Dipl.-Ing. Peter Zimmer

Zur Bewertung der Kaltrisssicherheit von Schweißverbindungen aus hochfesten Feinkornbaustählen

BAM-Dissertationsreihe • Band 29 Berlin 2007 Die vorliegende Arbeit entstand an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM).

Impressum

Zur Bewertung der Kaltrisssicherheit von Schweißverbindungen aus hochfesten Feinkornbaustählen

2007

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 © 2007 by Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)

Layout: BAM-Arbeitsgruppe Z.64

ISSN 1613-4249 ISBN 978-3-9811655-8-6

Zur Bewertung der Kaltrisssicherheit von Schweißverbindungen aus hochfesten Feinkornbaustählen

vom Fachbereich Maschinenbau der Helmut-Schmidt-Universität -Universität der Bundeswehr Hamburgzur Erlangung des akademischen Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.) genehmigte

Dissertation

von:

Dipl.-Ing. Peter Zimmer

aus

Berlin

Gutachter:	Prof. DrIng. H. Hoffmeister Prof. DrIng. T. Böllinghaus Prof. DrIng. H. Herold
Tag der mündlichen Prüfung:	10. Juli 2007

Hamburg 2007

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Angestellter in der Fachgruppe V.5 "Sicherheit in der Fügetechnik" im Rahmen des Doktorandenprogramms der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) in Berlin. Zusätzlich wurde die Anfertigung der Dissertation durch ein von der Deutschen Forschungsgemeinschaft geördertes Forschungsvorhaben ermöglicht.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. H. Hoffmeister von der Helmut-Schmidt-Universität - Universität der Bundeswehr Hamburg - für sein Interesse an meiner Dissertation und die Bereitschaft der Übernahme des Hauptgutachtens.

Für die Übernahme der Zweitgutachten möchte ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. H. Herold von der Otto von Guericke Universität Magdeburg sowie bei meinem Fachgruppenleiter Herrn Prof. Dr.-Ing. T. Böllinghaus bedanken.

Darüber hinaus danke ich meinem Projektgruppenleiter, Herrn Dr.-Ing. T. Kannengießer, für die tatkräftige Unterstützung sowie die vielen hilfreichen Anregungen bei der Fertigstellung dieser Arbeit.

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 Frau Breu, Herrn Peter Friedersdorf, Herrn Andreas Hannemann, Herrn Thomas Michael, Herrn Michael Richter und Herrn Klaus Scheideck, ohne welche die Durchführung der vielfältigen Versuche nicht möglich gewesen wäre.

Besonders danke ich meinen Kolleginnen Karen Stelling und Pornwasa Wongpanya sowie den Kollegen Dr.-Ing. Mathias Neuhaus, Dr.-Ing. Dirk M. Seeger, Dr.-Ing. Ekkarut Viyanit und Dr.-Ing. Martin Wolf für die konstruktive Zusammenarbeit und für die ständige Bereitschaft, mir mit Rat und Tat zur Seite zu stehen. Weiterhin gilt mein herzlicher Dank allen Praktikanten und Diplomanden, die durch ihre tatkräftige Unterstützung zum Ergebnis dieser Arbeit maßgeblich beigetragen haben, insbesondere Frau Mercedes Enpinosa-Sanches, Herrn Marco Fiedler, Herrn Daniel Brackrock und Herrn Thomas Mente.

Den Firmen Dillinger Hütte, Böhler Thyssen Welding und Messer-Grießheim danke ich für die Bereitstellung der Grund- und Zusatzwerkstoffe.

Nicht zuletzt danke ich meiner Familie, hauptsächlich meiner Frau Claudia und meinem Sohn Robert, ohne deren Verständnis, Unterstützung und Hilfe diese Arbeit nicht denkbar gewesen wäre.

Berlin, Oktober 2007

Peter Zimmer

Zusammenfassung

Während sich durch den Einsatz niedriglegierter hochfester schweißgeeigneter Feinkornbaustähle mit Streckgrenzen über 690 MPa in vielen Bereichen der stahlverarbeitenden Industrie einerseits ökonomische Vorteile ergeben, stellt die schweißtechnische Verarbeitung dieser Werkstoffe mit steigender Festigkeitsklasse eine große Herausforderung dar, da die bei der Herstellung durch eine gezielte Wärmebehandlung eingestellten günstigen Eigenschaften des Materials durch weitere thermische bzw. thermomechanische Zyklen beim Schweißen nachteilig beeinflusst werden. In Verbindung mit einem Wasserstoffeintrag beim Schweißen steigt die Gefahr einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung. Diese, lange Zeit aufgrund der Erfahrungen an niederfesten Feinkornbaustählen als beherrschbar angesehene Art der Rissbildung, gewann, wie aktuelle Schadenfälle zeigen, in den letzten Jahren zunehmend an Bedeutung. Besonders die Tatsache, dass die vorhandenen Regelwerke zur schweißtechnischen Fertigung den Festigkeitsbereich der eingesetzten Feinkornbaustähle mit Streckgrenzen über 690 MPa nicht abdecken, stellt vor diesem Hintergrund ein sicherheitsrelevantes Problem dar.

Die im Rahmen dieser Arbeit an den hochfesten Feinkornbaustählen S690Q und S1100QL ermittelten wasserstoffabhängigen mechanischen Kennwerte weisen auf ein erheblich größeres Kaltrissrisiko dieser hochfesten Varianten gegenüber Feinkornbaustählen mit niedrigerer Festigkeit hin. Aus den Ergebnissen umfangreicher Zugversuche mit wasserstoffbeladenen Proben konnte abgeleitet werden, dass sich als Parameter zur Beschreibung der Kaltrissempfindlichkeit im Gegensatz zu Festigkeitswerten die wahre Bruchdehnung am besten eignet, da sie für alle untersuchten Gefügezustände die Effekte des Wasserstoffs über den gesamten Wasserstoffkonzentrationsbereich am signifikantesten reflektiert. Dieser Parameter ist als Risskriterium nutzbar und wird in Form mathematischer Gleichungen für zwei repräsentative Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombinationen der Festig-keitsklassen S690 und S1100 zur Verfügung gestellt.

Die Übertragbarkeit des identifizierten Parameters auf Laborproben wird nachgewiesen und erscheint auf reale Bauteile möglich, wenn die lokale Dehnung an rissgefährdeten Bereichen der entsprechenden Konstruktion bestimmt werden kann. Auf Grundlage der bereits für die Evaluation der wasserstoffunterstützten Spannungsrisskorrosion erfolgreich eingesetzten Time-Strain-Fracture Diagramme wird diese Vorgehensweise anhand der Werkstoff/Zusatzwerkstoffkobination S1100QL/UnionX96 unter Anwendung des IRC-Tests gezeigt und führte vorerst zu qualitativen Aussagen bezüglich des Kaltrissrisikos in Abhängigkeit vom Einspanngrad. Die lokale Dehnung im Schweißgut wird dabei mittels numerischer Simulation bestimmt und den experimentell bestimmten kritischen Dehnungswerten gegenübergestellt.

Abstract

Whereas the application of weldable high-strength low-alloyed fine-grained structural steels with yield strengths exceeding 690 MPa offers economic advantages in many sectors of the steels processing industry, welding fabrication presents a major challenge with increasing strength grade of these materials, since their favourable properties obtained by deliberate heat treatment during production are adversely affected by further thermal and thermomechanical cycles during welding. Hydrogen entry during welding involves an increasing risk of hydrogen-assisted cold cracking. This type of cracking, which has long been regarded as controllable based on the experience with low-strength fine-grained structural steels, assumes greater importance in recent years as current damage cases attest. Particularly the fact that the existing codes devoted to welding fabrication do not cover the strength range of the applied fine-grained structural steels with yield strengths exceeding 690 MPa constitutes a safety-relevant problem against this background.

