 ± 7 ebenfalls hoch.

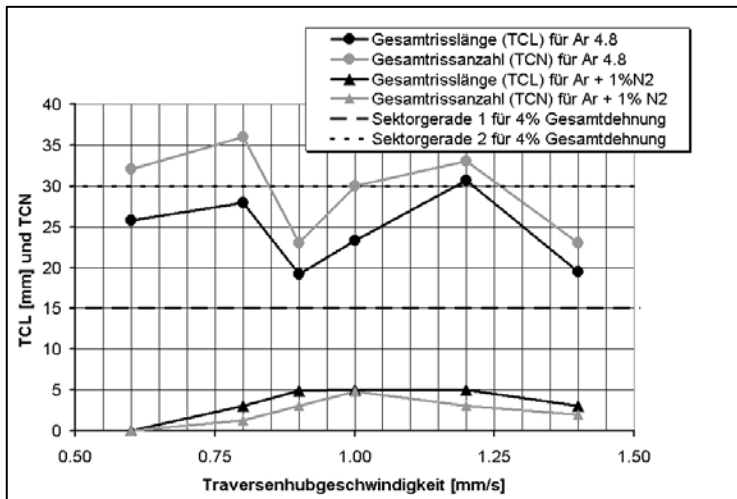


Bild 135: Gesamtrisslänge (TCL) und Gesamtrissanzahl (TCN) in Abhängigkeit der Traversenhubgeschwindigkeit für eine Gesamtdehnung $\epsilon_{\text{tot}} = 4\%$

Die gemessenen Gesamtrisslängen für den Alloy 602 CA in Verbindung mit den Schutzgasen Ar 4.8 und Ar + 1% N₂ stimmen bis auf den Versuch mit einer Traversenhubgeschwindigkeit von 1,2 mm/s mit den Ergebnissen der MVT-1 Anlage überein (vergl. Kapitel III.2).

Es bleibt somit festzuhalten, dass keine tendenzielle Abhängigkeit der TCL und TCN-Graphen von der Traversenhubgeschwindigkeit im untersuchten Intervall zu beobachten war. Die analytischen Berechnungen ergaben, dass die äquivalente Traversenhubgeschwindigkeit in Abhängigkeit von verwendeten Gesenkradius entweder 0,6 mm/s oder 0,8 mm/s beträgt. Die Ergebnisse der Vergleichsuntersuchung bei einer Traversenhubgeschwindigkeit von 0,8 mm/s entsprechen ohne Ausnahme denen der MVT-1 Anlage, so dass nach den Ergebnissen der Untersuchungen künftig zur Durchführung von Standard MVT-Versuchen mit der MVT-2 Anlage folgender Wert als äquivalente Traversenhubgeschwindigkeit $v_{\text{trav,äqu}}$ verwendet werden sollte:

$$v_{\text{trav,äqu}} = 0,8 \text{ mm/s}$$

V Weiterführende Untersuchungsmöglichkeiten zur Übertragbarkeit von Heißrisstests

Die bisherigen Untersuchungen ergaben, dass eine Übertragbarkeit von Heißrisstestergebnissen durch die Berücksichtigung lokaler Dehnungen und Dehngeschwindigkeiten für das WIG-Schweißverfahren zu erreichen ist. Ein künftiges Ziel kann beispielsweise darin bestehen, die kritischen thermomechanischen Dehngeschwindigkeiten auch systematisch im Zusammenhang mit Hochleistungsschweißverfahren, wie zum Beispiel dem Laserstrahlschweißverfahren, zu bestimmen. Dadurch können verfahrenstypische Einflüsse auf die Heißrisstentstehung, die zum Beispiel bei einem kinetisch bedingten Erstarrungswechsel von primär ferritisch zu primär austenitisch vorliegen, wesentlich genauer quantifiziert werden.

Als ein erster Schritt dahin wurde die mechanische Probenbeanspruchung im laserspezifischen Heißrisstest untersucht und eine äquivalente mechanische Probenbeanspruchung im MVT-2 Test berechnet. Zur Erläuterung der Versuchsdurchführung beim laserspezifischen Heißrisstest sei an dieser Stelle auf Kapitel II.7.2.4 verwiesen.

V.1 Numerische Simulation der mechanischen Probendeformation im laserspezifischen Heißrisstest

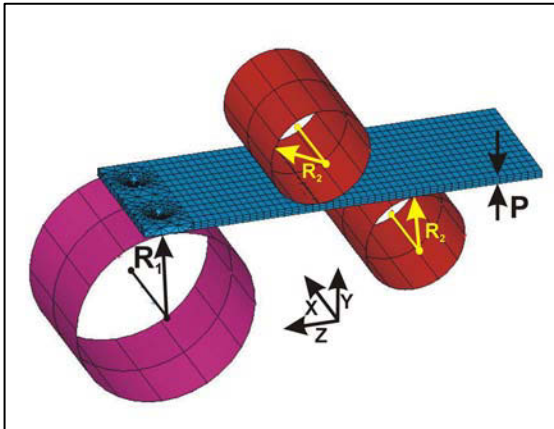
Für die numerische Berechnung der Probendeformation im laserspezifischen Heißrisstest mussten die relevanten Bauteile zunächst in ein finites Modell transferiert werden (Bild 136). Wesentlich für die Probenbeanspruchung sind der Biegedorn und die zwei Widerlagerwalzen. Für diese insgesamt drei rotationssymmetrischen Körper konnten in der FEM-Software Ansys® zylinderförmige Target170-Elemente eingesetzt werden. Bei der Verwendung des Elementtyps Target170 ergeben sich hinsichtlich des Berechnungsaufwands Vorteile, da das gesamte Zylindervolumen von einem einzigen, unendlich starren Element repräsentiert wird.

Zur Diskretisierung des Probenkörpers wurden Solid45 Elemente eingesetzt. Die zwei Schrauben, mit welchen eine Probe an den Biegedorn befestigt wird, wurden im Modell durch zwei kegelförmige Target170 Elemente vergleichbarer Größe substituiert. Die Kontaktbedingungen zwischen Probe und den Widerlager-/Biegedornwalzen wurden berücksichtigt, indem die Ober- und Unterseite der Probe mit Contac49 Elementen überzogen wurden. Da die Widerlagerwalzen des laserspezifischen Heißrisstests drehbar gelagert sind, wurde die Reibung zwischen diesen und der Probe in den numerischen Simulationen vernachlässigt.

Um das Aufwickeln der Probe um den Biegedorn zu simulieren, wurden die kegelförmigen Targetelemente, welche den Schrauben des realen Tests entsprechen, mit einer Schrittweite von $1,5^\circ$ pro Lastschritt bis zu einem Winkel von 60° konzentrisch um den Biegedorn herumgeführt. Da beim laserspezifischen Heißrisstest der gesamte Biegedorn rotiert und

Weiterführende Untersuchungsmöglichkeiten zur Übertragbarkeit von Heißrisstests

somit keine signifikante Relativbewegung zwischen Probeunterseite und der Oberfläche des Biegedorns auftritt, wurde in der Simulation der Wert für die Reibung zwischen diesen beiden Kontaktflächen ebenfalls auf Null gesetzt. Die Geometriedaten des Modells wurden im APDL-Programm dahingehend parametrisiert, dass dieses für alle untersuchten Biegedornradien/Probendickenkombinationen (vergl. Bild 47) verwendet werden konnte.



- R_1 Biegedornradius
- R_2 Radius der Widerlagerrollen
- P Probendicke

Bild 136: Numerisches Modell des laserspezifischen Heißrisstests

Das Maß, welches zur Quantifizierung der mechanischen Probenbeanspruchung im laserspezifischen Heißrisstest benötigt wird, stellt die mechanische Dehngeschwindigkeit auf der Probenoberfläche beim Aufwickeln auf den Biegedorn dar. Bild 137 zeigt exemplarisch die Dehnungsverteilung einer 3 mm dicken Probe nach einer Drehung des Biegedorns um 38° bzw. um 75° .

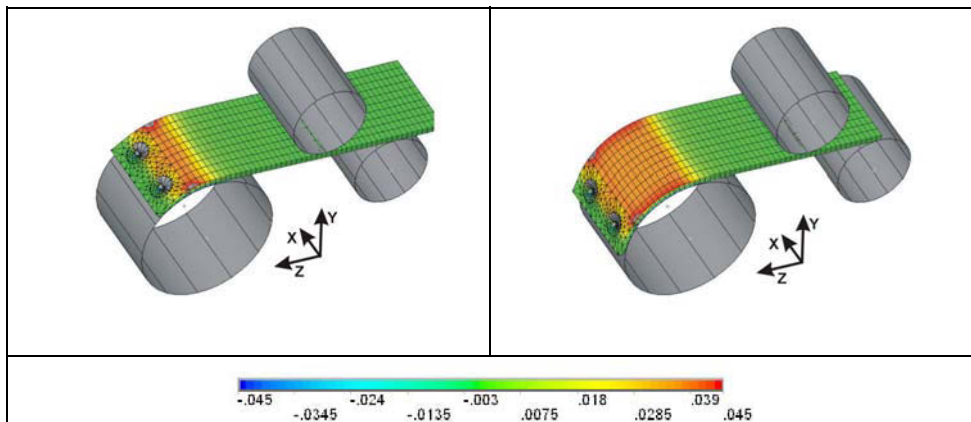


Bild 137: Dehnungsverteilung in z-Richtung nach 38° (links) und nach 75° (rechts) Drehung mit einem Biegedornradius R_1 von 36 mm

Anhand der simulierten Dehnungsverteilung wird deutlich, dass der gesamte Dehnungsanstieg ausschließlich innerhalb einer schmalen Zone entlang der z-Koordinate aufgebracht wird.

Die Dehngeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_{mech}$ einer Probe im laserspezifischen Heißrisstest hängt von der Dehnungsverteilung und der Rotationsgeschwindigkeit der Biegedornwalze ab. Daher wurde in den numerischen Simulationen zunächst die Dehnung auf der Probenoberfläche in Abhängigkeit des zurückgelegten Wegs berechnet. Hierfür wurden die in Kapitel III.3.1.2 vorgestellten Materialkennwerte des Alloy 602 CA verwendet.

Bild 138 zeigt die Dehnungsverteilungen in z-Richtung (Probenlängsrichtung) auf der Probenoberfläche in Abhängigkeit vom Biegedornabstand für die Probendicken 2 mm und 3 mm in Kombination mit den drei zur Verfügung stehenden Biegedornradien. Zur Validierung der numerischen Simulationen wurde auf eine Probe des Alloy 602 CA mit einer Dicke von 3 mm ein Dehnungsmessstreifen (Typ 120LY41 von HBM) appliziert und diese im laserspezifischen Heißrisstest um den Biegedorn mit dem Radius $R = 36$ mm gewickelt. Aus der bei der Messung verwendeten Winkelgeschwindigkeit ($\omega_v = 0,05$ /s) und dem Abstand der Probenoberfläche zur Achse des Biegedorns ($R_1 + P = 39$ mm) wurde die Geschwindigkeit, mit welcher der Dehnungsmessstreifen um den Biegedorn bewegt wurde, mit einem Wert von 1,95 mm/s bestimmt. Da die Dehnung zusammen mit der Zeit aufgezeichnet wurde, konnte in Verbindung mit der Geschwindigkeit die Dehnung in Abhängigkeit des zurückgelegten Wegs berechnet werden. Der gemessene Dehnungsverlauf ist zusammen mit den simulierten Dehnungen in Bild 138 dargestellt.

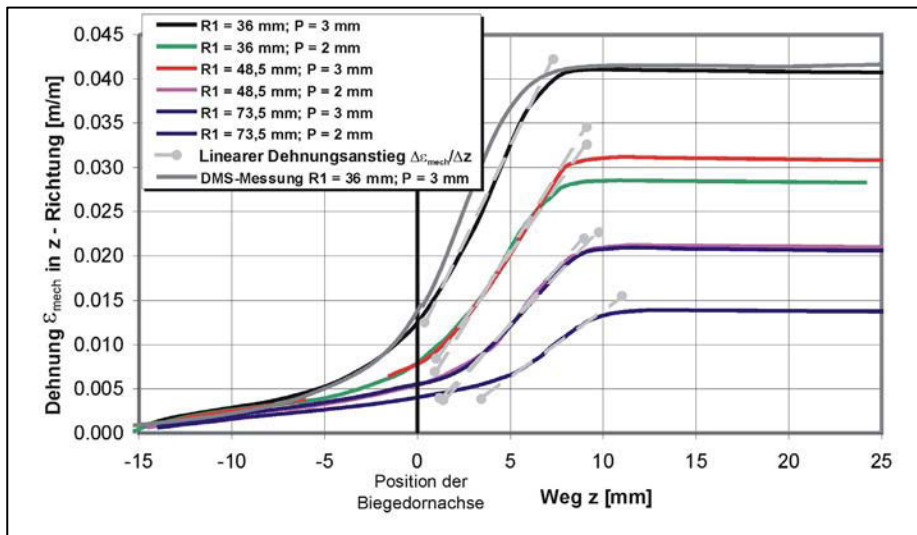


Bild 138: Dehnungsverlauf in Abhängigkeit von der Probendicke P und des Biegedornradius R_1

Aus dem Vergleich zwischen Messung und numerischer Simulation ($R = 36$ mm, $P = 3$ mm) konnte eine Abweichung bestimmt werden, die mit kleiner 0,006 m/m gering ausfällt.

Anhand der Dehnungen in Abhängigkeit des zurückgelegten Wegs in Bild 138 zeigt sich, dass für alle Probendicken/Radienkombinationen der eigentliche Hauptdehnungsanstieg erst hinter der Drehachse des Biegedorns erfolgt. Diese unerwartet asymmetrische Dehnungsverteilung wird durch eine S-förmige Verformung der Probe vor der Biegedornachse verursacht. Ein beliebiger Punkt auf der Unterseite des Probenblechs berührt somit erst nach dem Passieren der Biegedornachse die Oberfläche des Biegedorns und erst ab dieser Stelle tritt der eigentliche Hauptdehnungsanstieg ein.

Aus den numerisch berechneten Dehnungen in Abhängigkeit des zurückgelegten Wegs (Bild 138) wurden die Dehnungsanstiege im linearen Bereich der Funktionen ($\Delta\varepsilon_{mech}/\Delta z$) grafisch ermittelt. Die jeweiligen Werte für ($\Delta\varepsilon_{mech}/\Delta z$) in Abhängigkeit der Probendicke und des Radius R_1 können Tabelle 20 entnommen werden.

Tabelle 20: Dehnungsanstieg bei maximaler Motordrehzahl des LSHRT in Abhängigkeit von dem Radius und der Probendicke

Radius R_1 [mm]	Probendicke P [mm]	Dehnungsanstieg $\Delta\varepsilon_{mech}/\Delta z$ [1/mm]	Dehngeschwindigkeit [%/s] (bei max. Motordrehzahl)
36,0	2	0,0030	8,2
	3	0,0043	12,2
48,5	2	0,0022	8,0
	3	0,0034	12,6
73,5	2	0,0015	8,4
	3	0,0024	13,3

Zur Berechnung der Dehngeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_{mech}$ aus den Werten von $\Delta\varepsilon_{mech}/\Delta z$ wurde Gleichung (33) verwendet, welche folgendermaßen hergeleitet wurde:

Die Winkelgeschwindigkeit ω_v der Biegedornachse multipliziert mit dem Biegedornradius R_1 , addiert mit der Probendicke P, ergibt die Translationsgeschwindigkeit der Probenoberfläche. Aus dieser multipliziert mit dem Dehnungsanstieg pro Wegeinheit auf der Probenoberfläche berechnet sich die gesuchte Dehngeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_{mech}$.

Die Dehngeschwindigkeit verhält sich somit proportional zur Winkelgeschwindigkeit der Biegedornachse und des Dehnungsanstiegs in Abhängigkeit des zurückgelegten Wegs. Um die Dehngeschwindigkeiten $\dot{\varepsilon}_{mech}$ für verschiedene Biegedorn-/Blechedickenkombinationen vergleichen zu können, wurde die mit dem laserspezifischen Heißrisstest maximal erreichbare Winkelgeschwindigkeit $\omega_{v,max} = 0,726$ /s für ω_v in Gleichung (33) eingesetzt.

$$\dot{\varepsilon}_{mech} = \omega_v \cdot (R_1 + P) \cdot \frac{\Delta\varepsilon_{mech}}{\Delta z} \quad (33)$$

Bei einem Vergleich der maximalen Dehngeschwindigkeiten aus Tabelle 20 zeigt sich, dass der Biegedorndurchmesser nur einen geringen Einfluss auf die maximal erreichbare Dehngeschwindigkeit ausübt. Dieser Zusammenhang lässt sich damit erklären, dass sich der

höhere Dehnungsanstieg bei kleineren Biegedorndurchmessern mit einer entsprechend geringeren Translationsgeschwindigkeit (bezogen auf die Probenoberfläche und bei gleicher Winkelgeschwindigkeit) weitgehend kompensiert. Wesentlich stärker (zwischen 8,4% /s und 13,3% /s) wirkt sich dagegen eine Änderung der Blechdicke auf die maximal erreichbare Dehngeschwindigkeit aus. Werden demnach hohe Dehngeschwindigkeiten benötigt, ist eine Erhöhung der Blechdicke einem kleineren Biegedorndurchmesser vorzuziehen.

Zur Quantifizierung des Einflusses mechanisch-technologischer Materialkennwerte auf den Dehnungsanstieg wurde das Modell mit einem Biegedorndurchmesser von 36,5 mm und einer Probendicke von 3 mm verwendet. Es wurden vier verschiedene Legierungen ausgewählt, die sich in ihren mechanisch-technologischen Materialkennwerten grundlegend unterscheiden. Die jeweiligen Materialkennwerte wurden dem Datenblatt einer Herstellerfirma entnommen und entsprechen den Nickelbasislegierungen Alloy 617 [157] und Alloy 600 [158], der Eisen-Nickel Legierung Ni36 [159] und dem hochlegierten Stahl Alloy 800 [160]. Aus den in den Datenblättern angegebenen Werten für das E-Modul, $R_{p0,2}$, R_{p1} und R_m wurden für die numerischen Simulationen bilineare Spannungs-Dehnungsfunktionen der einzelnen Legierungen bestimmt.

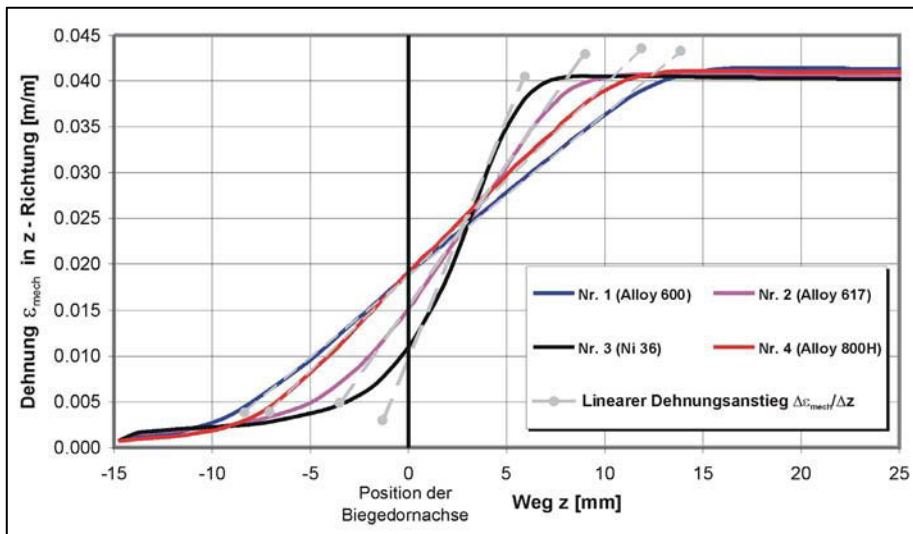


Bild 139: Dehnungsverlauf ϵ_{mech} in Abhängigkeit der Werkstoffkennwerte, $P = 3 \text{ mm}$, $R_1 = 36 \text{ mm}$

Die in den numerischen Simulationen benutzten Werte für das E-Modul, die Streckgrenze $R_{p0,2}$ und das Tangentialmodul, die zur vollständigen Beschreibung der bilinearen Spannungs-Dehnungsfunktionen benötigt werden, können Tabelle 21 entnommen werden. Die berechneten Dehnungsanstiege in Abhängigkeit von der Biegedornachse auf der Probenoberfläche sind in Bild 139 dargestellt.

Aus dem linearen Dehnungsanstieg wurde unter Verwendung von Gleichung (33) die Dehngeschwindigkeit bezogen auf die maximale Winkelgeschwindigkeit ($\omega_{v,max} = 0,726 /s$) berechnet. Die Ergebnisse können ebenfalls Tabelle 21 entnommen werden und zeigen, dass die maximal erreichbaren Dehngeschwindigkeiten eine signifikante Abhängigkeit von den mechanisch-technologischen Materialkennwerten aufweisen. Während für den Alloy 600 mit 5,0% /s die geringste maximal mögliche Dehngeschwindigkeit berechnet wurde, ist die maximal mögliche Dehngeschwindigkeit für Ni36 mit 14,6% /s am größten.

Dies zeigt, dass eine zunehmende Steifigkeit des Probenwerkstoffs eine stärker ausgeprägte S-förmige Verformung der Probe zwischen der Achse des Biegedorns und der Widerlagerwalze hervorruft. Je ausgeprägter diese Verformung ist, desto geringer ist der Dehnungsanstieg in Abhängigkeit vom zurückgelegten Weg und damit die maximal mögliche Dehngeschwindigkeit.

Tabelle 21: Dehnungsanstieg im LSHRT in Abhängigkeit der Werkstoffkennwerte

Bez.	E-Modul [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	Tangentialmodul [MPa]	Werkstoffkennwerte in Anlehnung an	Dehnungsanstieg $\Delta\epsilon_{mech}/\Delta Z$ [1 / mm]	$\dot{\epsilon}_{mech}$ [% / s] (bei max. Motordrehzahl)
Nr. 1	212	350	3750	Alloy 617	0,0030	8,6
Nr. 2	214	240	7500	Alloy 600	0,0018	5,0
Nr. 3	143	270	1250	Ni36	0,0052	14,6
Nr. 4	194	170	3750	Alloy 800H	0,0021	5,9

Daraus folgt, dass die Dehngeschwindigkeit einer Probe im laserspezifischen Heißrisstest signifikant von den mechanisch-technologischen Materialkennwerten abhängt. Dieser Zusammenhang muss künftig bei einer Versuchsdurchführung hinreichend berücksichtigt werden.

V.2 Übertragbarkeit der Probenbeanspruchung zum MVT-2 Test

Beim laserspezifischen Heißrisstest wird eine Prüfnahat erzeugt, die je nach Verhältnis zwischen Schweißgeschwindigkeit und Translationsgeschwindigkeit der Probe schräg über die Probenoberfläche verläuft. Wenn die Schweißgeschwindigkeit jedoch wesentlich größer ist als die Translationsgeschwindigkeit der Probe ($v_s \gg \omega_v \cdot (R_1 + P)$), kann die Beanspruchung näherungsweise ausschließlich quer zur Schweißrichtung angenommen werden. Damit entspricht die Richtung der Probenbeanspruchung im laserspezifischen Heißrisstest der des Transvarestraint-Modus vom MVT-Test.

Mit Gleichung (18) und (33) können jeweils der mechanische Dehnungsanstieg für den MVT-Test und den laserspezifischen Heißrisstest in Abhängigkeit der Traversenhubgeschwindigkeit bzw. der Winkelgeschwindigkeit quer zur Schweißrichtung berechnet werden. Diese können somit gleichgesetzt werden, woraus Gleichung (34) folgt.

$$v_{trav} \approx \frac{\omega_v \cdot \left(\frac{\Delta \varepsilon_{mech}}{\Delta Z} \right)_{LSHRT} \cdot (R_1 + P)}{\left(\frac{\Delta \varepsilon}{\Delta H} \right)_{MVT}} \quad (34)$$

Mit Hilfe von Gleichung (34) lässt sich die Traversenhubgeschwindigkeit v_{trav} für den MVT-2 Test berechnen, die zum gleichen mechanischen Dehnungsanstieg quer zur Schweißrichtung auf einer Probenoberfläche führt wie eine beliebige Winkelgeschwindigkeit ω_v des laserspezifischen Heißrisstests. Wie in Kapitel zuvor gezeigt werden konnte, ist jedoch zu beachten, dass der Quotient $(\Delta \varepsilon_{mech}/\Delta Z)_{LSHRT}$ von den mechanisch-technologischen Eigenschaften eines Werkstoffs abhängt.

Werden beispielsweise in Gleichung (34) die entsprechenden Werte für die Legierung Alloy 602 CA eingesetzt, kann die Traversenhubgeschwindigkeit v_{trav} in Abhängigkeit der Winkelgeschwindigkeit ω_v dargestellt werden (Bild 140).

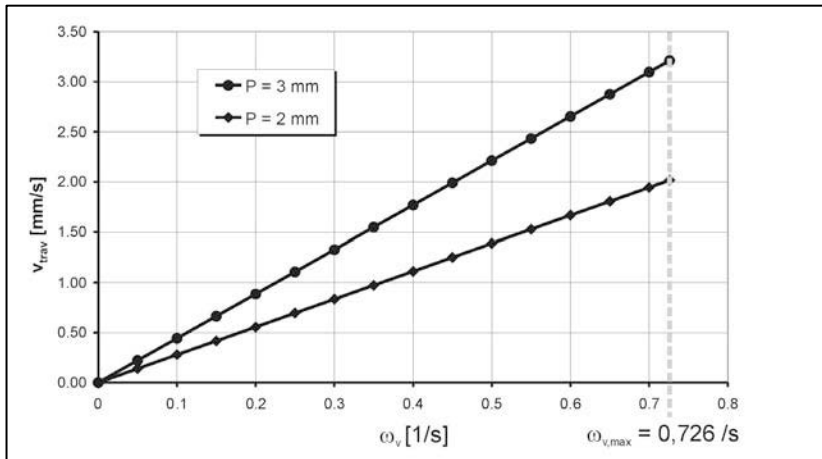


Bild 140: Traversenhubgeschwindigkeit des MVT-2 Tests in Abhängigkeit von der Winkelgeschwindigkeiten des laserspezifischen Heißrisstests für Probendicke $P = 3$ mm und $P = 2$ mm, Alloy 602 CA, $\varepsilon_{tot} = 2\%$

Wie aus Bild 140 hervorgeht, entspricht die maximale Winkelgeschwindigkeit des laserspezifischen Heißrisstests $\omega_{v,max} = 0,726$ /s bei einer Probendicke von $P = 3$ mm nur einer Traversenhubgeschwindigkeit v_{trav} von 3,2 mm/s im MVT-2 Test. Bei einer Probendicke von $P = 2$ mm verringert sich v_{trav} auf 2,0 mm/s. Bezogen auf die maximale Traversenhubgeschwindigkeit von 20 mm/s für eine Standardprobe im MVT-2 Test ist die maximal erreichbare Dehngeschwindigkeit einer 3 mm dicken Alloy 602 CA Probe im laserspezifischen Heißrisstests somit um einen Faktor von ca. 6 geringer.

Es zeigt sich somit, dass mit Hilfe numerischer Simulationen auch eine Übertragbarkeit der mechanischen Probenbeanspruchung vom laserspezifischen Heißrisstest zum MVT-2 Test

möglich ist. Es können somit künftig mit Hilfe von Gleichung (34) Untersuchungen mit dem laserspezifischen Heißrisstest unter Anwendung einer mechanischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit durchgeführt werden, welche beispielsweise der Standardprobenbeanspruchungsgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage ($v_{\text{trav,äqu}} = 0,8 \text{ mm/s}$, vergl. Kapitel IV.6.3) entspricht. Obwohl in weiterführenden Untersuchungen der Einfluss der Thermomechanik und der Wärmeverteilung beim laserspezifischen Heißrisstest zur Bestimmung lokaler kritischer Dehngeschwindigkeiten berücksichtigt werden sollte, können die Ergebnisse bereits jetzt einen wichtigen Beitrag in der Diskussion um die Standardisierung von Heißrisstests leisten.

VI Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Grundvoraussetzung zur Gewährleistung der Erstarrungsrisssicherheit beim Schweißen ist die genaue Kenntnis der Mechanismen, die zu einem Erstarrungsrisss führen. Erst wenn diese aufgeklärt sind, können die metallurgischen und thermomechanischen Einflüsse hinreichend quantifiziert werden. Wie die Literaturlauswertung zeigte, stellt das Erstarrungsrissskriterium von Prokhorov [93][94] in dieser Hinsicht einen guten Ansatzpunkt dar. Jedoch bleiben die Mechanismen der Erstarrungsrisssentstehung unberücksichtigt und es wird lediglich ein Zusammenhang zwischen der Temperatur und einem „spröden“ Werkstoffverhalten gezeigt. Im Gegensatz dazu werden im ROF-ROS Modell [95] oder im RDG-Erstarrungsrissskriterium [15] metallurgische Zusammenhänge berücksichtigt, jedoch können diese Modelle nur unter sehr speziellen Bedingungen eingesetzt werden.