The hydrogen-dependent mechanical characteristics determined within the scope of this study for the high-strength fine-grained structural steels S690Q and S1100QL point to a considerably higher cold cracking risk of these high-strength variants compared to low-strength fine-grained structural steels. From the results of extensive tensile tests using hydrogen-charged specimens it was deduced that the true elongation, in contrast to strength values, is best suitable as parameter for describing the cold cracking susceptibility, since it most significantly reflects the effects of hydrogen over the entire hydrogen concentration range for all investigated microstructure conditions. This parameter can be used as a crack criterion and is provided in the form of mathematical equations for two representative material/filler material combinations of the strength grades S690 and S1100.

The transferability of the identified parameter to laboratory specimens has been proved. Its transferability to real components seems possible if the local strain in crack-prone areas of the respective structure can be determined. Based on the time-strain-fracture diagrams which have already been successfully used for the evaluation of hydrogen-assisted stress corrosion cracking, this procedure is demonstrated using the material/filler material combination S1100QL/UnionX96 in the IRC-Tests. The local weld metal strain is determined by numerical simulation and compared with the critical strain values obtained from the experiments. The results allow first qualitative statements to be made regarding the risk of cold cracking depending on the restraint intensity.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	15
2	Kenntnisstand	19
2.1	Hochfeste Feinkornbaustähle	19
2.1.1	Entwicklung, Herstellung und Eigenschaften	19
2.1.2	Schweißtechnische Verarbeitung hochfester Feinkornbaustähle	23
2.2	Wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung in hochfesten Feinkornbaustählen	26
2.2.1	Grundlagen und Erscheinungsbild	26
2.2.2	Wasserstofftransport	27
2.2.3	Wirkung des Wasserstoffs auf die mechanischen Eigenschaften metallischer Werkstoffe	30
2.2.3.1	Schweißgeeignete hochfeste Feinkornbaustähle	31
2.2.3.2	Weitere metallische Werkstoffe	32
2.3	Übersicht und Bewertung von Kaltrissprüfverfahren	35
2.3.1	Fremdbeanspruchte Kaltrissprüfverfahren	36
2.3.1.1	Implant-Test	36
2.3.1.2	Weitere fremdbeanspruchte Kaltrissprüfverfahren	37
2.3.1.2.1	TRC-Test (Tensile Restraint Cracking Test)	37
2.3.1.2.2	LTP-Test	38
2.3.1.2.3	Augmented- Strain Cracking Test	39
2.3.2	Selbstbeanspruchende Kaltrissprüfverfahren	40
2.3.2.1	TEKKEN-Test, U-Groove Weld Cracking Test, Lehigh-Test	40
2.3.2.2	CTS-Test	43
2.3.2.3	IRC-Test	45
2.3.2.4	Weitere selbstbeanspruchende Kaltrissprüfverfahren	46
2.3.2.4.1	Rigid Restraint Cracking-Test (RRC)	46
2.3.2.4.2	Cruciform-Versuch	46
2.3.2.4.3	WIC (Welding Institute of Canada)-Test	47
2.3.2.4.4	RGW-Test	48
2.3.2.4.5	GBOP-Test (Gapped Bead-On-Plate)	49
2.3.2.4.6	Bead Bend Test	49
2.3.2.4.7	Batelle Underbead Cracking Test	52
2.3.2.4.8	Circular Patch Test	52
2.3.2.4.9	Schnadt Fisco Test	53

2.3.2.4.10	Slot Weld Test	54
2.3.2.4.11	Butt-Weld (WI) Cracking Test	55
2.3.3	Vergleich und Aussagefähigkeit der einzelnen Prüfverfahren	55
2.3.4	Das Konzept des Einspanngrades	62
2.3.5	Übersicht und Bewertung von Konzepten zur Berechnung der Vorwärmtemperatur für das kaltrisssichere Schweißen von hochfesten Feinkornbaustählen	68
2.4	Zielstellung	75
3	Versuchsaufbau und numerischer Ansatz	77
3.1	Untersuchte Werkstoffe	77
3.2	Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der Schweißnahtgefüge in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration mittels Zugversuch	78
3.2.1	Herstellung schweißsimulierter Gefüge	78
3.2.2	Elektrolytische Wasserstoffbeladung der Zugproben	80
3.2.3	Durchführung der Zugversuche	81
3.3	Kaltrisstests	82
3.3.1	Implant-Tests	82
3.3.2	TEKKEN-Test	83
3.3.3	CTS-Test	84
3.3.4	IRC-Test	85
3.4	Bestimmung der Wasserstoffkonzentration	86
3.4.1	Quecksilbermethode nach ISO 3690	87
3.4.2	Trägergasheißextraktion	91
3.4.3	Vergleich und Bewertung verschiedener Analysemöglichkeiten	93
3.5	Numerische Simulationen von Schmelzschweißprozessen	95
3.5.1	Grundlagen zur numerischen Berechnung schweißbedingter Temperaturfelder, Spannungen und Dehnungen	98
4	Ergebnisse und Diskussion	105
4.1	Festigkeit und Duktilität in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration	105
4.1.1	Glatte Zugproben	105
4.1.1.1	Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S690Q/NiMoCr	105
4.1.1.2	Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S1100QL/UnionX96	113
4.1.2	Kerbzugproben	120
4.1.2.1	Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S690Q/NiMoCr	120
4.1.2.2	Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S1100QL/UnionX96	125

4.2	Kaltrisstests nach ISO 17642	130
4.2.1	S690Q/Union NiMoCr	130
4.2.2	S1100QL/Union X96	133
4.2.3	Vergleich und Bewertung der Ergebnisse der durchgeführten Kaltrisstests nach ISO 17642 mit den Ergebnissen der Zugversuche	136
4.2.4	IRC-Versuche	141
4.2.5	Temperaturfeld- und Strukturberechnungen an IRC- Proben mittels numerischer Simulation	143
4.2.6	Kaltrissabschätzung geschweißter Komponenten mittels Time-Strain- Fracture (TSF) Diagrammen	145
5	Schlussfolgerungen	150
6	Literatur	152
Abkürzung	gen und Formelzeichen	162
Bildverzei	chnis	164
Tabellenve	erzeichnis	168

1 Einleitung

In vielen Bereichen der stahlverarbeitenden Industrie, wie z. B. im modernen Stahl-, Nutzfahrzeug- und Anlagenbau, ist das Interesse an niedriglegierten hochfesten schweißgeeigneten Feinkornbaustählen in den letzten Jahren ständig gestiegen. Als Grund dafür lässt sich einerseits das enorme Einsparpotential bezüglich der eingesetzten Legierungselemente gegenüber höher legierten Stählen gleicher Festigkeit anführen. Andererseits lassen sich, resultierend aus dem günstigen Verhältnis von Eigengewicht und Tragfähigkeit der hochfesten Feinkornbaustähle, Konstruktionen verwirklichen, deren ökonomisch sinnvolle Umsetzung ohne diese Werkstoffe nicht möglich wäre.

Als aktuelle Beispiele für den Einsatz dieser Werkstoffe lassen sich die Konstruktion des Forumdaches des Berliner Sony-Centers und die Herstellung mobiler Hubkräne anführen. Am Fußpunkt der in *Bild 1* sichtbaren Luftstütze der Dachkonstruktion des Sony-Centers befindet sich der Seilverankerungsknoten, an dem die so genannten Luftstützenseile angreifen und so ein Vorspannen der Konstruktion ermöglichen. Der Seilverankerungsknoten weist ein Gewicht von 18 t auf und besteht aus den Werkstoffen S355J2G3 und S690QL1, welche mit Blechdicken von bis zu 180 mm eingesetzt wurden. Damit wurde speziell für den S690QL1 bezüglich seiner schweißtechnischen Verarbeitung die in der allgemeinen bauaufsichtlichen Zulassung des Deutschen Instituts für Bautechnik verankerte zulässige Blechdicke überschritten, so dass eine Genehmigung im Einzellfall auf Grundlage der Prüfung bauteilähnlicher Probekörper nötig war.