Daher wurde im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen zunächst ein Schwerpunkt auf die Weiterentwicklung der Erstarrungsrisssmodelle gelegt und ein „kombiniertes Erstarrungsrisssmodell“ entwickelt (Kapitel IV.1). Mit Hilfe von Hochgeschwindigkeits-Videoaufnahmen konnte in diesem Zusammenhang bestätigt werden, dass eine erstarrungsrissskritische Grenztemperatur T_{ER} tatsächlich existiert, an welcher das Erstarrungsrissswachstum gestoppt wird (Kapitel IV.1.2). Eine wesentliche Aussage des kombinierten Erstarrungsrisssmodells hierzu ist, dass die kritische lokale Dehngeschwindigkeit und die erstarrungsrissskritische Grenztemperatur prinzipiell unabhängig voneinander sind, und diese mit unterschiedlichen Versuchskonzepten ermittelt werden müssen. So ist zur Bestimmung der erstarrungsrissskritischen Grenztemperatur zunächst die Messung der gesättigten Erstarrungsrissslänge L_{sat} mit Hilfe schneller (instantaner) Probenbeanspruchungen notwendig. Zur Bestimmung der kritischen lokalen Dehngeschwindigkeit hingegen muss in einem ersten Schritt die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit, bei der gerade noch keine Erstarrungsrisssbildung einsetzt, bestimmt werden (Kapitel IV.1.3). Um Versuche mit der dafür notwendigen Präzision durchführen zu können, wurde die MVT-2 Anlage steuer- und regelungstechnisch überarbeitet (Kapitel III.5).

Zur Quantifizierung der erstarrungsrissskritischen Grenztemperatur T_{ER} muss die gesättigte Erstarrungsrissslänge auf die Temperaturverteilung zum Zeitpunkt der schnellen Beanspruchung bezogen werden. Daher muss die Temperaturverteilung in unmittelbarer Umgebung eines Schmelzbades bekannt sein. Jedoch ergab die Literaturlauswertung, dass dieses mit Hilfe numerischer Simulationen unter Einsatz der etablierten Energieverteilungsmodelle beim Lichtbogenschweißen kaum zu erreichen ist (Bild 20).

Daher wurde eine neue Methode entwickelt, bei der die Schmelzbadgeometrie aus Querschliffen und dem Endkrater rekonstruiert und die Schmelzbadgeometrie als analytische dreidimensionale Funktion in den numerischen Simulationen berücksichtigt werden konnte (Kapitel IV.2.1). Die Vergleiche zwischen numerischen Simulationen mit den gemessenen Temperaturverteilungen zeigten eine hohe Übereinstimmung insbesondere in den für die Heißrisssbildung relevanten hohen Temperaturbereichen (Kapitel IV.2.4).

Aus den durchgeführten Untersuchungen mit der Legierung Alloy 602 CA ergeben sich als Schlussfolgerungen:

- 1.) Mit Hilfe der MVT-2 Anlage wurden die gesättigten Erstarrungsrisslänge L_{sat} für vier verschiedene Schweißparametersätze ermittelt. Anhand der gesättigten Erstarrungsrisslängen ließ sich der signifikanter Einfluss des Schutzgases Ar 4.8 und Ar + 1% N₂ auf die Heißrissresistenz des Alloy 602 CA bestätigen (Bild 89 und Bild 90). Es wurde jedoch gleichzeitig eine große Abhängigkeit zu den jeweils verwendeten Schweißparametern gemessen, so dass die gesättigte Erstarrungsrisslänge L_{sat} kein genereller Parameter zur Quantifizierung der Heißrissresistenz eines Werkstoffs darstellt.
- 2.) Es existiert eine erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} , unterhalb derer keine Erstarrungsrisse auftreten. Die Bestimmung von T_{ER} ergab, dass die Legierung Alloy 602 CA bei Verwendung des Schutzgases Ar 4.8 eine gemittelte erstarrungsrisskritische Grenztemperatur $\langle T_{\text{ER}} \rangle$ von 1195 °C aufweist. Bei Verwendung von Ar + 1% N₂ lag dieser Wert bei 1271 °C. Die heißrissresistenz erhöhende Wirkung des Stickstoffs lässt sich somit mit Hilfe von $\langle T_{\text{ER}} \rangle$ deutlich nachweisen (Tabelle 13). Mit zunehmender Streckenenergie E_{S} steigt die erstarrungsrisskritische Grenztemperatur signifikant an und nähert sich vermutlich bei sehr hohen Streckenenergien der Solidustemperatur T_{sol} eines Werkstoffs an $T_{\text{ER}}(E_{\text{S}} \uparrow) \rightarrow T_{\text{sol}}$ (Bild 98).
- 3.) Das erstarrungsrisskritische Temperaturintervall (ETI) in der Nähe der Symmetrielinie der Schweißnaht lässt sich unabhängig von der Beanspruchungsrichtung bestimmen und kann durch Grenzisothermen beschrieben werden (Bild 99 und Bild 100). Jedoch ist im Vareststraint-Modus eine höhere Biegedehnung ε_{tot} zur Sättigung der Erstarrungsrisslängen notwendig. Zudem werden in Transvareststraint-Versuchen hauptsächlich Mittenrisse erzeugt, weshalb diese zur Bestimmung gesättigter Erstarrungsrisslängen und des erstarrungsrisskritischen Temperaturintervalls deutlich besser geeignet sind als Vareststraint-Versuche.
- 4.) Die Verteilung von Erstarrungsrissen entlang der Schmelzbadgeometrie ist im Vareststraint-Modus abhängig von der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit. Die kritische lokale Beanspruchungsgeschwindigkeit nimmt entlang einer Schmelzbadgeometrie in Richtung der Symmetrielinie einer Schweißnaht ab (Bild 102). Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Ausdehnung der erstarrungsrisskritischen Grenzisotherme an dieser Stelle maximal ist. Dieser Zusammenhang sollte bei der Bestimmung kritischer lokaler Dehngeschwindigkeiten mit Hilfe der MISO-Methode [64][81] berücksichtigt werden.
- 5.) Mit allen untersuchten Heißrissparametern: Gesamtrisslänge (TCL), Gesamtrissanzahl (TCN), kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit ($v_{\text{trav,krit}}$) und durchschnittliche Erstarrungsrisslänge $\langle L_{\text{ER}} \rangle$ ließ sich mit jeder Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit sowohl im Vareststraint-Modus als auch im Transvareststraint-Modus der Schutzgaseinfluss auf die Heißrissresistenz der Legierung Alloy 602 CA qualitativ deutlich nachweisen (Tabelle 14). Jedoch weisen die Werte der Heißrissparame-

ter eine hohe Abhängigkeit von den eingesetzten Schweißparametern auf. Mit zunehmender Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit nimmt dieser Einfluss jedoch deutlich ab. Es sollte hinsichtlich der Standardisierung von Heißrisstests daher weiterführend untersucht werden, ob sich mit hohen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten eine quantitative Übertragbarkeit von Heißrisssparametern für die „fremdbeanspruchenden Heißrisstests mit Probenbeanspruchung durch Biegung“ ergibt.

- 6.) Die Abhängigkeit der kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{trav,krit}$ von den Schweißparametern ist im Transvarestraint-Modus (Bild 105) deutlich geringer als im Varestraint-Modus (Bild 106). Dieser Zusammenhang zeigt, dass für eine Übertragung der Erstarrungsrisssbildung auf Bauteilschweißungen nur eine Beanspruchung quer zur Schweißrichtung aussagekräftige Ergebnisse liefert.
- 7.) Die kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten für die Wiederaufschmelzrisse ließen sich durch die untersuchten Schutzgase nicht beeinflussen (Bild 107). Es besteht jedoch eine signifikante Abhängigkeit zur Schweißgeschwindigkeit. Die Tendenz zur Bildung von Wiederaufschmelzrisen wird demnach durch zunehmende Schweißgeschwindigkeiten verringert (Bild 108). Hinsichtlich der Vermeidung von Wiederaufschmelzrisen ist weiterführend zu überprüfen, ob dies auch für andere Werkstoffe gilt.
- 8.) Anhand eines Zwei-Zonen Modells zeigt sich, dass sich die globalen von den lokalen Dehnungen durch den Temperatureinfluss auf die mechanisch-technologischen Materialeigenschaften deutlich unterscheiden (Bild 113). Die Temperaturabhängigkeit des plastischen Anteils der Spannungs-Dehnungsfunktion übt mit Abstand den größten Einfluss auf die lokalen Dehnungen aus. Zudem tritt ein deutlicher Einfluss auf die lokalen Dehnungen auch durch die Kerbwirkung der jeweiligen Schmelzbadgeometrie auf. Hinsichtlich der Übertragbarkeit von Heißrisstests bedeutet dies, dass hierfür nur die lokale kritische Dehnung bzw. Dehngeschwindigkeit als probengeometrieunabhängige Parameter herangezogen werden kann.
- 9.) Anhand der numerischen Simulationen des MVT-2 Versuchs konnte festgestellt werden, dass das Einsetzen der Probenbeanspruchung zu keinem signifikanten Anstieg der mechanischen Spannungen im erstarrungsrissskritischen Temperaturintervall führt (Bild 114 und Bild 115). Die von [165] und [166] vorgeschlagenen spannungsbasierten Erstarrungsrissskriterien können somit zur Beschreibung der Erstarrungsrisssbildung beim Schweißen nicht herangezogen werden.
- 10.) Zwischen der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit v_{trav} , der globalen Dehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{glo}$ und der lokalen Dehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{lok,ges}$ im Transvarestraint-Modus des MVT-2 Tests besteht ein weitgehend proportionaler Zusammenhang (Tabelle 16). Eine Veränderung der globalen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit führt somit zu einer proportionalen Veränderung der lokalen Dehngeschwindigkeit. Daraus folgt, dass die kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit, im Gegensatz zu anderen Heißrisssparametern wie beispielsweise der Gesamt-

risslänge, die Erstarrungsrisssresistenz von Werkstoffen in einer weitgehend linearen und damit quantitativen Weise charakterisiert.

- 11.) Aus der kritischen Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit v_{trav} in Kombination mit numerischen Simulationen und der erstarrungsrissskritischen Grenztemperatur T_{ER} wurde mit $\dot{\varepsilon}_{\text{lok,ges}}^{\text{krit}} = 0,008 / \text{s}$ im Temperaturintervall $T \in (1145 \text{ }^\circ\text{C}, 1400 \text{ }^\circ\text{C})$ im Gegensatz zu anderweitigen Arbeiten ein Erstarrungsrissskriterium sowohl hinsichtlich der kritischen lokalen Dehngeschwindigkeit als auch hinsichtlich des erstarrungsrissskritischen Temperaturintervalls bestimmt (Kapitel IV.4.4.2).
- 12.) Das in Punkt 11 beschriebene Erstarrungsrissskriterium wurde auf den neu entwickelte Controlled Tensile Weldability Test (CTW-Test) angewendet. Es konnte unter Einsatz numerischer Simulationen zum CTW-Test berechnet werden, dass gemäß dem zuvor aufgestellten Erstarrungsrissskriterium die Erstarrungsrisssbildung erst bei einer Zuggeschwindigkeit von 0,04 mm/s einsetzt (Bild 130). Dies konnte experimentell bestätigt werden. In weiterführenden Untersuchungen sollte das Erstarrungsrissskriterium auch auf Bauteilschweißungen übertragen werden.
- 13.) Hinsichtlich der Übertragung der Standard-Versuchsbedingungen der MVT-1 auf die MVT-2 Anlage wurde eine äquivalente Traversenhubgeschwindigkeit für die MVT-2 Anlage mit $v_{\text{trav,äqu}} = 0,8 \text{ mm/s}$ analytisch berechnet. Diese äquivalente Traversenhubgeschwindigkeit konnte experimentell bestätigt werden (Bild 134 und Bild 135). Es sollte jedoch beachtet werden, dass MVT-Standardversuche nur eingeschränkte Quantifizierungsmöglichkeiten bieten und daher zu erweitern sind.
- 14.) Im Rahmen weiterführender Untersuchungsmöglichkeiten zur Übertragbarkeit von Heißrisstests wurden numerische Simulationen für die mechanische Probenbeanspruchung im laserspezifischen Heißrisstest durchgeführt.
 - Es konnte gezeigt hierbei werden, dass der Haupt-Dehnungsanstieg beim Aufwickeln der Probe erst hinter der Drehachse des Biegedorns erfolgt. Mit Hilfe dieser numerischen Ergebnisse kann künftig die Verschiebung des Laserstahls in Relation zur Biegedornachse wesentlich genauer berechnet werden (Bild 138).
 - Die Auswertung der numerischen Simulationen ergab weiterhin, dass sich eine Änderung der Probendicke deutlich stärker auf den Dehnungsanstieg auf der Probenoberfläche auswirkt als eine Verringerung des Biegedornradius R_1 (Tabelle 21).
 - Darüber hinaus konnte gezeigt werden, dass der Dehnungsanstieg einer Probe im laserspezifischen Heißrisstest signifikant von den mechanisch-technologischen Materialkennwerten des Probenwerkstoffs abhängt (Bild 139). Um künftig Untersuchungen mit einer höheren Genauigkeit durchführen zu können, sollte dieser Zusammenhang berücksichtigt werden.

Im Rahmen der durchgeführten Heißrisssuntersuchungen wurden numerische Simulationen vornehmlich als wichtige Ergänzung zum Experiment eingesetzt. Dieses Vorgehen, zunächst aus Versuchen Daten zu ermitteln und diese als Eingangsgröße für die numerischen

Simulationen zu verwenden, könnte sich auch in Zukunft als geeignetes Mittel zur Quantifizierung der Einflüsse auf eine Heißrissbildung erweisen.

Eine geeignete Form, Heißrisskriterien darzustellen, bieten Time-Strain-Fracture (TSF) Diagramme. In Erweiterung von Bild 129 wird dies schematisch in Bild 141 gezeigt.