Bild 1: Forumdach des Sony-Centers mit Komponenten aus hochfesten Feinkornbaustählen

Bild 2: Mobilkran mit Komponenten aus hochfesten Feinkornbaustählen

Bei der Produktion von Mobilkränen (*Bild 2*) werden heute hochfeste Feinkornbaustähle mit Streckgrenzen von bis zu 960 MPa eingesetzt. In Hinblick auf eine weitere Gewichtsreduktion wird der Einsatz von Stählen mit bis zu 1100 MPa angestrebt, allerdings nur für ungeschweißte Konstruktionselemente wie zum Beispiel die Abspannungen des Auslegers. Prinzipiell sind die Stähle auch dieser für Feinkornbaustähle höchsten Festigkeitsklasse gut schweißbar. Doch erfordert die außerordentlich hohe Festigkeit von den Zusatzwerkstoff-Herstellern die Entwicklung neuer Schweißgüter, um die notwendigen Festigkeits- und Zähigkeitswerte nicht nur im Grundwerkstoff, sondern auch in der Schweißverbindung zu erreichen.

Die aufgeführten Beispiele zeigen, dass die schweißtechnische Verarbeitung der hochfesten Feinkornbaustähle vor allem ab Streckgrenzen von mehr als 690 MPa eine große Herausforderung darstellt, da die bei der Herstellung durch eine gezielte Wärmebehandlung eingestellten günstigen Eigenschaften durch weitere thermische bzw. thermomechanische Zyklen beim Schweißen nachteilig beeinflusst werden. So kann sich in Abhängigkeit von den Schweißparametern in der Wärmeeinflusszone ein grobkörniges Gefüge mit hoher Härte einstellen. Als Konsequenz ergibt sich beim Schweißen dieser Werkstoffe zwar eine ausreichende Festigkeit der Verbindung, die Zähigkeit fällt jedoch gegenüber dem Grundwerkstoff mit zunehmender Streckgrenze ab. Eine nachträgliche thermomechanische Behandlung solcher Verbindungen, wie sie im Zuge des komplexen Walzprozesses des Grundwerkstoffes zu einer ausreichenden Zähigkeit führen, ist dann nicht mehr möglich. Aufgrund der niedrigeren Zähigkeit der Schweißverbindung, insbesondere im Schweißgut, ist besondere Vorsicht hinsichtlich der Vermeidung eines Wasserstoffeintrages während des Schweißens geboten, um eine wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung auszuschließen. Diese, lange Zeit aufgrund der Erfahrungen an niederfesten Feinkornbaustählen als beherrschbar angesehene Art der Rissbildung, gewann daher in den letzten Jahren zunehmend an Bedeutung. Besonders hervorzuheben ist außerdem, dass die vorhandenen Regelwerke zur schweißtechnischen Fertigung den Festigkeitsbereich der heute schon eingesetzten Feinkornbaustähle mit Streckgrenzen von bis zu 1200 MPa nicht abdecken. Deshalb ist es nicht verwunderlich, dass es immer wieder zu katastrophalen Schadensfällen kommt, da der Vermeidung der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung während der Fertigung und der anschließenden Inbetriebnahme nicht genügend Beachtung geschenkt wird.

Ein Beispiel für das Versagen von hochfesten Feinkornbaustählen ist der folgenschwere Zwischenfall vom 12. Dezember 2000 im Wasserkraftwerk Cleuson-Dixence (Schweiz), als beim Bruch eines Druckrohres aus hochfestem Stahl in 1234 m Höhe ü. NN Teile des umgebenden Felsmassivs mit weggerissen wurden. Die Gewalt des austretenden Wassers zerstörte mehrere Berghütten und Scheunen und verwüstete etwa hundert Hektar Wälder, Weiden und Obstgärten. Drei Personen kamen durch die Folgen des Unglücks ums Leben.

Bild 3 und *Bild 4* zeigen das Höhenprofil der betroffenen Druckrohrleitung sowie eine Aufnahme der Unfallzone. Der Schaden trat an Fallrohren auf, die ohne Beschichtung im Fels verlegt wurden und mit zunehmender Tiefe entsprechend der höheren Belastung eine höhere Festigkeit und Wandstärke aufwiesen. Obwohl im Vorfeld Implant- und Kerbschlagversuche mit zufriedenstellenden Ergebnissen durchgeführt wurden, traten an UP-Schweißungen dennoch Kaltrisse auf. Diese konnten auch nach Reparaturschweißungen nicht vermieden werden.

Als Gründe für das Versagen wurden die hohe Härte und eine unzureichende Zähigkeit im Schweißgut, verbunden mit einem unbekannten Wasserstoffgehalt, der wahrscheinlich über 2 ml/100g lag, identifiziert. Möglich wäre neben der daraus resultierenden wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung auch eine überlagerte wasserstoffunterstützte Spannungsrisskorrosion. Die Ursache für den erhöhten Wasserstoffgehalt ist zum einen in der kathodischen Wasserstoffaufnahme zu sehen, die durch ein Absinken des pH-Wertes und des elektrochemischen Potentials in Spalten begünstigt wird. Da außerdem kein Nachwärmen der Nahtbereiche nach dem Schweißen erfolgte, ist zum anderen mit einem durch den Schweißprozess eingebrachten und nicht vollständig effundierten Wasserstoffanteil zu rechnen, so dass das Erreichen einer kaltrisskritischen Wasserstoffkonzentration durchaus möglich war. Weiterhin wurden keine bruchmechanischen Untersuchungen zur Bestimmung der kritischen Defektgröße durchgeführt.



Bild 3: Höhenprofil des betroffenen Rohrleitungsabschnitts



Bild 4: Schadensfall an einer Druckrohrleitung des Wasserkraftwerkes Cleuson-Dixence (Werkstoff: S690)

Dieses Beispiel zeigt nicht nur, dass der Vermeidung einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung in modernen Feinkornbaustählen vor dem Hintergrund steigender Festigkeiten und abnehmender Zähigkeiten mehr Beachtung geschenkt werden muss. Denn gleichzeitig wird mit steigender Festigkeitsklasse der Grund- und Zusatzwerkstoffe eine Verlagerung der Rissbildung von der Wärmeeinflusszone in das Schweißgut beobachtet. Als Grund dafür kann einerseits die Diskrepanz in der Entwicklung der Schweißzusatzwerkstoffe und der Grundwerkstoffe und andererseits das sich mit steigender Festigkeit bezüglich der Schweißparameter verkleinernde Arbeitsfenster angesehen werden. Es besteht also die dringende Notwendigkeit der Überarbeitung der Fertigungsspezifikationen. Dadurch wird sichergestellt, dass dem Anwender Verarbeitungshinweise auf fundierter wissenschaftlicher Grundlage zur Verfügung stehen, die hinsichtlich der schweißtechnischen Verarbeitung dieser Werkstoffe und der sich daraus ergebenden Konsequenzen für die Eigenschaften der wärmebeeinflussten Zone einen sicheren Betrieb der Anlagen ermöglichen.

2 Kenntnisstand

2.1 Hochfeste Feinkornbaustähle

Hochfeste Feinkornbaustähle leisten heute einen entscheidenden Beitrag zur Verringerung der Bauteilgewichte zum Beispiel bei Nutzfahrzeugen, Schiffen und Stahlbauten. Gegenüber konventionellen Stahlsorten ermöglichen diese Werkstoffe eine Dezimierung der Blechdicke und damit des Eigengewichtes bei gleichbleibender Tragfähigkeit der Konstruktion. Dadurch ergibt sich die Möglichkeit, Sicherheit und Leichtbau kostengünstig miteinander zu verbinden. Hohe Ansprüche in unterschiedlichen Anwendungsfeldern erfordern Werkstoffe, die ein dem jedoch jeweiligen Anwendungsfall angepasstes Eigenschaftsspektrum aufweisen. Deshalb kommt der Weiterentwicklung dieser Werkstoffe hin zu höherer Festigkeit und Zähigkeit bei gleichzeitig guter Verarbeitbarkeit besondere Bedeutung zu.

2.1.1 Entwicklung, Herstellung und Eigenschaften

Die nach DIN EN 10027 Teil 1 mit "S" gekennzeichneten Stähle werden im allgemeinen Stahlbau eingesetzt und ab einer Streckgrenze von >355 MPa als hochfeste Feinkornbaustähle bezeichnet. Die nicht eindeutig definierte Bezeichnung "Hochfester Stahl" ist seit den 1920er Jahren mit der Einführung der Stahlgüte St52 im deutschen Stahlbrückenbau üblich. Die Stahlgüte St52 entspricht den heutigen Stählen S355 mit einer Streckgrenze von 360 MPa [1]. Mit der Weiterentwicklung dieser Stähle hin zu höheren Streckgrenzen in Verbindung mit einem feinkörnigen Gefüge wurden in Abhängigkeit von der jeweiligen Mindeststreckgrenze die Bezeichnungen "höherfeste" bzw. "höchstfeste" Feinkornbaustähle geprägt. Da der wichtigste Aspekt für die Verwendung dieser Stähle neben den Festigkeitsund Zähigkeitseigenschaften die Schweißegenung ist, hat sich im einschlägigen Normenund Regelwerk daneben der Begriff "Schweißgeeignete Feinkornbaustähle" durchgesetzt [2]-[10].

Der Herstellungsprozess zur Erzeugung schweißgeeigneter Feinkornbaustähle mit entsprechend hohen Streckgrenzen steht in engem Zusammenhang mit der jeweiligen chemischen Zusammensetzung. Die normativen Festlegungen für diese Werkstoffe geben den Stahlherstellern bezüglich der Legierungszusammensetzung jedoch einen relativ großen Freiraum. So ist es zum Beispiel möglich, die geforderte Mindeststreckgrenze mit unterschiedlichen Legierungskonzepten zu erreichen. Da bei der Verwendung dieser Werkstoffe meist die Schweißeignung im Vordergrund steht, wird z.B. der Gehalt von beim Schweißen aufhärtend wirkenden Elementen wie C und Mn begrenzt und statt dessen der Gehalt an Ni erhöht. Somit kann bei gleichen Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften eine verbesserte Schweißbarkeit gewährleistet werden. Der Werkstoffauswahl kommt daher für eine sichere und kostengünstige Fertigung eine entscheidende Bedeutung zu.

Grundsätzlich werden die schweißgeeigneten Feinkornbaustähle in Abhängigkeit vom Walzverfahren in normalisierte, vergütete und thermomechanisch gewalzte Stähle eingeteilt. Eine Zusammenfassung der heute üblichen Verfahrenswege zur Erzeugung dieser Werkstoffe zeigt *Bild 5*. In *Bild 6* ist die Entwicklung der Mindeststreckgrenzen der hochfesten Feinkornbaustähle dargestellt.

Die Herstellung **normalisierter Stähle** erfolgt durch Walzen oberhalb der Rekristallisationstemperatur mit anschließendem Normalglühen oberhalb der Ferrit-Auste-

nit-Umwandlungstemperatur, gefolgt von einer langsamen Ofenabkühlung. Die nach dem Walzvorgang vorliegende grobe, ferritisch-perlitische Gefügestruktur wird zur Einstellung der geforderten Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften durch Normalglühen in ein feinkörniges Gefüge überführt (Route A+B in Bild 5). Da aufgrund der Schweißeignung der Kohlenstoffgehalt unter 0,2% gehalten werden muss und somit die Martensit- bzw. Bainitbildung als grundlegender Mechanismus zur Festigkeitssteigerung nicht zur Verfügung steht, wird die Streckgrenze durch einen erhöhten Gehalt der Legierungselemente Mangan, Nickel und Kupfer gesteigert. Mangan und Nickel bewirken eine Zunahme der Festigkeit durch die Bildung von Substitutionsmischkristallen mit Eisen. Nickel verursacht außerdem die Verzögerung der y-a-Umwandlung. Nach dem Normalglühen führt dies zu einer Kornfeinung, die sich positiv auf Streckgrenze und Kerbschlagzähigkeit auswirkt. Fügt man einem nickelhaltigen Stahl Kupfer zu, führt dies zu einem Festigkeitsanstieg durch Ausscheidungshärtung, welcher zum Teil aber erst nach dem Anlassen, im Anschluss an das Normalglühen, zum Tragen kommt. Mit Hilfe der Mikrolegierungselemente Niob, Vanadin und Titan ist eine weitere Festigkeitssteigung durch Ausscheidungshärtung und Kornfeinung möglich. Die Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung bewirkt jedoch eine Beeinträchtigung der Zähigkeit, während eine Kornfeinung sowohl die Zähigkeit als auch die Streckgrenze verbessert. Vanadin ist es zur Erzeugung der höchstfesten normalgeglühten Stähle mit 460 MPa unbedingt erforderlich, da es hauptsächlich die Festigkeitseigenschaften erhöht. Gleichzeitig zulegiertes Niob kompensiert die dadurch hervorgerufene Zähigkeitseinbuße durch seine stark kornfeinende Wirkung [11], [12]. Die normalisierten Stähle sind bis zu einer Streckgrenze von 460 MPa in DIN EN 10113-2 genormt [5] und werden heute in der Regel durch einen einstufigen Prozess, dem normalisierenden Walzen, hergestellt. Dieser entspricht in seinem Resultat dem zweistufigen Prozess des konventionellen Warmwalzens mit anschließendem Normalglühen.

Stähle mit Streckgrenzen von über 460 MPa bis 1100 MPa werden heute überwiegend durch Vergüten hergestellt (Route A+C in Bild 5). Dieses umfasst nach dem Walzen zwei getrennte Verfahrensstufen. Im ersten Schritt, dem Härten, entsteht durch schnelles Abkühlen (40-50 K/s) von der Austenitisierungstemperatur von ca. 920°C ein an Kohlenstoff übersättigtes Umwandlungsgefüge aus Martensit und Bainit. Dieses Gefüge besitzt sehr gute Festigkeitseigenschaften, die aufgrund einer Mischkristallverfestigung durch Kohlenstoff hervorgerufen werden. Im zweiten Schritt, dem Anlassen, werden fein verteilte Carbide bei einer Temperatur von ca. 680°C ausgeschieden. Das Anlassgefüge besteht aus niedrig gekohltem Martensit und feinkörnigem Bainit und besitzt eine extrem feinkörnige Substruktur mit feindispersen Ausscheidungen. Durch eine abgestimmte Prozesssteuerung bezüglich des Zeit-Temperatur-Regimes in Verbindung mit der entsprechenden chemischen Zusammensetzung lässt sich eine für den jeweiligen Anwendungsfall abgestimmte Kombination von Festigkeit und Zähigkeit einstellen [11],[13]geforderten [16]. Um eine Gefügeausbildung mit den Festiakeitsund Zähigkeitseigenschaften auch im Blechkern zu erreichen, ist in Abhängigkeit von der Blechdicke der Einsatz der Legierungselemente Mangan, Molybdän, Chrom und Nickel sowie der Mikrolegierungselemente Vanadin, Bor und Titan erforderlich. Hierbei kommt den Elementen eine besondere Bedeutung zu, die die kritische Abkühlgeschwindigkeit herabsetzen, um die gewünschte Umwandlung in Martensit und Bainit bei technisch realisierbaren Abkühlgeschwindigkeiten zu erreichen. Dazu zählen vor allem die Legierungselemente Nickel, Molybdän und Chrom sowie die Mikrolegierungselemente