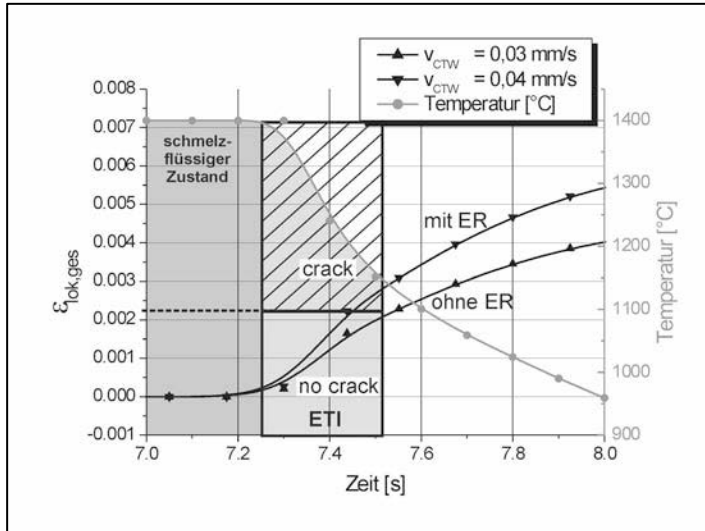


Bild 141: Time-Strain-Fracture Diagramm als Erstarrungsrisskriterium bei der Legierung Alloy 602 CA in Erweiterung von Bild 129

Demnach tritt eine Erstarrungsrissbildung auf, wenn die lokale Dehnung im erstarrungsrisskritischen Temperaturintervall (ETI) den Wert (welcher aus der unter Punkt 11.) beschriebenen kritischen Dehngeschwindigkeit mit 0,008 /s berechnet wurde) von 0,0022 m/m überschritten hat. Da sich Time-Strain-Fracture Diagramme problemlos in die numerischen Simulationen integrieren lassen, kann ein künftiges Ziel weiterer Untersuchungen darin bestehen, insbesondere mit Hilfe von Time-Strain-Fracture Diagrammen und numerischen Simulationen auch eine Übertragbarkeit von Heißrissstestergebnissen auf reale Bauteilschweißungen zu erreichen.

VII Literaturverzeichnis

- [1] Matting, A.; Neitzel, M.: Das Bewerten von Schweißfehlern im Dauerschwingversuch. Schweißen und Schneiden 18 (3), S. 113 – 124, 1966
- [2] Thomas, R. D.: HAZ-cracking in thick sections of austenitic stainless steels – Part II. Welding Journal 63 (12), S. 24 – 32, 1984
- [3] Schobbert, H.; Böllinghaus, Th., Wolf, M.: Hot cracking resistance of laser and hybrid welded austenitic stainless steels. Trends in Welding Research 6, S. 76 – 81, 2003
- [4] Herold, H.; Streitenberger, M.; Spieler, S.: Verhalten von Heißrissen unter Korrosionsbeanspruchung. DVS-Berichte, Band 204, S. 66 – 72, 1999
- [5] Stelling, K.; Böllinghaus, Th.; Wolf, M.; Schöler, A.; Burkert, A. u. A.; Isecke, B.: Hot cracks as stress corrosion cracking initiation sites in laser welded corrosion resistant alloys. Hot Cracking Phenomena in Welds, Buch, 394 Seiten, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, ISBN: 3-540-22332-0, S. 165 - 182, 2005
- [6] Abschlussbericht zum AiF-Projekt Nr. 13948N: Erstarrungsverhalten und Schweißseignung austenitischer Stähle beim Laser- und Hybridschweißen. 2005
- [7] Bailey, Coe et al.: Welding Steels Without Hydrogen Cracking, Abington, 1993
- [8] Böllinghaus, Th.: Zur Bestimmung risskritischer Schrumpfbegrenzungen und Wasserstoffverteilungen in Schweißverbindungen durch numerische Simulationen. Dissertation, Hamburg, 175 Seiten, 1995
- [9] DVS Merkblatt 1004-1: Heißrissprüfverfahren – Grundlagen. Deutscher Verband für Schweißtechnik , 11/1996
- [10] Schuster, J.: Grundlegende Betrachtung zur Entstehung von Heißrissen. Schweißen und Schneiden, Düsseldorf, 50 (10), S. 646 – 654, 1998
- [11] Nissley, N.E.; Collins, M.G.; Guaytima, G.; Lippold, J.C.: Development of the strain-to-fracture test for evaluating ductility-dip cracking in austenitic stainless steels and Ni-base alloys. IIW-1570-02, 2002
- [12] Ramirez, A.J.; Lippold, J.C.: Ductility dip cracking of Ni-base filler materials – insight into the mechanism. Hot Cracking Phenomena in Welds, Buch, 394 Seiten, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, ISBN: 3-540-22332-0, S. 19 - 41, 2005

- [13] ISO 17641: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Heißrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse, Januar 2004
- [14] Yakushin, B.; Semin, D.: Scientific bases on the international standardization project „Hot cracking tests for welds”. Hot Cracking Phenomena in Welds, Buch, 394 Seiten, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, ISBN: 3-540-22332-0, S. 377 - 382, 2005
- [15] Rappaz, M.; Drezet, J.-M.; Gremaud, M.: A new hot-tearing criterion. Metallurgical and Materials Transactions, Volume 30A, S. 449 – 455, 1999
- [16] Hemsworth, B., Boniszewski, T., Eaton, N.F.: Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys. Metal Construction and British Welding Journal 1, H. 1, S. 5 – 15, 1969
- [17] Beckert, M.: Grundlagen der Schweißtechnik - Schweißbarkeit der Metalle. Buch, 203 Seiten, VEB Verlag Technik, Berlin, 1980
- [18] Beckert, M.; Leinhos, E.; Rückrim, U.: Heißrissprüfung von hochlegiertem Schweißgut. ZIS-Mitteilungen, Halle 28; 2, S. 191 – 199, 1986
- [19] Krafka, H.: Risse in Schweißverbindungen: Heißrissarten, Heißrissentstehung und Heißrissprüfung. DVM-Bericht 232 Festigkeits- und Bruchverhalten von Fügeverbindungen, 2000
- [20] Schüller, H.-J.; Löbert, P.; Christian, H.: Beurteilung von (im Betrieb nachgewiesenen) Rissen im Schweißnahtbereich. Schweißtechnik Nummer 11, 34. Jahrgang, 197 – 201, 1980
- [21] van Wortel, J.C.: Prevention of Relaxation Cracking Failures in the Chemical Process Industry. Stainless Steel '99 Science and Market Proceedings – Vol. 1, 1999
- [22] Probst, R.; Herold, H.: Kompendium der Schweißtechnik. Band 2: Schweißmetallurgie, Buch, 307 Seiten, DVS-Verlag Düsseldorf, ISBN 3-87155-159-7, 1997
- [23] Gavrilin, S.V.: Methods of determining the hot cracking resistance of Al alloys. The Paton Welding Journal 9 (8), S. 425 – 430, 1997
- [24] Ogawa, T.: Prevention of weld hot cracking. Welding International 5 (12), S. 931 – 935, 1991
- [25] Shankar, V.; Gill, T.P.S.; Mannan, S.L.; Sundaresan, S.: Evaluation of hot cracking in nitrogen-bearing and fully austenitic stainless steel weldments. Welding Research Supplement, May 1998, S. 193 – 201, 1998

- [26] Katayama, S.; Fujimoto, T.; Matsunawa, A.: Correlation among solidification process, microstructure, microsegregations and solidification cracking susceptibility in stainless steel weld metals. Transactions of JWRI, Vol. 14, No. 1, S. 123 – 138, 1985
- [27] Yushchenko, K.A.; Savchenko, S.: Welding of high-nickel alloys. High Productivity Joining Processes, Volume II, Proceedings, 7th International Aachen Welding Conference, S. 677 – 688, 2001
- [28] Herold, H.; Zinke, M.: Entwicklungstendenzen bei korrosionsbeständigen hochwärmfesten Werkstoffen und ihre schweißtechnische Verarbeitung. Materialwissenschaften und Werkstofftechnik 30, S. 678 – 681, 1999
- [29] Kotecki, D. J.; Siewert, T. A.: WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals. Welding Research Supplement 71, 5, S. 171 – 178, 1992
- [30] Lippold, J. C.: Centreline cracking in deep penetration electron beam welding in type 304L stainless steel. Welding Research Supplement, S. 127 - 136, May 1985
- [31] Lippold, J. C.: Solidification behavior and cracking susceptibility of pulsed-laser welds in austenitic stainless steels. Welding Research Supplement, S.129 - 139, June 1994
- [32] Folkhard, E.: Metallurgie der Schweißungen nichtrostender Stähle. Buch, 279 Seiten, Springer Verlag, Wien, New York, ISBN 3-211-81803-0, 1984
- [33] Tösch, J.; Schabereiter, H.; Perteneder, E.; Rabensteiner, G.: Bedeutung und praktische Beeinflussbarkeit des Ferritgehaltes bei der Schweißung austenitischer Stähle. Schweiss- & Prüftechnik 2/97, S. 18 –26, 1997
- [34] Shankar, V., Gill, T. P. S., Mannan, S. L., Sundaresan, S.: Solidification cracking in austenitic stainless steel welds. Sāhhanā Vol. 28, Parts 3 & 4, S. 359 – 382, June/August 2003
- [35] DVS Merkblatt 1004-2: Heißrissprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben. Deutscher Verband für Schweißtechnik , 11/1996
- [36] Wolf, M., Schobbert, H., Hoffmann, Th.: Aktuelle Entwicklungen beim Schweißen von Nickelbasislegierungen unter Berücksichtigung des Schutzgaseinflusses auf die Heißrissresistenz. DVS-Berichte Band 225, ISBN: 3-87155-683-1, S. 257 – 265, 2003
- [37] Schmidt, A.J.; Decker, I.; Wohlfahrt, H.: Laserstrahlschweißen von dünnwandigen Drehteilen aus hoch schwefelhaltigem Stahl. Schweißen und Schneiden 50 Heft 4, S. 216 – 221, 1998

- [38] Decker, I.; Pries, H.; Wohlfahrt, H.; Schmidt, A.J.: Metallurgische Vorgänge beim Schmelzschweißen von Automatenstählen. Schweißen und Schneiden 53 Heft 3, S. 140 – 146, 2001
- [39] Hilbinger, R.M.: Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage. Dissertation Universität Bayreuth, Herbert Utz Verlag GmbH, ISBN: 3-8316-0067-8, 192 Seiten, 2001
- [40] Cross, C.E.; Böllinghaus, Th.: The effect of restraint on weld solidification cracking in aluminium. Proceedings of the IIW International Conference on Benefits of new methods and trends in welding to economy, productivity and quality. Prag, 10 – 15 July 2005
- [41] Schuster, J.; Keitel, S.; Schulze, E.; Maly, H.: Entstehung erstarrungsbedingter Risse in Laserstrahlschweißverbindungen an unlegierten und niedriglegierten Baustählen. Schweißen und Schneiden 51, Heft 5, S. 252 – 257, 1999
- [42] Weise, S.: Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen von Baustählen. Dissertation, 122 Seiten, Strahltechnik, Band 7, Bias Verlag Bremen, ISBN: 3-9805011-7-5, 1998
- [43] Wittke, K.: Modellierung der Primärkristallisation beim Schmelzschweißen. Schweißtechnik (Berlin) 18, Heft. 7, S. 295 – 299, 1968
- [44] Schulze, G.; Krafka, H.; Neumann, P.: Schweißtechnik. VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf, ISBN: 3-18-401007-4, 1992
- [45] David, S.A.; Babu, S.S.; Vitek, J.M.: Welding: Solidification and Microstructure. JOM, S. 13 – 20, 2003
- [46] David, S.A.; Vitek, J.M.: Correlation between solidification parameters and weld microstructures. International Materials Reviews, Vol. 34, No. 5, S. 213 – 245, 1989
- [47] Kurz, W., D.J. Fisher: Fundamentals of Solidification. Buch, 305 Seiten, Third Edition, Trans Tech Publications, ISBN 0-87849-522-3, 1992
- [48] Ruge, J.: Handbuch der Schweißtechnik. Buch, Band I: Werkstoffe, 292 Seiten, Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, ISBN 3-540-09940-9, 1980
- [49] Easterling, K.: Introduction to the physical metallurgy of welding. Buch, 231 Seiten, Butterworth Monographs in Metals, ISBN 0-408-01351-6, 1983
- [50] Wittke, K.: Gesetzmäßigkeiten der Primärkristallisation beim Schweißen. Schweißtechnik 16, Heft 4, S. 158 – 164, 1966

- [51] Katayama, S.: Solidification phenomena of weld metals (1st report). Characteristic solidification morphologies, microstructures and solidification theory. *Welding International* 14 (12), S. 939 – 951, 2000
- [52] Hunziker, O.; Dye, D.; Reed, R.C.: On the formation of a centreline grain boundary during fusion welding. *Acta Materialia* 48, S. 4191 – 4202, 2000
- [53] Easterling, K.E.: *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*, Butterworth, London, 1983
- [54] Eichhorn, F., Engel, A.: Primärkristallisation beim Schmelzschweißen. *Schweißen und Schneiden* 25, S. 495 – 499, 1973
- [55] Pavlyk, V.: *Modelling and direct numerical simulation of dendritic structures under solidification conditions during fusion welding*. Dissertation RWTH Aachen, 138 Seiten, Shaker Verlag, ISBN: 3-8322-2585-4, 2004
- [56] Pitscheder, W.; Hong, T.; DebRoy, T.; Ebner, R.; Mundra, K.; Benes, R.: Experimental and numerical investigation of transport phenomena in conduction mode weld pools. *Welding in the world*, Vol. 44, No. 6, S. 25 – 36, 2000
- [57] Lu, S.; Fujii, H.; Sugiyama, H.; Tanaka, M.; Nogi, K.: Marangoni convection and welding penetration in A-TIG welding. *Transaction JWRI*, Vol. 32, No.1, S. 79 – 90, 2003
- [58] Mills, K.C.; Keene, B.J.; Brooks, R.F.; Shirali, A.: *Marangoni effects in welding. Marangoni and Interfacial Phenomena in Materials Processing*, Buch, 259 Seiten, The Royal Society, Cambridge, S. 113 – 126, ISBN: 1-86125-056-8, 1998
- [59] Nickel, U.: *Lehrbuch der Thermodynamik*. Buch, 358 Seiten, Hanser Verlag München – Wien, ISBN 3-446-18000-1, 1995
- [60] Heiple, C. A.; Roper, J.R.: Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry. *Welding Journal*, 61, S. 975 – 983, 1982
- [61] Heiple, C. R.; Burgardt, P.: *Penetration in GTA Welding. Weldability of Materials. Proceedings of the Materials Weldability Symposium*. Buch, 351 Seiten, ASM International, ISBN 0-87170-401-3, 1990
- [62] Radaj, D.: *Wärmewirkung des Schweißens*. Buch, 265 Seiten, Springer Verlag, Heidelberg, ISBN 3-540-18695-6, 1988
- [63] Muramatsu, Y.; Kuroda, S.; Shiga, C.: Strain measurement during welding procedure. Application of laser speckle method to strain measurement in welding process (Report 5). *Welding International*, Vol. 5, No. 8, S. 9 – 17, 2003

- [64] Matsuda, F.; Nakagawa, H.; Sorada, K.: Dynamic observation of solidification and solidification cracking during welding with optical microscope. Transactions of JWRI, Volume 11, No. 2, S. 67 – 77, 1982
- [65] Internetauftritt und mündliche Mitteilung der Firma GOM mbH – Gesellschaft für optische Messtechnik, Braunschweig, www.gom.de, 2005
- [66] Scherer, R.; Riedrich, G.; Hoch, G.: Archiv. Eisenhütte, Vol. 13, S.53 – 57, 1939 – 1940
- [67] Schuster, J.: Heißrisse in Schweißverbindungen. Habilitationsschrift, DVS-Berichte Band 233, ISBN: 3-87155-690-4, 2004
- [68] Borland, J.C.: Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds (and Castings). British Welding Journal, S. 508 – 512, 1960
- [69] Applett, W. R., Pellini, W. S.: Factors which influence weld hot cracking. Welding Journal, 33 (2), S. 83 – 90, 1954
- [70] Dahl, W.; Düren, C.: Einfluß verschiedener Legierungselemente auf die Heißrisseanfälligkeit eines austenitischen Stahls beim Schweißen. Stahl und Eisen 93 Nr. 18, S. 813 – 822, 1973
- [71] Hanus, F.; Häring, H.-W.; Heuser, A.; Klappert, K.-H.: Erfahrungen zum Heißrisverhalten von unlegierten Stählen des Apparatebaus. DVS-Berichte, Band 151, DVS-Verlag Düsseldorf, S. 60 – 68, 1993
- [72] Li, L.; Messler, W.: The Effects of Phosphorous and Sulfur on Susceptibility to Weld Hot Cracking in Austenitic Stainless Steels. Welding Research Supplement, S. 387 – 396, 1999
- [73] Arata, Y.; Matsuda, F.; Nakagawa, H.; Katayama, S.: Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels (Report IV). Transactions of JWRI 7(2), S. 21 – 24, 1978
- [74] Hull, C. F.: Effects of alloying additions on hot cracking of austenitic chromium-nickel stainless steels. Proceedings American Society Testing Materials 60, S. 667 – 690, 1960
- [75] Huxley, H.V.: Effect of Sulphur, Phosphorus, Arsenic, Tin and Copper on the weldability of 2% Ni-Cr-Mo low alloy steel sheet. Welding and Metal Fabrication, S. 288 – 293, 1970
- [76] Perteneder, E.; Tösch, J.: Zur Beeinflussung des Ferritgehaltes im Schweißgut austenitischer nichtrostender Stähle. Schweißtechnik 7, S. 136 – 142, 1988

- [77] Schobbert, H.; Böllinghaus, Th.; Wolf, M.: Metastable primary solidification modes in the Fe – Cr – Ni system during laser welding, Buch, 322 Seiten, Solidification and Crystallization, Wiley VCH – Verlag, S. 213 – 227, ISBN 3-527-31011-8, 2004
- [78] Matsuda, F.; Nakagawa, H.; Katayama, S.; Arata, Y.: Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels (Report VII). Transactions of JWRI, Vol. 11 No. 2, S. 79 – 85, 1982
- [79] Lu, A.-L.; Yoo, S.Y.; Pense, A.W.: Hot cracking studies of turbine rotor Cr-Mo-V steels. Intern. Conference on Trends in Welding Research, Gattingburg, David: Advances in welding science and technology, S. 685 – 697, 1995
- [80] Lu, A.-L.; Yoo, S.Y.; Pense, A.W.: The effect of cerium and titanium additions on hot cracking in welds of a Cr-Mo-V rotor steel. Welding Research Supplement, S. 177 –186, 1988
- [81] Matsuda, F.; Nakagawa, H.; Nakata, K.; Kohomoto, H.; Honda, Y.: Quantitative evaluation of solidification brittleness of weld metal during solidification by means of in-situ observation and measurement. Transactions of JWRI, Volume 12, No. 1, S. 65 – 72, 1983
- [82] Wei, Y., Dong, Z.: Simulation and predicting weld solidification cracks. Hot Cracking Phenomena in Welds, Buch, 394 Seiten, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, ISBN: 3-540-22332-0, S. 185 - 222, 2005
- [83] Viyanit, E.: Numerical finite element simulation of hydrogen assisted cracking in girth welds of supermartensitic stainless steel pipelines. Dissertation, 196 Seiten, BAM-Dissertationsreihe, Band 4, Wirtschaftsverlag NW, ISBN: 3-86509-270-5, 2005
- [84] Neuhaus, M.: Zum Einfluss der Schrumpfbinderung auf das thermomechanische Verhalten geschweißter Bauteile. Dissertation, 185 Seiten, Shaker Verlag Aachen, ISBN 3-8322-4126-4, 2005
- [85] Hilbinger, R.M.; Bergmann, H.W.: Numerische Simulationen der Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium. DVS 186, S. 38 – 42, 1997
- [86] Bergmann, H.W.; Hilbinger, R.M.: Numerical simulation of centre line hot cracks in laser beam welding of aluminium close to the sheet edge. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4 (ed. Cerjak). IOM Communications Ltd., London, S. 658 – 668, 1998
- [87] Hilbinger, R.M.; Bergmann, H.W.; Köhler, W.; Palm, F.: Considering of dynamic mechanical boundary conditions in the characterisation of a hot cracking test by means of numerical simulation. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 5 (ed. Cerjak). IOM Communications Ltd., London, S. 847 – 862, 2001

- [88] Ploshikhin, V.; Prikhodovsky, A.; Makhutin, M.; Ilin, A.; Zoch, H.-W.: Integrated mechanical-metallurgical Approach to modelling of solidification cracking in welds. Buch, 2005
- [89] Herold, H.; Streitenberger, M.; Pshennikov, A.: Heißrissneigung beim UP-Einseitenschweißen – Beispiel einer schweißprozessbedingten Schädigungsmechanik. DVM-Bericht 234 „Fortschritte der Bruch- und Schädigungsmechanik“, S. 187 – 196, 2002
- [90] Pshennikov, A.: Entwicklung von Maßnahmen zur Heißrissvermeidung beim Einseitenschweißen langer Schweißnähte. Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2005
- [91] Wei, Y. H.; Liu, R. P., Dong, Z. J.: Software package for simulation and prediction of welding solidification cracks. Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 8, No. 5, S. 325 – 333, 2003
- [92] Holt, M.; Olson, D.L.; Cross, G.E.: Interfacial tension driven fluid flow model for hot cracking. Scripta metallurgica et materialia, Vol. 26, S. 1119 – 1124, 1992
- [93] Prokhorov, N. N.: The technological strength of metals while crystallising during welding. Doc IX-479-65, 1965
- [94] Prokhorov, N.N.; Jakuschin, B.F.; Prokhorov, N.N.: Theorie und Verfahren zum Bestimmen der technologischen Festigkeit von Metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen. Schweißtechnik 18, S. 8 – 11, 1968
- [95] Feurer, U.: Influence of alloy composition and solidification conditions on dendrite arm spacing, feeding and hot tearing properties of aluminium alloys. Proceedings International Symposium on Engineering Alloys, Delft, The Netherlands, S. 131 – 145, 1977
- [96] Olson, D.L.; Edwards, G.R.: Interfacially driven mass transport in joining and coating technologies. Marangoni and Interfacial Phenomena in Materials Processing, The Royal Society, Cambridge, S. 113 – 126, ISBN: 1-86125-056-8, 1998
- [97] Rindler, W.; Kozeschnik, E.; Enzinger, N.; Buchmayr, B.: A modified hot tearing criterion for steels. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6, Book 0784 Maney Publishing, ISBN: 1-902653-56-4, S. 819 – 835, 2002
- [98] Wang, N., Mokadem, S., Rappaz, M., Kurz, W.: Solidification cracking of superalloy single and bi-crystals. Acta Materialia 52, S. 3173 – 3182, 2004
- [99] Wolf, M.; Schobbert, H.; Böllinghaus, Th.: Influence of the weld pool geometry on solidification crack formation. Hot Cracking Phenomena in Welds, Buch, 394 Seiten, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, ISBN: 3-540-22332-0, S. 243 - 268, 2005

- [100] Cross, C.E.: On the origin of weld solidification cracking. Hot Cracking Phenomena in Welds, Buch, 394 Seiten, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, ISBN: 3-540-22332-0, S. 3 - 18, 2005
- [101] Herold, H.; Pshennikov, A.; Hübner, A.; Slyvinski, A., Krafka, H.: Was sagen die Heißrissprüfungen mit dem PVR- und MVT-Verfahren über die Schweißbarkeit aus. DVS-Berichte, Band 216, S. 255 – 260, 2001
- [102] Herold, H.; Pshennikov, A.; Streitenberger, M.: Influence of the deformation rate of different tests on hot cracking formation. Hot Cracking Phenomena in Welds, Buch, 394 Seiten, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, ISBN: 3-540-22332-0, S. 328 - 346, 2005
- [103] Rawlings, G.N.; Wilken, K.: Vergleich der Aussagefähigkeit von neuen Heißrissprüfverfahren. Schweißen und Schneiden 44, Heft 4, S. 210 – 214, 1992
- [104] Wilken, K.: Gebräuchliche Heißrissprüfverfahren im Vergleich. Schweißen und Schneiden 37, Heft 4, S 170 – 174, 1985
- [105] Wilken, K.: Investigation to compare hot cracking tests – externally loaded specimen – Final Report. IIS/IIW-Subcommission IX-H/II-C, Doc IX-1945-99, 1999
- [106] Heuser, H.: Value of different hot cracking tests for the manufacturer of filler materials. Hot Cracking Phenomena in Welds, Buch, 394 Seiten, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, ISBN: 3-540-22332-0, S. 305 - 326, 2005
- [107] Nelson, T.W.; Lippold, J.C.; Lin, W.; Baeslack III, A.: Evaluation of the circular patch test for assessing weld solidification cracking, Part 1 – Development of a test method. Welding Research Supplement, S. 110 – 119, March 1997
- [108] Goodwin, G.M.: Test methods for evaluation hot cracking: Review and perspective, Proceedings of the United States – Japan Symposium on Advances in Welding Metallurgy, 1, S. 59 – 78, 1990
- [109] DVS-Merkblatt 1004-3: Heißrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchenden Proben. September 1990
- [110] International Institute of Welding: Evaluation of the IIW-Sc-IXH-Microfissuring test program on austenitic stainless steel weld metal, type 3156 I, DOC. IX-H-187-89, 1989
- [111] Hantsch, H.; Rawlings, G.; Wilken, K.: Heißrissuntersuchungen – ein Beitrag zur Qualitätssicherung im Chemieapparatebau. DVS 136, S.: 75 – 79, 1991
- [112] VdTÜV-Merkblatt Schweißtechnik: Richtlinie für die Eignungsprüfung von Schweißzusätzen. 1153 - 7.80, 1982

- [113] Mousavi, M.G.; Cross, C.E.; Grong, O.: Effect of scandium and titanium-boron on grain refinement and hot cracking of aluminium alloy 7108. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 4, No. 6 S. 381 – 387, 1999
- [114] Houldcroft, P.T.: A simple cracking test for use with argon-arc welding. *British Welding Journal*, Jahrg. 2, S. 471 – 475, Oktober 1955
- [115] Matsuda, F.; Nakata, K.; Arai, K.; Tsukamoto, K.: Assessment of solidification cracking test for aluminium alloy welds. *Transactions of JWRI*, Vol. 11, No. 1, S. 67 – 77, 1982
- [116] Schnadt, H.M.: Über eine neue Prüfmethode zur Bestimmung der Warmrissanfälligkeit von Schweißraupen (Fisco-Test). *Oerlikon Schweißmitteilungen*, Nr. 27, S. 31 – 42, 1957
- [117] Hipp, K, J ,M; Hoffmeister, H.: Zur Prüfung von Schweißverbindungen im instrumentierten Einspannschweißversuch. *DVS-Berichte: Prüfverfahren zur Beurteilung der Kaltrissanfälligkeit von Stählen*, Band 64, DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, S.: 35 – 39, 1980
- [118] Hoffmeister, H.: Concept and procedure of the IRC Test for assessing hydrogen assisted cracking. *Steel Research*, Vol. 57, No. 7, S. 344 – 347, 1986
- [119] Hoffmeister, H.; Harneshaug, I. S.; Roaas, S.: Investigation of the conditions for weld metal hydrogen cracking of low carbon offshore steels by the IRC weldability test. *Steel research*, Band 58, Heft 3, S. 134 – 141, 1987
- [120] Kannengiesser, Th.; McInerney, T.; Florian, W.; Böllinghaus, Th.; Cross, C.E.: The Influence of local weld deformation on hot cracking susceptibility. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6*, Book 0784 Maney Publishing, ISBN: 1-902653-56-4, S. 803 – 818, 2002
- [121] Goodwin, G.M.: Development of a New Hot-Cracking Test – The Sigmajig. *Welding Research Supplement*, S.: 33 – 38, 1987
- [122] Feng, Z.; Zacharia, T.; David, S.A.: On the thermomechanical conditions for weld metal solidification cracking. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 3*, Buch, 984 Seiten, Maney Publishing, ISBN: 186125010 X, S. 114 – 148, 1997
- [123] Goodwin, G.M.: The effects of heat input and weld process on hot cracking in stainless steel. *Welding Research Supplement*, S: 88 –94, 1988
- [124] Zhang, Y.-C.; Nakagawa, H.; Matsuda, F.: Development of restraint-relaxation U-form hot cracking test device. *Transactions of JWRI*, Vol. 15, No. 1, S. 159 – 163, 1986
- [125] Shinozaki, K.; Kuroki, H.; Luo, X., Ariyoshi, H.; Shirai, M.: Comparison of hot-cracking susceptibilities of various Ni-base, heat-resistant superalloys by U-type