Vanadin und Bor. Durch sehr geringe Mengen Bor kann der Beginn der Ferritumwandlung um mehrere Größenordnungen verschoben werden. Da insbesondere eine Steigerung der Durchhärtbarkeit nur durch im Stahl gelöstes Bor erreicht wird, muss eine Abbindung des Bors durch Stickstoff vermieden werden. Die Abbindung des Stickstoffs in borlegierten Stählen wird durch Titan vorgenommen, welches in einem überstöchiometrischen Verhältnis zu Stickstoff vorliegen muss. Beim Anlassen führen geringe Gehalte der Mikrolegierungselemente Vanadin, Titan und Kupfer zu einer weiteren Härtesteigerung durch eine Ausscheidungshärtung. Zusätzlich gute Zähigkeitseigenschaften werden durch ein möglichst feinkörniges Gefüge erreicht, welches durch die Senkung der Umwandlungstemperatur mit Hilfe von Legierungselementen eingestellt wird. Eine Senkung der Umwandlungstemperatur bewirken vor allem die Elemente Mangan und Nickel [11],[13],[15],[17]-[19]. Die vergüteten Stähle sind bis zur Streckgrenzenklasse 960 MPa in DIN EN 10137-2 [8] genormt und werden je nach Wärmebehandlung in verschiedene Zähigkeitsgütegruppen von 30J nachgewiesener Kerbschlagarbeit bei -20°C, -40°C bzw. -60°C unterteilt.

Thermomechanisch behandelte Stähle werden hauptsächlich als Werkstoffe für Fernleitungen zum Transport von Flüssigkeiten und Gasen eingesetzt. Da die Feldschweißungen oft bei tiefen Temperaturen an großen Querschnitten ausgeführt werden, ist aufgrund der hohen Wärmeableitung mit hohen Abkühlgeschwindigkeiten zu rechnen. Da dies zu einer Aufhärtung in der Wärmeinflusszone führen kann, welche in Verbindung mit Schweißeigenspannungen und durch die Schweißung eingebrachten Wasserstoff zur Kaltrissbildung führen kann, ist der Einsatz von Werkstoffen mit einer hohen Kaltrisssicherheit des Grundwerkstoffes, d.h. Stähle mit niedrigem Kohlenstoffäquivalent, zwingend notwendig. Da ein abgesenkter Gehalt an Kohlenstoff und Legierungselementen ungünstige Auswirkungen auf Verfestigungs- und Kornfeinungsmechanismen nach sich zieht, werden die Parameter Temperatur, Verformung und Zeit beim Walzprozess so gesteuert, dass der gegenüber den herkömmlichen Produktionsverfahren neue Lieferzustand, "thermomechanisch gewalzt" (TM) entsteht. Somit können die für die anliegenden Betriebsdrücke notwendigen Festigkeitseigenschaften trotzdem eingestellt werden. Wird der Werkstoffzustand "thermomechanisch gewalzt" im Laufe der Verarbeitung verändert, ist er im Unterschied zu den oben beschriebenen Werkstoffzuständen durch eine Wärmebehandlung nicht wiederherstellbar [9],[17],[20],[21].

Die Herstellung thermomechanisch gewalzter Bleche erfolgt in drei Phasen (Route D oder E in *Bild 5*). In Phase 1, der Vorwalzphase wird die aus dem Stoßofen kommende Bramme auf eine von der Dicke des herzustellenden Bleches abhängige Zwischendicke gewalzt. Das Ergebnis dieser Verformung und anschließender Rekristallisation ist ein aus der ehemaligen Gussstruktur entstehendes feines und gleichmäßig ausgebildetes Austenitkorn. In der sogenannten Pendelphase wird der Walzvorgang unterbrochen, da das Blech bis auf den für das Fertigwalzen vorgesehenen Temperaturbereich abgekühlt wird. Im Laufe des Abkühlprozesses der Zwischenbramme scheiden sich Carbonitride der Mikrolegierungselemente aus. Die ab einer vom Verformungsgrad abhängigen Temperatur einsetzende Rekristallisation wird sowohl durch gelöstes Niob als auch durch die ausgeschiedenen Carbonitride behindert.



Bild 5: Verfahrenswege zur Herstellung hochfester Stähle nach [1]





Durch zwischengeschaltete Verformung kann eine unter Umständen auftretende Vergröberung des Austenits zu Beginn des Pendelns vermieden werden. Mit zunehmender Verformung wird das Austenitkorn feiner, da eine Rekristallisation in der Endwalzphase nicht mehr stattfindet. Außerdem bilden sich in Abhängigkeit von der Endwalztemperatur und dem Verformunasarad weitere Ausscheidungen bei gleichzeitiger Erhöhung der Versetzungsdichte. Da die Umwandlung des stark verformten und durch Versetzungsbänder gekennzeichneten Austenits nicht nur von den Korngrenzen, sondern auch von Subkorngrenzen im Korninneren ausgeht, ergibt ein sehr feines ferritisches Gefüge mit feinlamellarem Perlit. Wird nach der TM-Umformung beschleunigt mit Wasser (15-20 K/s) bis auf Kühlendtemperatur abgekühlt, bildet sich aus dem Austenits neben voreutektoidem, polygonalem Ferrit durch Umklappvorgänge auch acicularer Ferrit, d.h. Bainit (Route F in Bild 5). Somit wird neben der Festigkeitserhöhung durch Kornfeinung auch ein Streckgrenzenanstieg durch Umwandlungshärtung erreicht. Durch nachfolgendes Anlassen kann, insbesondere bei Grobblech, noch eine Ausscheidungshärtung erzielt werden.

Eine besondere Prozessvariante ist das TM+QST-Verfahren (Quenching and self tempering), welches vor allem für gewalzte Träger eingesetzt wird. Hierbei wird nach der Endwalzphase die Oberfläche beschleunigt abgekühlt. Durch die Restwärme im Trägerinneren erfolgt ein "Selbstanlassen" des oberflächennahen Bereichs (Route G in *Bild 5*) [1],[13],[22]-[24]. Eine wesentliche Rolle bei der Herstellung der TM-Stähle kommt der chemischen Zusammensetzung zu. So werden das Mikrolegierungselement Niob zur Verzögerung der Rekristallisation, und die Mikrolegierungselemente Titan und Vanadin zur Kornfeinung und Ausscheidungshärtung genutzt. Die Legierungselemente Mangan, Nickel, Kupfer, Molybdän und Chrom werden bei weiterer Absenkung des Kohlenstoffgehaltes für höhere Streckgrenzen und Blechdicken, meist in Verbindung mit einer beschleunigten Kühlung, eingesetzt [13],[17],[22],[24],[25].

2.1.2 Schweißtechnische Verarbeitung hochfester Feinkornbaustähle

Die heute verfügbaren hochfesten Feinkornbaustähle lassen sich mit allen in der Praxis üblichen Verfahren unter Einhaltung entsprechender Konstruktionsregeln schweißen [27]-[31]. Infolge des hohen Automatisierungsgrades, der Einsatzmöglichkeit unter Feldbedingungen und des niedrigen Wasserstoffgehaltes im Schweißgut steht jedoch das Schutzgasschweißen mit Massiv- oder Fülldrahtelektroden meist im Vordergrund bei der schweißtechnischen Verarbeitung dieser Werkstoffe. Besonders bei größeren Blechdicken wird daneben auch das Unterpulver-Verfahren angewendet. Das Lichtbogenhandschweißen kommt aufgrund des niedrigen Mechanisierungsgrades vor allem im Druckbehälterbau und vereinzelt bei der Montage von Offshore-Konstruktionen zum Einsatz.