- hot cracking test. Study of laser weldability of Ni-base, heat-resistant superalloys (2nd Report). *Welding International* 13 (12), S. 952 – 959, 1999
- [126] Kannengießer, Th.: Untersuchungen zur Entstehung schweißbedingter Spannungen und Verformungen bei variablen Einspannbedingungen im Bauteilschweißversuch. Dissertation, Shaker Verlag, ISBN 3-8265-8008-7, 222 Seiten, 2000
- [127] Lin, D.-Y.; Dahl, W.: The temperature equilibrium during hot tensile test of stainless steel. *Steel Research* 71, No.5, S. 169 – 172, 2000
- [128] Klingauf, S.: Beitrag zum Mechanismus der schweißbedingten Heißrissigkeit eines niedriglegierten schwefelarmen Stahls. Dissertation, Technische Universität Hannover, 84 Seiten, 1975
- [129] DVS-Merkblatt 1004-2: Heißrissprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben. Deutscher Verband für Schweißtechnik, 11/1996
- [130] Walz, C.; Schubert, E.; Sepold, G.: Grundlegende schweißmetallurgische Untersuchungen zum Laserstrahlschweißen unlegierter Stähle. DVS-Berichte Band 205, S. 18 – 24, ISBN 3-87155-662-9, 1999
- [131] Rabensteiner, G.; Tösch, J.; Schabereiter, H.: Heißrissuntersuchungen an chemisch beständigen Schweißgütern mit dem neuentwickelten PVR-Test. Sonderdruck aus der Schweißtechnik Wien (12), S.: 213 – 217, 1980
- [132] Schuster, J.: Entwicklung und Aufbau einer fremdbeanspruchenden Heißrissprüfanordnung im ZIS. ZIS-Mitteilungen, Halle 31, 9, S. 899 – 906, 1989
- [133] Klug, P.: Beitrag zur quantitativen Beurteilung aus den Ergebnissen der Heißrissprüfung mit dem PVR-Test. *Schweißtechnik* 3, S. 39 – 46, 1981
- [134] Savage, W.F., Lundin, C.D.: The Vastrestraint Test. *Welding Research Supplement*, S.: 433 – 442, 1965
- [135] Savage, W.F.; Lundin, C.D.: Application of the vastrestraint technique to the study of weldability. *Welding Research Supplement*, S. 497 – 503, November 1966
- [136] Satoh, Ueda, Terasaki et al.: Japanese studies on structural restraint severity in relation to weld cracking (Preliminary Report). *Welding in the World*, Vol. 15, No. 7/8, S. 155 – 189, 1977
- [137] Lin, W., Nelson, T.W. and Lippold, J.C.: Weldability Testing of Stainless Steels. Proceedings of the Eighth Annual North American Welding Research Conference, Columbus, Ohio, October 19-21, 1992. Recent Developments in the Joining of Stainless Steels and High Alloys, 1992
- [138] McKewon: Versatile weld metal cracking tests. *Metal Construction & British Welding Journal*, Vol. 2, No. 8, S. 351 – 352, 1970

- [139] Kleistner, H.; Wilken, K.: Prüfung der Heißrissneigung von Grundwerkstoff, Schweißgut und Schweißverbindungen mit dem MVT-Test. DVS 106, S. 195 – 199; 1986
- [140] Wilken, K.; Kleistner, H.: Der MVT-Test – ein neues universelles Verfahren zur Prüfung der Heißrissanfälligkeit beim Schweißen. Material und Technik, No.1, S. 3 – 10, 1982
- [141] Schobbert, H.: Zusammenhänge zwischen Erstarrungsmorphologie und Heißrissentstehung beim Laserschweißen von vornehmlich austenitischen Werkstoffen. Abschlussbericht zum Verbundprojekt: Metallkundliche Phänomene der Lasermaterialbearbeitung, Förderkennzeichen 13N 6871 7, 2000
- [142] Schobbert, H.; Noack, V.; Engert, J.; Gebur, J.; Hannemann, A.: Zusammenhänge zwischen Erstarrungsmorphologien und Heißrissentstehung beim Laserstrahlschweißen von vornehmlich austenitischen Werkstoffen. DVS-Berichte Band 205, S. 18 – 24, ISBN 3-87155-662-9, 1999
- [143] Mastuda, E.H.; Nakagawa, H.; Nakata, K.; Okada, H.: The VDR cracking test solidification crack susceptibility on weld metals and its application of Aluminium alloys. Transactions of the JWRJ, No.1, Vol. 8, S. 85 – 95, 1979
- [144] Fredricks, H.; van der Toorn, L.T.: The KSLA hot crack testing apparatus. British Welding Journal, Vol. 14 No. 6, S. 298 – 303, 1967
- [145] Farrar, J. C. M.: Hot cracking tests – the route to international standardization. Influence of the Weld Pool Geometry on Solidification Crack Formation. Hot Cracking Phenomena in Welds. ISBN 3-540-22332-0, Springer Berlin Heidelberg New York, S. 291 - 304, 2004
- [146] Brill, U.; Agarwal, D.C: Alloy 602 CA – A New Alloy for the Furnace Industry. Proceedings of the 2nd International Conference on Heat-Resistant Materials, 11-14 Sept. 1995, Gatlingburg/ Tenn., ASM International, S.153 –162, 1995
- [147] Brill, U.: Eigenschaften und Einsatzgebiete der neuen warmfesten Legierung Nicrofer 6025 HT. Stahl (3), S. 32 – 35, 1994
- [148] Zinke, M.; Hübner, A.; Herold, H.; Hoffmann, Th.: Erhöhung der Heißrissicherheit von hochwarmfesten Ni-Basislegierungen durch die Anwendung stickstoffhaltiger Schutzgase beim Schweißen. ISBN: 3-87155-683-1, DVS-Berichte Band 225, S. 249 – 256, 2003
- [149] ThyssenKrupp VDM, Werkstoffblatt 4137 Nicrofer[®] 6025H/HT – alloy 602/602 CA, Ausgabe März 2001
- [150] Lundin, C.D.; Lee, C.H.; Quao, C.Y.P.: Evaluation of backfilled solidification cracks in austenitic stainless steel welds in relationship to evaluation of hot cracking. Welding Journal 72 (7), S. 321 – 328, 1993

- [151] EN 10002-1: „Metallische Werkstoffe – Zugversuch Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur“ Deutsche Fassung: Januar 2001
- [152] ANSYS User´s Manual. CadFEM GmbH, München 1999
- [153] Mills, K.C.: Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys. Buch, 244 Seiten, ASM International, ISBN: 0-87170-753-5, 2002
- [154] VDI Wärmeatlas; Verein Deutscher Ingenieure VDI-Gesellschaft Verfahrenstechnik und Chemieingenieurwesen (GVC), Springer Verlag Berlin Heidelberg New York, ISBN 3-540-41201-8, 9. Auflage, 2002
- [155] Wei, Y.H.; Liu, R.P.; Dong, Z.J.: Numerical simulation of stress – strain distributions for weld metal solidification cracking in stainless steel. Acta Metallurgica Sinica, Vol 13, No.1, S. 133 – 138, 2000
- [156] Formelsammlung: Taschenbuch der Mathematik. Bronstein, Semendajajew, Musiol, Mühlig, 1024 Seiten, ISBN: 3-8171-2002-8, 1995
- [157] ThyssenKrupp VDM, Werkstoffblatt 4119 Nicrofer® 5520 Co – alloy 617, Ausgabe Oktober 1990 (Revision 2003)
- [158] ThyssenKrupp VDM, Werkstoffblatt 4107 Nicrofer® 7216/7216 H – alloy 600/600 H, Ausgabe März 1988 (Revision 2003)
- [159] ThyssenKrupp VDM, Werkstoffblatt 7101 Pernifer® 36 – alloy 36, Ausgabe Juni 2001
- [160] ThyssenKrupp VDM, Werkstoffblatt 4129 Nicrofer® 3220H/HP – alloy 800H/800 HP, Ausgabe Mai 1998 (Revision 2003)
- [161] Goldak, J.; Chakravarti, A.; Bibby, M.: A new finite element model for welding heat sources. Metallurgical Transaction B, Volume 15B, June, Seite 299 – 305, 184
- [162] Radaj, D.: Schweißprozeßsimulation Grundlagen und Anwendung. Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 141, Buch, 204 Seiten, DVS-Verlag, Düsseldorf, ISBN 3-87155-188-0, 1999
- [163] Prokhorov, N.N.; Prokhorov, N.N.: A general equation for the surface of the solidification front during welding. Svar. Proiz. No. 8, S. 1 – 4, 1969
- [164] Lamgemfelder, D.; Bergmann, J.P.; Müller, K.; Bergmann, H.W.: A method for determining the weld pool after laser beam welding. Z. Metallkd. 92 (12), S. 1290 – 1294, 2001
- [165] Sorimachi, K.; Brimacombe, J.K.: Improvements in mathematical modeling of stresses in continuous casting of steel. Ironmaking and Steelmaking No. 4, S. 240 – 245, 1977

- [166] Hiebler, H.; Zirngast, J.; Bernhard, Ch.; Wolf, M. M.: Inner crack formation in continuous casting: Stress or strain criterion. Steelmaking Conference Proceedings, Volume 77, S. 405 – 416, 1994

- [167] Lippold, J.C.: Recent developments in weldability testing. Hot Cracking Phenomena in Welds, Buch, 394 Seiten, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, ISBN: 3-540-22332-0, S. 271 - 290, 2005

VIII Bildverzeichnis

Bild 1:	Einteilung der Ansätze zur Untersuchung der Heißrissbildung	1
Bild 2:	Bezeichnung von Heißrissen nach ihrer Lage im Schweißgut (SG) oder der Wärmeeinflusszone (WEZ) nach [19] mit der Typenklassifizierung nach [16]	4
Bild 3:	Erstarrungsrisse beim Werkstoff NiCr28FeSiCe (Werkstoff Nr.: 2.4889)	6
Bild 4:	Wiederaufschmelzrisse beim Werkstoff NiMo16Cr15 W (Werkstoff Nr.: 2.4819)	6
Bild 5:	Ductility Dip Cracks beim Werkstoff NiMo27 (Werkstoff Nr.: 2.4615)	7
Bild 6:	Gleichgewichtserstarrung [47]	11
Bild 7:	Ungleichgewichtserstarrung [48]	11
Bild 8:	Konstitutionelle Unterkühlung [47]	12
Bild 9:	Ausbildung der Mikrostruktur in Abhängigkeit von dem Temperaturgradienten G und der Wachstumsgeschwindigkeit v_{krist} [46]	13
Bild 10:	Verhältnis v_{krist} zu G entlang einer Schmelzbadgeometrie [50]	14
Bild 11:	Erstarrungsmorphologien im Schmelzbad [46]	14
Bild 12:	Schmelzbadgeometrie und Erstarrungsrichtung in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit v_s [51]	15
Bild 13:	Erstarrungsgeschwindigkeit im Schmelzbad [54]	16
Bild 14:	Einfluss der Marangonikräfte auf die Schmelzbadströmungen [58]	17
Bild 15:	Plastische Zonen und lokale Beanspruchungsabläufe im quasistationären Temperaturfeld der wandernden Wärmequelle [62]	18
Bild 16:	ESPI - Messung; Zeitintervall zwischen a) und b) von 3 Sekunden; Deformation quer zur (von rechts nach links verlaufenden) Schweißrichtung [65]	19
Bild 17:	Erstarrungsstadien und Heißrissanfälligkeit nach Borland [68]	21
Bild 18:	Schematische Darstellung der Verweilzeit von Korngrenzenfilmen [69]	22

Bild 19:	Modifizierte MISO-Methode; links: Situation kurz vor der Rissentstehung; rechts: Erstarrungsrisse infolge der mechanischen Probenbeanspruchung [82]	24
Bild 20:	Einfluss des thermischen Wirkungsgrads η auf die Schmelzbadgeometrie und die Temperaturverteilung [82]	27
Bild 21:	Technologische Festigkeit nach Prokhorov [94]	28
Bild 22:	Schematische Darstellung des ROF-ROS Modells	30
Bild 23:	Rate of Feeding (ROF) und Rate of Shrinkage (ROS) als Funktion der Temperatur mit ($\Phi \neq 0$) und ohne ($\Phi = 0$) Berücksichtigung der Marangonikräfte [96]	31
Bild 24:	Massenströme für ein Volumenelement innerhalb der Mushy Zone [15]	33
Bild 25:	Abhängigkeiten der Einflussgrößen auf eine Erstarrungsrisssbildung, nach Cross [100]	36
Bild 26:	Erweiterte Einteilung der Heißrisstests	39
Bild 27:	Entnahmeplan von Zug- und Biegeproben [111]	40
Bild 28:	Doppelkehlnahtprobe [109]	41
Bild 29:	Zylinderprobe	41
Bild 30:	Ringnutprobe, Ringsegmentprobe [112], Circular Patch Probe [113]	42
Bild 31:	Houldcroft-Probe [114]	43
Bild 32:	Schlitzproben [23]	43
Bild 33:	Fisco-Test nach Schnadt [116]	44
Bild 34:	IRC-Versuch [120]	44
Bild 35:	Skizze des IRC-Versuchs [120]	44
Bild 36:	Sigmajig-Tests [121]	45
Bild 37:	U-type Heißrisstest [125]	45
Bild 38:	Schematische Darstellung des Heiß-Zug Versuchs [128]	47
Bild 39:	Versuchsprinzip des HDR-Test [129]	48
Bild 40:	Prinzip des PVR-Tests [129]	49

Bild 41:	Prinzip des Vareststraint-Tests [134]	50
Bild 42:	Der MVT - Test während einer Heißrissprüfung	51
Bild 43:	MVT – Versuch im Vareststraint Modus	52
Bild 44:	MVT – Versuch im Transvareststraint Modus	52
Bild 45:	Der laserspezifische Heißrissstest	54
Bild 46:	Skizze des laserspezifischen Heißrissstest	54
Bild 47:	Schematische Darstellung des laserspezifischen Heißrissstests (Seitenansicht)	54
Bild 48:	VDR-Test [143]	55
Bild 49:	Aufbau und Funktionsweise des KSLA-Tests [144]	56
Bild 50:	Quantifizierungsmöglichkeiten im Zusammenhang mit der Heißrissprüfung	59
Bild 51:	Alloy 602 CA – Mikroschliff des Grundwerkstoffs mit Primärchromkarbiden vom Typ $M_{23}C_6$ und M_7C_3 (Ätzung nach Blöch Wedel II)	63
Bild 52:	Einfluss des Schutzgas(-gemischs) auf die Heißrissresistenz des Werkstoffs Alloy 602 CA	65
Bild 53:	Modularer Programmaufbau der für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten thermomechanischen Berechnungen	67
Bild 54:	Verwendete Elementtypen: Solid70, Solid45 und Plane42 [152]	68
Bild 55:	Verwendete Elementtypen zur Realisierung mechanischer Kontaktbedingungen: Contac49 und Targe170 [152]	68
Bild 56:	Enthalpie H und Wärmeleitfähigkeit λ als Funktion der Temperatur für die Legierung Alloy 602 CA	70
Bild 57:	Wärmeausdehnungskoeffizient α und E-Modul als Funktion der Temperatur für die Legierung Alloy 602 CA	71
Bild 58:	Temperaturabhängige Spannungs-Dehnungsfunktionen für die Legierung Alloy 602 CA	71
Bild 59:	Gemessene Spannungs-Dehnungs-Funktion vom Alloy 602 CA bei Raumtemperatur (RT); Übersicht der wichtigsten mechanisch-technologischen Kennwerte bei RT	72

Bild 60:	Konstruktiven Ausführung der Kniehebelmechanik der MVT-1 [140] und MVT-2 Anlage	73
Bild 61:	Gesamtansicht der MVT-2 Anlage nach der Erweiterung	74
Bild 62:	Schematische Darstellung der MVT-2 Anlage	75
Bild 63:	Simulierter und gemessener Dehnungsverlauf im Vareststraint und Transvareststraint-Modus (MVT-2), Probendicke $P = 10$ mm, Matrizenradius $R_M = 250$ mm	77
Bild 64:	Numerisches Modell für den MVT-Versuch (Transvareststraint-Modus)	79
Bild 65:	Dehnungsverteilung in x-Richtung nach dem Biegevorgang (Transvareststraint-Modus, $R_M = 250$ mm)	79
Bild 66:	Vorrichtung zur Messung thermomechanischer Materialbewegungen (Gesamtansicht)	80
Bild 67:	Vorrichtung zur Messung thermomechanischer Materialbewegungen (Detailansicht)	80
Bild 68:	Probenentnahmeplan	81
Bild 69:	Dendritische Erstarrung einer organischen Succinonitril – Aceton Legierung [15]	84
Bild 70:	Kombiniertes Erstarrungsrissmodell (in Anlehnung an [93], [95])	84
Bild 71:	Dehnungsverteilung im Brückenmodell zur Beschreibung der lokalen Grenzdehnung A_{grenz}	86
Bild 72:	Erstarrungsrissbildung bei der Legierung Alloy 602 CA im MVT-2 Test; Transvareststraint-Modus; Schutzgas: Ar + 5% H ₂ , $v_s = 1,4$ mm/s, $v_{\text{trav}} = 1,8$ mm/s, $I = 171$ A; $U = 11,4$ V	88
Bild 73:	Vorwiegend interkristalliner Erstarrungsrissverlauf (Ätzung nach Adler)	89
Bild 74:	Vorwiegend interdendritischer Erstarrungsrissverlauf (Ätzung nach Adler)	89
Bild 75:	REM-Aufnahme der Erstarrungsrisstopografie beim Alloy 602 CA; 700 x	89
Bild 76:	Modell zur Bestimmung der Erstarrungsriss-Grenztemperatur T_{ER} durch schnelle Beanspruchung (dehnungsbasiertes Konzept)	91
Bild 77:	Parameter und daraus berechnete dreidimensionale Funktion einer Schmelzbadgeometrie	94

Bild 78:	Endkrater (links) und Querschliff (rechts) einer WIG-Umschmelznaht des Werkstoffs Alloy 602 CA; Schweißparameter P1; Schutzgas: Ar + 1% N ₂	96
Bild 79:	Vergleich der Endkrater-Rückfront-Funktion für P1 mit Ar + 1% N ₂	97
Bild 80:	Vergleich der Schmelzlinien-Funktion im Querschliff für P1 mit Ar + 1% N ₂	97
Bild 81:	Dreidimensionale Darstellung der ermittelten Schmelzbadgeometrie (Rückfront) mit den Geometrieparametern für P1 mit Ar + 1%N ₂	98
Bild 82:	Anwendung der Schmelzbadgeometriefunktion T(z,x) in einem numerischen Modell	99
Bild 83:	Flussdiagramm zur Implementierung der Schmelzbadfunktion in ANSYS® (APDL-Makro)	101
Bild 84:	Temperaturverlauf Simulation/Messung im Abstand von 2,7 mm und 1 mm von der Schweißnaht für P2 mit Ar + 1% N ₂	102
Bild 85:	Numerisch berechnete Temperaturverteilung im Querschnitt (oben) und an der Oberfläche (unten) für P2 mit Ar + 1% N ₂	103
Bild 86:	Temperaturverlauf Simulation/Messung im Abstand von 1,6 und 0,7 mm von der Schweißnaht für den Schweißparametersatz P3 in Verbindung mit Ar + 1% N ₂	104
Bild 87:	Numerisch berechnete Temperaturverteilung im Querschnitt (oben) und an der Oberfläche (unten) für P3 mit Ar + 1% N ₂	105
Bild 88:	Bestimmung der maximalen Risslänge L _{MCL} (in mm), $\epsilon_{\text{tot}} = 6\%$	107
Bild 89:	Abhängigkeit der Risslänge L _{MCL,korr} von der Biegedehnung ϵ_{tot} für P1 – P4 mit Ar 4.8	108
Bild 90:	Abhängigkeit der Risslänge L _{MCL,korr} von der Biegedehnung ϵ_{tot} für P1 – P4 mit Ar + 1% N ₂	109
Bild 91:	Bestimmung der erstarrungsrisskritischen Grenztemperatur T _{ER}	110
Bild 92:	Numerisch berechnete Temperaturverteilung für P1 - P4 mit Ar 4.8 in der Symmetrielinie der Schweißnaht auf der Probenoberfläche zum Zeitpunkt der schnellen Beanspruchung	111
Bild 93:	Numerisch berechnete Temperaturverteilung für P1 - P4 mit Ar + 1% N ₂ in der Symmetrieebene der Schweißnaht auf der Probenoberfläche zum Zeitpunkt der schnellen Beanspruchung	112

Bild 94:	Erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} für P3 mit Ar 4.8	112
Bild 95:	Erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} für P3 mit Ar + 1% N_2	113
Bild 96:	Diffusion an den Korngrenzen bei kleiner Streckenenergie	115
Bild 97:	Diffusion an den Korngrenzen bei hoher Streckenenergie	115
Bild 98:	Abhängigkeit der erstarrungsrisskritischen Grenztemperatur T_{ER} von der Streckenenergie E_S	115
Bild 99:	Risslage im schnellen Vareststraint und Transvareststraint Versuch für den Schweißparametersatz P1 mit Ar + 1% N_2 , $\epsilon_{tot} = 4\%$	116
Bild 100:	Risslage im schnellen Vareststraint und Transvareststraint Versuch für den Schweißparametersatz P1 mit Ar 4.8, $\epsilon_{tot} = 4\%$	117
Bild 101:	Position der Erstarrungsrisse in Abhängigkeit von v_{trav} , P1, Ar 4.8, Vareststraint-Modus	119
Bild 102:	Position der Erstarrungsrisse für vier verschiedene Traversenhubgeschwindigkeiten, P1 mit Ar 4.8, Vareststraint-Modus	120
Bild 103:	Gesamtrisslänge, Gesamtrissanzahl und $\langle L_{ER} \rangle$ für den Schweißparametersatz P1	122
Bild 104:	Gesamtrisslänge, Gesamtrissanzahl und $\langle L_{ER} \rangle$ für die Schweißparametersätze P2 und P3 im Vareststraint-Modus, Definition der Bereiche gemäß Bild 103	126
Bild 105:	Kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten $v_{trav,krit}$ im Transvareststraint-Modus	127
Bild 106:	Kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten $v_{trav,krit}$ im Vareststraint-Modus (nur ER)	127
Bild 107:	Kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten $v_{trav,krit}$ der Wiederaufschmelzrisse	128
Bild 108:	Kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit $v_{trav,krit}$ in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit v_s (nur WAR)	128
Bild 109:	Kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeiten $v_{trav,krit}$ im Vareststraint-Modus	129
Bild 110:	Geometrische Abmessungen des 2-Zonen Modells	131
Bild 111:	Variation der Materialparameter des 2-Zonen Modells	131

Bild 112:	Dehnungsverteilung in x-Richtung im Zwei-Zonen Modell, Quotienten der Tangentialmodule = 0,1, Quotient der Streckgrenzen = 0,5	132
Bild 113:	Einfluss der Materialkennwerte und der Schmelzbadgeometrie auf die lokalen Dehnungen in x- Richtung; globale Dehnung in x-Richtung = 1%	133
Bild 114:	Kontinuumsmechanischer Ansatz zur Bestimmung lokaler kritischer Dehngeschwindigkeiten bei der Erstarrungsrissinitiierung	135
Bild 115:	Spannungsverteilung in x-Richtung für P1 mit Ar 4.8 zum Zeitpunkt $t = 8,3$ s (vor Einsetzen der mechanischen Probenbeanspruchung)	136
Bild 116:	Spannungsverteilung in x-Richtung für P1 mit Ar 4.8 zum Zeitpunkt $t = 9,4$ s; $v_{\text{trav}} = 0,1$ mm/s; Transvarestraint-Modus, nach Einsetzen der mechanischen Beanspruchung	137
Bild 117:	Gemessene und berechnete Querverschiebungen für P1 und P2 mit Ar 4.8	138
Bild 118:	Dehnungsverteilung für P1 (I=-250-A, $v_s = 5$ mm/s) mit Ar 4.8, $t = 10,3$ s; $v_{\text{trav,krit}} = 0,05$ mm/s	139
Bild 119:	Dehnungsverteilung für P4 (I=-200-A, $v_s = 6$ mm/s) mit Ar-4.8, $t = 9,4$ s; $v_{\text{trav,krit}} = 0,1$ -mm/s	139
Bild 120:	Dehnungsverlauf in Abhängigkeit der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit für P1 mit Ar 4.8 am Rissursprung	141
Bild 121:	Dehngeschwindigkeitsverlauf in Abhängigkeit der Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit für P1 mit Ar 4.8 am Rissursprung	141
Bild 122:	Numerisch simulierter Dehnungsverlauf für P4 mit Ar 4.8, $v_{\text{trav,krit}} = 0,1$ mm/s	143
Bild 123:	Berechneter Dehngeschwindigkeitsverlauf für P4 mit Ar 4.8, $v_{\text{trav,krit}} = 0,1$ mm/s	143
Bild 124:	Der Controlled Tensile Weldability Test – Heißrisstest (CTW-Test)	144
Bild 125:	Komponenten des Controlled Tensile Weldability - Tests	145
Bild 126:	Auswertung des CTW-Versuchs für P4 mit Ar + 1% N ₂	146
Bild 127:	Auswertung des CTW-Versuchs für P4 mit Ar 4.8	147

Bild 128:	Numerische Simulationen des CTW-Versuchs für P4, $v_{CTW} = 0,03 \text{ mm/s}$	148
Bild 129:	Vergleich der kritischen lokalen Dehnung im MVT-2 Versuch und der kritischen und überkritischen lokalen Dehnung im CTW-Test für P4 mit Ar 4.8	149
Bild 130:	Lokale Dehngeschwindigkeiten im CTW-Test, Vergleich mit MVT-2 Erstarrungsrisskriterium, P4 mit Ar 4.8	150
Bild 131:	Geometrieparameter der Gesenke im Varestreint-Modus	151
Bild 132:	Geometrieparameter der Gesenke im Transvarestreint-Modus	152
Bild 133:	Hubfunktionen der Traverse für die Standardradien der MVT-1 Anlage (Varestreint-Modus)	154
Bild 134:	Gesamtrisslänge (TCL) und Gesamtrissanzahl (TCN) in Abhängigkeit der Traversenhubgeschwindigkeit für eine Gesamtdehnung $\epsilon_{tot} = 1\%$	157
Bild 135:	Gesamtrisslänge (TCL) und Gesamtrissanzahl (TCN) in Abhängigkeit der Traversenhubgeschwindigkeit für eine Gesamtdehnung $\epsilon_{tot} = 4\%$	158
Bild 136:	Numerisches Modell des laserspezifischen Heißrisstests	160
Bild 137:	Dehnungsverteilung in z-Richtung nach 38° (links) und nach 75° (rechts) Drehung mit einem Biegedornradius R_1 von 36 mm	160
Bild 138:	Dehnungsverlauf in Abhängigkeit von der Probendicke P und des Biegedornradius R_1	161
Bild 139:	Dehnungsverlauf ϵ_{mech} in Abhängigkeit der Werkstoffkennwerte, $P = 3 \text{ mm}$, $R_1 = 36 \text{ mm}$	163
Bild 140:	Traversenhubgeschwindigkeit des MVT-2 Tests in Abhängigkeit von der Winkelgeschwindigkeiten des laserspezifischen Heißrisstests für Probendicke $P = 3 \text{ mm}$ und $P = 2 \text{ mm}$, Alloy 602 CA, $\epsilon_{tot} = 2\%$	165
Bild 141:	Time-Strain-Fracture Diagramm als Erstarrungsrisskriterium bei der Legierung Alloy 602 CA in Erweiterung von Bild 129	171

IX Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Testparametersätze für MVT-Standardversuche	53
Tabelle 2:	Chemische Zusammensetzung des Alloy 602 CA, Massenanteile in Prozent	64
Tabelle 3:	Programmierbare Parameter der MVT-2 Anlage	76
Tabelle 4:	Linearisierter Dehnungsanstieg pro mm Traversenhubweg H für die MVT-2 Anlage	78
Tabelle 5:	Übersicht der verwendeten Schweißparameter	82
Tabelle 6:	Übersicht über die konstanten Versuchsparameter	82
Tabelle 7:	Übersicht der Geometrie- und Formparameter für Gleichung (20)	93
Tabelle 8:	Ermittelte Geometrieparameter der Schmelzbadgeometrie in Abhängigkeit der Schweißparametersätze P1 bis P4 und des Schutzgases	97
Tabelle 9:	Koeffizienten der Schmelzbadgeometrien für Ar + 1% N ₂	98
Tabelle 10:	Koeffizienten der Schmelzbadgeometrien für Ar 4.8	99
Tabelle 11:	Maximale Risslänge (L_{MCL} und $L_{MCL,korr}$) in Abhängigkeit der Gesamtdehnung ϵ_{tot} , der Schweißparametersätze P1 – P4 und der untersuchten Schutzgase	107
Tabelle 12:	Gesättigte Risslängen für P1 bis P4 in Verbindung mit Ar 4.8 und Ar + 1% N ₂	108
Tabelle 13:	Erstarrungsrisskritische Grenztemperatur T_{ER} in Abhängigkeit der Schweißparametersätze und der untersuchten Schutzgase	113
Tabelle 14:	Vergleich der Heißrissparameter im Varestreint- und Transvarestreint-Modus	124
Tabelle 15:	Übersicht der variierten Materialkennwerte für das Zwei-Zonen Modell	132
Tabelle 16:	Lokale Dehngeschwindigkeit in Abhängigkeit der globalen Dehngeschwindigkeit für P1	142
Tabelle 17:	Übersicht über die geometrischen Gesenkparameter im Varestreint- und im Transvarestreint-Modus für die MVT-1 und die MVT-2 Anlage	153