Um die günstigen Eigenschaften der hochfesten Feinkornbaustähle nutzen zu können, müssen im Schweißgut (SG) und vor allem in der Wärmeeinflusszone (WEZ) Festigkeitsund Zähigkeitswerte erreicht werden, die den mechanischen Eigenschaften des jeweiligen Grundwerkstoffes (GW) entsprechen. Festigkeitseigenschaften, Härte und Zähigkeit in der WEZ und im Schweißgut hochfester Schweißverbindungen sind im wesentlichen von der chemischen Zusammensetzung der Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination und dem durch die Schweißbedingungen geprägten thermischen Zyklus abhängig (*Bild* 7). Die maßgebliche Größe, die sich aus dem thermischen Zyklus ableitet, ist die Abkühlzeit $\Delta t_{8/5}$, die beim Abkühlen einer Schweißraupe zum Durchlaufen des Temperaturintervalls zwischen 800 bis 500 °C benötigt wird. Die Abkühlzeit $\Delta t_{8/5}$ setzt sich zusammen aus Streckenenergie, thermischem Wirkungsgrad und Dimension der Wärmeleitung. Diese ist wiederum eine komplexe Größe, die sich aus Blechdicke, Nahtform sowie der Art und Leistung der Wärmequelle ergibt [32].



Bild 7: Einflussgrößen auf die mech. Eigenschaften von Schweißverbindungen [26]

Bezüglich der Gefügeausbildung im Schweißgut kommt der chemischen Zusammensetzung des Schweißzusatzwerkstoffes besondere Bedeutung zu. Da die geforderten Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften nicht über eine thermomechanische Behandlung oder Wasservergütung zu erreichen sind, muss der Schweißzusatzwerkstoff entsprechend der Festigkeitsklasse des Grundwerkstoffes gezielt legiert werden [33]. Deshalb weicht die chemische Zusammensetzung der entsprechenden Schweißzusatzwerkstoffe von der der Grundwerkstoffe in gewissen Grenzen ab. Besonders bei höheren Streckgrenzenklassen sind die Schweißzusatzwerkstoffe höher legiert als die entsprechenden Grundwerkstoffe. Außerdem ist eine entsprechende Temperaturführung beim Schweißen unerlässlich. Bis zu einer Festigkeit von 960 MPa sind heute artgleiche Schweißzusätze verfügbar. Für Stähle mit einer Mindeststreckgrenze von 1100 MPa werden bisher Schweißzusätze für Stähle mit einer Streckgrenze von 890 bzw. 960 MPa eingesetzt [34],[35]. Mit diesen Schweißzusätzen ist es über eine Anpassung der Schweißparameter möglich, Verbindungen von Stählen mit einer Streckgrenze von 1100 MPa mit den erforderlichen Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften herzustellen. Allerdings ist der dabei einzuhaltende Arbeitsbereich der Schweißparameter sehr klein, so dass den erhöhten Anforderungen an die Überwachung des Schweißprozesses und an die Qualifikation des Personals Rechnung getragen werden muss.

Prinzipiell ist mit steigender Streckgrenze der Werkstoffe auf eine strikte Einhaltung der die $\Delta t_{8/5}$ –Zeit beeinflussenden Schweißparameter Vorwärmtemperatur und Wärmeeinbringung zu achten, da sich das aus den Schweißparametern ergebende Arbeitsfenster verkleinert. *Bild 8* zeigt das Schweiß-Arbeitsfeld am Beispiel eines S960Q.

Neben der vom Wasserstoffeintrag, dem Kohlenstoffäquivalent und der Wärmeeinbringung abhängenden Vorwärmtemperatur wird das Arbeitsfeld von einer maximalen und einer minimalen $\Delta t_{8/5}$ –Zeit begrenzt. Übersteigt die Abkühlzeit $\Delta t_{8/5}$ max (12 sec in *Bild 8*), wird die

geforderte Festigkeit und Zähigkeit nicht erreicht. Wird hingegen $\Delta t_{8/5 \text{ min}}$ (5 sec in *Bild 8*) unterschritten, ist aufgrund des sich einstellenden hohen Martensit- und Bainitgehalts mit einer unzulässigen Aufhärtung in der WEZ zu rechnen. Der linke Bereich des Arbeitsfensters wird durch den von den jeweiligen Schweißbedingungen abhängenden eingetragenen diffusiblen Wasserstoffgehalt begrenzt. Hierbei ist zu beachten, dass bei steigenden Wasserstoffgehalten eine ausreichende Effusion des Wasserstoffs durch entsprechendes Vorwärmen gewährleistet wird, um kaltrissfreie Schweißverbindungen zu gewährleisten. Die rechte Seite des Arbeitsfensters ist in der Praxis durch zu hohe und damit unwirtschaftliche Vorwärmtemperaturen begrenzt. Es existiert außerdem eine untere Grenze für das Wärmeeinbringen, bei deren Unterschreitung Bindefehler infolge einer unzureichenden Aufschmelzung des Grundwerkstoffes auftreten.



Bild 8: Schweiß-Arbeitsfeld am Beispiel eines S960Q nach [1]

Die schweißtechnische Verarbeitung von hochfesten Feinkornbaustählen mit Streckgrenzen ab 690 MPa und die Entwicklung der entsprechenden Schweißzusatzwerkstoffe war in den vergangenen Jahren Gegenstand umfangreicher Untersuchungen in Industrie und Forschung. Im Vordergrund stand und steht dabei die Vermeidung der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung in der WEZ bzw. dem Schweißgut. Denn obwohl dieses Phänomen seit langem bekannt ist und in entsprechenden Verarbeitungsempfehlungen und Regelwerken behandelt wird, treten immer wieder Schadensfälle auf, die auf diese Ursache zurückzuführen sind.

2.2 Wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung in hochfesten Feinkornbaustählen

2.2.1 Grundlagen und Erscheinungsbild

Im Zuge der schweißtechnischen Verarbeitung hochfester Feinkornbaustähle kann es in der wärmebeeinflussten Zone oder im Schweißgut der Schweißverbindung zum Auftreten wasserstoffunterstützter Kaltrisse kommen. Diese entstehen bevorzugt nach dem Abkühlen auf Temperaturen von ca. 200°C, also unmittelbar nach dem Schweißen, oftmals aber auch erst nach Stunden oder Tagen. In der einschlägigen Literatur wird übereinstimmend eine lokale kritische Kombination der drei Einflussfaktoren Wasserstoffgehalt, Mikrostruktur und mechanische Spannungen für die Entstehung dieser Risse verantwortlich gemacht , d.h. kein Umstand kann für sich allein Kaltrisse verursachen. Lichtmikroskopisch aufgelöst erscheinen Kaltrisse als kaum verästelte, örtlich begrenzte Spaltbrüche. Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen ermöglichen eine Abgrenzung zu Relaxations- und Wiedererwärmungsrissen durch unverkennbare Bruchflächen, wobei der Rissverlauf sowohl transkristallin als auch interkristallin verlaufen kann.



Bild 9: REM-Aufnahme der Kaltriss-Bruchfläche einer TEKKEN-Probe (Werkstoff S690Q)

Als Wasserstoffquellen fungieren wasserstoffhaltige Elektrodenumhüllungen, Füllungen der Fülldrähte, Schweißpulver und Schutzgase oder die umgebende Atmosphäre. Während des Schweißprozesses gelangt der Wasserstoff in atomarer Form in das Schweißbad und diffundiert nach der Erstarrung des Schweißbades durch das Metallgitter. Eine bezüglich der Kaltrissbildung ungünstige Mikrostruktur weist vor allem der meist sehr schmale Bereich der Wärmeeinflusszone unmittelbar neben der Schmelzlinie auf. Hier liegt nach dem Schweißen der niedrig legierten Feinkornbaustähle aufgrund ihrer chemischen Zusammensetzung und des durchlaufenen Zeit-Temperatur-Zyklus ein martensitisches oder martensitisches grobkörniges Gefüge hoher Härte vor. Die zur Rissinitierung und

Rissausbreitung notwendigen mechanischen Spannungen können neben der Betriebsbeanspruchung auch die lokal und global wirkenden Eigenspannungen sein [36].

2.2.2 Wasserstofftransport

Eine umfassende Literaturauswertung zu Wasserstofftransportprozessen in metallischen Werkstoffen nahm Böllinghaus in [37] vor. Demnach können die jeweils reversiblen Wasserstoffaufnahme-, Wasserstoffdiffusions- und Wasserstoffeffusionsprozesse in Abhängigkeit vom Aggregatzustand des Metalls und der den Wasserstoff enthaltenden Umgebung insgesamt bis zu sieben Teilschritte umfassen. Die für diese Arbeit relevanten Aggregatzustände sind für die Wasserstoffaufnahme während des Schweißprozesses flüssiges Metall in plasmaförmiger Umgebung und während der elektrolytischen Wasserstoffbeladung (*Abschnitt 3.2.2*) festes Metall in flüssiger Umgebung. Andererseits liegt nach der Erstarrung des Schweißbades für die Prozesse Wasserstoffdiffusion und –effusion festes Metall in gasförmiger Umgebung vor. Andere Kombinationen von Aggregatzuständen des umgebenden Mediums und des Metalls sind beispielsweise bei der Metallherstelung flüssiges Metall in gasförmiger Umgebung und bei Korrosionsprozessen festes Metall in gasförmiger Umgebung.

Die **Wasserstoffaufnahme** erfolgt bei dem im Rahmen dieser Arbeit berücksichtigten Lichtbogenschweißprozess aus dem bewegten Lichtbogenplasma in die flüssige Schmelze. Der als Wasser oder Wasserstoffmolekül vorliegende Wasserstoff dissoziiert teilweise im Lichtbogen und kann deshalb sowohl molekular, atomar und als Ion, aber auch als ionisiertes Molekül vorliegen. Im Gegensatz zur Wasserstoffaufnahme aus der Gasphase kann die Wasserstoffkonzentration im erstarrten Schweißgut nicht nach dem Sievert`schen Gesetz (1) berechnet werden, da dieses zur Bestimmung der atomaren Konzentration eines zweiatomigen gasförmig angebotenen Gases entwickelt wurde und die Verhältnisse beim Schweißen nicht berücksichtigt. Die vom Metall aufgenommene Wasserstoffkonzentration wäre demnach direkt proportional zur Wurzel des Umgebungspartialdruckes des Wasserstoffs p_{H2} :

(1)
$$HD = k \cdot \sqrt{p_{H_2}}$$
 $mit \quad k = e^{-\frac{\Delta G}{R \cdot T}} [wt. -\%]$

Da dies für Schweißprozesse eine grobe Vereinfachung darstellt, erfolgt die quantitative Erfassung der aufgenommenen Wasserstoffkonzentration oftmals experimentell für den jeweiligen Anwendungsfall. Die so gewonnenen Ergebnisse zeigen einen höheren Gehalt an Wasserstoff als nach dem Sievert`schen Gesetz berechnet. Einflussfaktoren auf die sich einstellende Wasserstoffkonzentration sind neben dem Schweißverfahren und den Umgebungsbedingungen insbesondere der Elektroden- bzw. Drahttyp, die Schutzgaszusammensetzung, die Schweißparameter und die geometrischen Verhältnisse an der Schweißnaht. *Bild 10* zeigt eigene diesbezügliche Untersuchungen am Stahl S690Q in Kombination mit dem artgleichen Zusatzwerkstoff Union NiMoCr. Der Wasserstoff wurde einem handelsüblichen MAG-Schutzgas (18% CO₂ / Rest Argon) zugesetzt. Die Bestimmung der Wasser-

stoffkonzentration erfolgte im Gegensatz zur ISO 3690 [38] mittels Trägergasheißextraktion (*Abschnitt 3.4.2*).



Bild 10: Wasserstoffgehalt im aufgeschmolzenen Schweißgut nach ISO 3690 in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration im Schutzgas

Die Ergebnisse stimmen sowohl in ihrer Größenordnung als auch in ihrem Verlauf mit denen von Gedeon und Eager [39] überein, die den Stahl ASTM A36 in Verbindung mit verschiedenen artgleichen Drahtelektroden für ihre Untersuchungen verwendeten. Dabei wird offensichtlich, dass auch bei wasserstofffreiem Schutzgas und wasserstofffreien Elektroden mit einer Grundkonzentration von 1ml/100g aufgeschmolzenem Werkstoff gerechnet werden muss. Der dafür notwendige Wasserstoff wird durch die umgebende Atmosphäre eingebracht.

Um die Wasserstoffaufnahme während des Lichtbogenschweißens dennoch berechnen zu können, wurden in der Vergangenheit umfangreiche Untersuchungen zur Modifizierung des Sievert'schen Gesetzes durchgeführt, die zum Teil auf der Annahme einer konstanten Schweißbadtemperatur oder einer konstanten Gleichgewichtstemperatur des Gasaustausches zwischen Lichtbogen und Schmelze beruhen. Andere Autoren streben die Übernahme bereits entwickelter Modelle für Stickstoff an, da sich Wasserstoff bezüglich seiner Rekombinationsfähigkeit ähnlich verhält [37].

Die **Diffusion** des Wasserstoffs innerhalb des Metalls stellt den bedeutendsten Transportabschnitt dar, da durch diesen Prozess die im Metall vorhandene schädigende Menge Wasserstoff beeinflusst wird. Wasserstoff als kleinstes Atom wird im Eisen auf tetraedischen und bei höheren Temperaturen auf oktaedrischen Zwischengitterplätzen atomar gelöst und bildet somit interstitielle Mischkristalle. Verschiedenen Autoren [40],[41] zufolge ist auch eine Abgabe des Elektrons an die Elektronenhülle des Metalls möglich, so dass der Wasserstoff als Ion vorliegt. Grundlage für einen als Drucktheorie (2.2.3.1) bezeichneten Schädigungsmechanismus bildet die Möglichkeit der Rekombination des Wasserstoffs innerhalb des Metalls, in dessen Folge der nun als Molekül vorliegende Wasserstoff erheblichen Druck auf die ihn umgebende Matrix ausüben kann. Im Gegensatz zu den hier hauptsächlich betrachteten Stahlwerkstoffen können beispielsweise Titan- und Magnesiumlegierungen heterogene Metall-Wasserstoff-Verbindungen, sogenannte Metallhydride, bilden.

Die durch die Fickschen Gesetze mathematisch beschriebene Diffusion erfolgt durch eine Relativbewegung der entsprechenden Teilchen. Nach dem 1. Fickschen Gesetz ist die Zahl der Atome dn, die in der Zeit dt durch eine senkrecht zum Diffusionsstrom stehende Fläche A diffundiert, proportional zum örtlichen Konzentrationsgefälle dc/dx. Für räumlich stationäre, isotrope und isotherme Diffusion gilt:

(2)
$$\frac{1}{A} \cdot \frac{dn}{dt} = -D \cdot \frac{dc}{dx}$$

Der Proportionalitätsfaktor D wird als Diffusionskoeffizient bezeichnet. Er charakterisiert die Geschwindigkeit des Diffusionsvorganges und hat die Einheit [cm²s⁻¹]. Seine thermische Abhängigkeit wird beschrieben durch:

$$(3) \qquad D = D_0 \cdot e^{-\frac{E}{k \cdot T}}$$

Dabei ist D₀ eine stoffabhängige Größe. Der Boltzmannfaktor $e^{-k \cdot T}$ erfasst die Wahrscheinlichkeit für ein Teilchen, bei Überschreitung einer Aktivierungsenergie E einen Platzwechsel nach einem bestimmten Mechanismus auszuführen. T ist die absolute Temperatur und k ist die Boltzmannkonstante. Der Betrag für E hängt vom Platzwechselmechanismus ab. Bei Einlagerungsmischkristallen, wie sie von Eisen mit Wasserstoff gebildet werden, ist die Zwischengitterplatz-Diffusion der wahrscheinlichste Platzwechselmechanismus. Da das Verhältnis der Atomradien der eingelagerten Elemente zur Matrix sehr klein ist, können die Platzwechsel ohne stärkere Verzerrung des Gitters und bei niedriger Aktivierungsenergie stattfinden.