Tabelle 18:	Durchschnittliche Traversenhubgeschwindigkeit $v_{\text{trav,lin}}$ für die Standardbiegedehnungen	155
Tabelle 19:	Äquivalente Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage für die Standardprüfdehnungen	156
Tabelle 20:	Dehnungsanstieg bei maximaler Motordrehzahl des LSHRT in Abhängigkeit von dem Radius und der Probendicke	162
Tabelle 21:	Dehnungsanstieg im LSHRT in Abhängigkeit der Werkstoffkennwerte	164

X Abkürzungen und Formelzeichen

α	[°]	Winkel
α_K	[J /mm ² sK]	Wärmeübergangszahl durch freie Konvektion
α_S	[J/mm ² sK]	Wärmeabstrahlungszahl
A_{grenz}	[m/m]	Lokale Grenzdehnung
AISI		American Iron and Steel Institute
APDL		Ansys Parametric Design Language
B	[mm]	Breite der MVT-Probe
B_{SB}	[mm]	Breites des Schmelzbades
β	[-]	Schrumpfungsfaktor
BTR	[°C]	Brittleness Temperature Range
c	[-]	Windungskonstante des dendritischen Netzwerks
C_0	[at%]	Ausgangskonzentration
C_{act}	[at%]	Konzentration grenzflächenaktiver Elemente
C_L	[at%]	Schmelzezusammensetzung an der Phasengrenze flüssig/fest
C.S.R.		Critical Solidification Range
CTW-Test		Controlled Tensile Weldability Test
\dot{D}	[mm/s]	Effektive Deformationsrate im VDR-Test
Δ	[-]	Faktor, der die Koordinaten eines Schmelzbadwendepunktes bestimmt
DDC		Ductility Dip Crack, Risse infolge Verformbarkeitsabfall
$d_{\text{ROF-ROS}}$	[mm]	Anteil der Risslänge infolge zu geringem Schmelzenachfluss
d_{BTR}	[mm]	Anteil der Risslänge infolge Sprödigkeit
DVS		Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.
E_S	[kJ/cm]	Nominelle Streckenenergie
$\dot{\epsilon}$	[1/s]	Dehngeschwindigkeit
$\dot{\epsilon}_{\text{glo}}$	[1/s]	Globale Dehngeschwindigkeit

$\dot{\epsilon}_{lok}$	[1/s]	Lokale Dehngeschwindigkeit
$\dot{\epsilon}_p$	[1/s]	Dehngeschwindigkeit der primären Dendritenarme infolge äußerer Verformung
ϵ_{el}	[m/m]	Elastischer Dehnungsanteil
ϵ_{ext}	[m/m]	Dehnung infolge äußerer Verformung
ϵ_{int}	[m/m]	Dehnung infolge Volumenschrumpfung
ϵ_{krit}	[m/m]	Kritische Dehnung
ϵ_{min}	[m/m]	Minimale Dehnung, bei der Heißrisse auftreten
ϵ_p	[m/m]	Dehnung quer zur Erstarrungsrichtung
ϵ_{pl}	[m/m]	Plastischer Dehnungsanteil
ϵ_{red}	[m/m]	Technologische Sicherheit
ϵ_{tot}	[m/m]	Gesamtdehnung / Biegedehnung im MVT-2 Versuch
ϵ_{th}	[m/m]	Thermischer Dehnungsanteil
ER		Erstarrungsrisse
E_S	[kJ/cm]	Nominelle Streckenenergie
ESPI		Electron Speckle Pattern Interferometry
ETI	[°C]	Erstarrungsrissskritisches Temperaturintervall
F	[N]	Kraft
F_H	[N]	Gesenkkraft einer MVT-Anlage
ϕ	[-]	Formparameter des Schmelzbades in der Querschnittsebene
F_{mar}	[N]	Marangoni-Kraft
FEM		Finite Elemente Methode
G	[°C/mm]	Temperaturgradient dT/dx
γ	[N/m]	Oberflächenenergie / Oberflächenspannung
GW		Grundwerkstoff
GL		Germanischer Lloyd
g_L	[-]	Volumenanteil schmelzflüssiger Phase im Dendritennetzwerk
$G_{V,vare}$	[mm]	Länge des Vareststraint-Gesenks

$G_{T,vare}$	[mm]	Auflagebreite des Varestraint-Gesenks
$G_{T,vare}$	[mm]	Auflagebreite des Transvarestraint-Gesenks
η	[-]	Formparameter des Schmelzbades in der Oberflächenebene
H_{SB}	[mm]	Tiefe des Schmelzbades
H_{spez}	[J/mm ³]	Spezifische Enthalpie
HZ		Heiß-Zug-Versuch
HDR		Heiß-Deformationsrate-Versuch
H	[mm]	Gesenkhub der MVT-Anlage
$H_{geo,vare}$	[mm]	Geometrischer Gesenkhub im Varestraint-Modus
$H_{geo,trans}$	[mm]	Geometrischer Gesenkhub im Transvarestraint-Modus
I	[A]	Schweißstromstärke
IRC-Test		Instrumented Restraint Cracking Test
i_{krit}	[$\mu\text{m/s}$]	kritische Querverformungsgeschwindigkeit beim HDR-Test
K	[-]	Permeabilität
k	[-]	Verteilungskoeffizient C_s/C_l
kfz		kubisch-flächenzentriert
krz		kubisch-raumzentriert
λ	[W/mm·K]	Wärmeleitfähigkeit
λ_{pri}	[mm]	Primärer Dendritenarmabstand
λ_{sek}	[mm]	Sekundärer Dendritenarmabstand
L	[mm]	Hebelarmlänge
$\langle L_{ER} \rangle$	[mm]	Durchschnittliche Erstarrungsrisslänge (TCL / TCN)
L_m	[mm]	Länge der Mushy Zone
L_{MCL}	[mm]	Maximale Erstarrungsrisslänge
$L_{MCL, kor}$	[mm]	Korrigierte maximale Erstarrungsrisslänge
L_{sat}	[mm]	Gesättigte Erstarrungsrisslänge
L_{SB}	[mm]	Gesamtlänge eines Schmelzbades

$L_{SB,v}$	[mm]	Länge eines Schmelzbades – Vorderfront
$L_{SB,R}$	[mm]	Länge eines Schmelzbades – Rückfront
LSHRT		Laserspezifischer Heißrisstest
m	[-]	Steigung
μ	[-]	Formparameter des Schmelzbades in der Symmetrieebene
MCL	[mm]	Maximum Crack Length; Länge des längsten Risses
MISO		Measurement by Means of In-Situ Observation
MVT		Modifizierter Vastrestraint Transvastrestraint Test
ν	[-]	Formparameter des Schmelzbades in der Oberflächenebene
O_{glo}	[-]	Globaler Koordinatenursprung
P	[mm]	Probendicke
P1 – P4		Schweißparametersatz
P_c	[N/mm ²]	Summe der thermomechanisch und phasenwechselbedingten Beiträge zur Verringerung des interdendritischen Drucks
$P(T)$	[undefiniert]	technologische Festigkeit
P_{min}	[m/m]	Minimales Verformungsvermögen
P_s	[MPa]	Effektiver Nachflussdruck
P_M	[MPa]	Metallostatischer Druck
ΔP_ε	[MPa]	Druckänderung zwischen Dendriten
ΔP_{sh}	[MPa]	Druckänderung infolge Volumenschrumpfung
P^+	[MPa]	Druck der eintretenden Schmelze
P^-	[MPa]	Druck der austretenden Schmelze
PVR		Programmierbarer Verformungsrate Versuch
RDG		Rappaz - Drezet - Gremaud
REM		Rasterelektronenmikroskop
R_G	[mm]	Gesenkradius
ROF	[1/s]	Rate of Feeding
ROS	[1/s]	Rate of Shrinkage

R_M	[mm]	Radius der Matrize im MVT-Test
R_1, R_2, R_3	[mm]	Biegeradius im LSHRT
$\rho_{0,Al}$	[g/mm ³]	Dichte des schmelzflüssigen Aluminiums
ρ_l	[g/mm ³]	Dichte der schmelzflüssigen Phase
ρ_s	[g/mm ³]	Dichte der festen Phase
SG		Schweißgut
t	[s]	Zeit
τ	[-]	Formparameter des Schmelzbades in der Symmetrieebene
$\Delta t(\epsilon_{tot})$	[s]	Beanspruchungszeit in Abhängigkeit der Biegedehnung
T	[°C]	Temperatur
\dot{T}	[°C/s]	Durchschnittliche Abkühlrate
$T_{BTR,min}$	[°C]	Untere Grenztemperatur des BTR
$T_{BTR,max}$	[°C]	Obere Grenztemperatur des BTR
T_{ER}	[°C]	Erstarrungsrisikritische Grenztemperatur
T_{liq}	[°C]	Liquidustemperatur
T_M	[°C]	Schmelztemperatur
T_{sol}	[°C]	Solidustemperatur
T_{max}	[°C]	Lokale Maximaltemperatur
TCL	[mm]	Total Crack Length; Gesamtrisslänge
TCN	[-]	Total Crack Number; Gesamtrissanzahl
T_{NZ}	[°C]	Nullzähigkeitstemperatur
$T_{NZ,A}$	[°C]	Nullzähigkeitstemperatur beim Abkühlen
T_{NF}	[°C]	Nullfestigkeitstemperatur
η	[Pa·s]	Viskosität der Schmelze
U	[V]	Schweißspannung
U_f	[J]	Freie Energie
U_s	[V]	Schweißspannung

u_x	[mm]	Verschiebung in x-Richtung
VDR-Test		Variable Deformation Rate Test
v_{krist}	[mm/s]	Kristallisationsgeschwindigkeit
v_S	[mm/s]	Schweißgeschwindigkeit
v_{trav}	[mm/s]	Traversenhubgeschwindigkeit / Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage
$v_{\text{trav,lin}}$	[mm/s]	Linearisierte Traversenhubgeschwindigkeit
$\langle v_{\text{trav,lin}} \rangle$	[mm/s]	Durchschnittliche linearisierte Traversenhubgeschwindigkeit
$v_{\text{trav,äqu}}$	[mm/s]	Äquivalente Traversenhubgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage
$v_{\text{trav,krit}}$	[mm/s]	Kritische Traversenhubgeschwindigkeit / Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit der MVT-2 Anlage
v_T	[mm/s]	Dendritenwachstumsgeschwindigkeit = Geschwindigkeit der Liquidusisotherme
v_{PVR}	[mm/s]	Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit im PVR-Test
v_{CTW}	[mm/s]	Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit im CTW-Test
$v_{\text{CTW,krit}}$	[mm/s]	Kritische Probenbeanspruchungsgeschwindigkeit im CTW-Test
ω	[-]	Formparameter des Schmelzbades in der Querschnittsebene
ω_v	[1/s]	Winkelgeschwindigkeit
WAR		Wiederaufschmelzriss
WEZ		Wärmeeinflusszone
x	[-]	Koordinatenrichtung
x_{lok}	[-]	Lokale Koordinatenrichtung
y	[-]	Koordinatenrichtung
z	[-]	Koordinatenrichtung
z_{lok}	[-]	Lokale Koordinatenrichtung
$z_{\text{lok,0}}$	[-]	Lokaler Koordinatenursprung

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name, Vorname: Wolf, Martin
Anschrift: Am Brunnenlech 1; 86150 Augsburg
Geburtsdatum, -ort: 12. September 1973 in Kronberg im Taunus
Familienstand: verheiratet, eine Tochter
Staatsangehörigkeit: deutsch

Ausbildung und berufliche Tätigkeiten

09/80 – 07/84 Victoria Grundschule in Kronberg
09/84 – 06/93 Bischof-Neumann-Gymnasium in Königstein
Abitur: Juni 1993
09/93 – 06/96 Berufsausbildung zum Physiklaboranten bei der Metallgesellschaft AG
und der Hoechst AG in Frankfurt am Main
10/96 – 06/98 Grundstudium der Werkstoffwissenschaften an der Friedrich Alexan-
der Universität in Erlangen
07/98 – 06/01 Hauptstudium der Werkstoffwissenschaften an der TU-Berlin
08/01 – 10/05 Wissenschaftlicher Angestellter an der Bundesanstalt für Materialfor-
schung und –prüfung in Berlin
seit 11/05 Projektleiter bei der SGL Carbon Group

Veröffentlichungen

H. Schobbert; Th. Böllinghaus; M. Wolf
Hot Cracking of Laser and Hybrid Welded Austenitic Stainless Steels. Trends in Welding
Research, Proceedings of the 6th International Conference, ASM International,
ISBN 0-87170-780-2, 2003, S. 76 - 81

M. Wolf; Th. Hoffmann; H. Schobbert
Aktuelle Entwicklungen beim Schweißen von Nickelbasislegierungen unter Berücksichti-
gung des Schutzgaseinflusses auf die Heißrissresistenz. DVS-Berichte Band 225,
ISBN: 3-87155-683-1, S. 257 – 265, 2003

H. Schobbert; Th. Böllinghaus; M. Wolf
Metastable Primary Solidification Modes in the Fe-Cr-Ni System during Laser Welding.
Solidification and Crystallization, Wiley-VCH, ISBN 3-527-31011-8, 2004, S.213 - 227

M. Wolf; H. Schobbert; Th. Böllinghaus: Influence of the Weld Pool Geometry on Solidification Crack Formation. Hot Cracking Phenomena in Welds. ISBN 3-540-22332-0, Springer Berlin Heidelberg New York, 2004, S. 245 - 268

K. Stelling; Th. Böllinghaus; M. Wolf, A. Schöler; A. and A. Burkert; B. Isecke: Hot Cracks as Stress Corrosion Cracking Initiation Sites in Laser Welded Corrosion Resistant Alloys. Hot Cracking Phenomena in Welds. ISBN 3-540-22332-0, Springer Berlin Heidelberg New York, 2004, S. 165 – 182

Th. Kannengießer; M. Wolf; H. Schobbert: Recent Developments in Nickel Base Material Welding Considering the Influence of Shielding Gas on the Hot Cracking Resistance. Stainless Steel World; July / August 2005, S. 20 – 29

Augsburg, im September 2006

Martin Wolf