Ε

Die Gleichung (2) gilt allerdings nur für den Fall, dass der Konzentrationsgradient dc/dx während des Diffusionsvorganges konstant bleibt, d.h. für den stationären Fall. Das 2. Ficksche Gesetz beschreibt den instationären Zustand, d.h. die Konzentration variiert als Funktion von Ort und Zeit als Folge des Konzentrationsausgleiches. Es gilt:

(4)
$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} \right)$$

Für solche Fälle, bei denen der Diffusionskoeffizient als nahezu unabhängig von der Konzentration betrachtet werden kann, vereinfacht sich die Gleichung zu:

(5)
$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$$

Im Gegensatz zu den im idealen Gitter gültigen Diffusionsgesetzen existieren in realen Festkörpern, wie z.B. in metallischen Werkstoffen, Bereiche, in denen es zu einer Beschleunigung oder einer Behinderung der Diffusion kommt. Diese Effekte werden als Enhancing (engl.: to enhance, steigern) oder Trapping (engl.: to trap, fangen) bezeichnet. Ob Gitterbaufehler wie Versetzungen, Korngrenzen und Einschlüsse den Wasserstofffluss erhöhen oder erniedrigen, ist in der einschlägigen Literatur kontrovers diskutiert worden und hat zur Aufstellung verschiedener nicht konsistenter Theorien geführt. Eine Übersicht zu diesen Theorien gibt Böllinghaus in [37]. Demnach sind Enhancing-Effekte vor allem auf den jeweils vorliegenden Spannungs- und Verformungszustand des Matrix-Werkstoffes zurückzuführen. Gittereigenspannungen könnten durch Gitterbaufehler verursacht werden und somit einen Einfluss auf das Diffusionsverhalten ausüben. Einschlüsse von Elementen, die eine besonders hohe chemische Affinität zu Wasserstoff haben, bilden hingegen Bereiche, in denen atomarer Wasserstoff getrapt wird.

Als dritter Wasserstofftransportprozess ist die nach Wasserstoffaufnahme und –diffusion stattfindende **Effusion** des Wasserstoffes in die gasförmige Umgebung zu betrachten. Die Kenntnis der die Effusion beeinflussenden Faktoren hat im Hinblick auf die schädigende Wirkung des durch den Schweißprozess eingetragenen Wasserstoffs eine besondere Bedeutung, da eine möglichst schnelle Abgabe des Wasserstoffs mit einem geringeren Risiko einer sich einstellenden kritischen Wasserstoffs im wesentlichen durch Schlackeschichten beeinträchtigt, die aus diesem Grund vor einer eventuellen Wärmenachbehandlung entfernt werden sollten.

2.2.3 Wirkung des Wasserstoffs auf die mechanischen Eigenschaften metallischer Werkstoffe

Neben der Bedeutung des Wasserstoffs für Korrosionsprozesse sind in der Literatur zahlreiche Untersuchungen zum Einfluss des im Metallgitter gelösten Wasserstoffs auf die mechanischen Eigenschaften dokumentiert. Um diese meist negative Beeinflussung der Eigenschaften metallischer Werkstoffe hervorzurufen, muss neben den Phasengrenzreaktionen, welche den atomaren Wasserstoff liefern, und einem Wasserstoffkonzentrationsgradienten auch eine Anfälligkeit des Werkstoffes selbst vorliegen. Diese wird von der chemischen Zusammensetzung, der jeweils vorliegenden Gefügestruktur, den daraus resultierenden Eigenschaften und der mechanischen Beanspruchung bestimmt.

2.2.3.1 Schweißgeeignete hochfeste Feinkornbaustähle

Speziell in der Schweißtechnik lassen sich die durch Wasserstoff bedingten Phänomene in temporäre und nicht temporäre Erscheinungen einteilen. Zu den bleibenden Erscheinungen gehören Poren, Gefügeänderungen, Mikroflecken und Kaltrisse. Als reversible Erscheinungen sind Fischaugen, eine Härtesteigerung sowie die sogenannte "Wasserstoffversprödung" zu nennen [42]. Diese Art der Schädigung tritt insbesondere bei ferritischen Stählen auf und kann in Verbindung mit der für die WEZ von Schweißnähten typischen Ausbildung eines grobkörnigen bainitischen oder martensitischen Gefüges zu Kaltrissen führen. Kennzeichnend für die Versprödungswirkung ist die an glatten Zugproben nachweisbare Reduzierung der Dehnung und Einschnürung, während Streckgrenze und Zugfestigkeit im Allgemeinen kaum beeinflusst werden. Dies gilt sowohl für die Gefügebereiche der Schweißnaht als auch für den angrenzenden Grundwerkstoff. Mehrachsige Spannungszustände an Kerben und Einschlüssen führen in Verbindung mit im Metallgitter gelöstem Wasserstoff hingegen zu einer Abnahme der Zugfestigkeit.

Aus umfangreichen Untersuchungen geht hervor, dass der Versprödungseffekt außerdem von den Versuchsbedingungen Temperatur und Belastungsgeschwindigkeit abhängig ist. So wird eine Versprödung beispielsweise an Kerbschlag-Biegeproben in der Regel nicht festgestellt. Andererseits ist in Zugversuchen an gekerbten Proben für jede Belastungsgeschwindigkeit ein temperaturabhängiges Versprödungsmaximum festgestellt worden, welches durch den minimalen Wert der Kerbzugfestigkeit gekennzeichnet ist. Diese Ergebnisse führen zu dem Schluss, dass dem Versprödungsphänomen ein Diffusionsmechanismus zugrunde liegt. Offenbar liegt genau dann die größtmögliche Versprödung vor, wenn die Diffusionsgeschwindigkeit in der Größenordnung der Versetzungsgeschwindigkeit liegt. Erfolgt die Belastung zu schnell oder ist die Temperatur zu niedrig, kann nicht genug Wasserstoff der Versetzungsbewegung folgen und in den Bereich vor die Rissfront gelangen. Bei zu hoher Temperatur oder zu geringer Verformungsgeschwindigkeit gewinnen Wasserstoffeffusion und somit das Lösen des Wasserstoffs von den Versetzungen sowie die zunehmende Zähigkeit des Werkstoffes an Bedeutung und unterdrücken den Versprödungseffekt. Dieser als Versetzungstheorie [43] bezeichnete Mechanismus ist jedoch nicht in der Lage, eine vollständige Erklärung der beobachteten Phänomene zur Wasserstoffversprödung zu geben. So wurde beispielsweise bei niedrig legierten Baustählen bei geringen Wasserstoffkonzentrationen eine leichte Erhöhung der Festigkeitswerte festgestellt, welche nach Durchlaufen eines Maximums bei steigender Wasserstoffkonzentration dann sinken. Dies bedeutet, das Wasserstoff die Versetzungsbewegung sowohl hemmen (hardening) als auch begünstigen (softening) kann. Weitere Theorien zur Wasserstoffversprödung, welche für die Feinkornbaustähle von Bedeutung sind, sollen im Folgenden kurz beschrieben werden.

Die **Drucktheorie** [44]-[46]bietet sich als Erklärung für die Rissbildung in hohlraumbehafteten Bauteilen an. Demnach rekombiniert der atomar gelöste Wasserstoff an inneren Oberflächen, z.B. Poren, zu molekularem Wasserstoff. Da dieser nicht mehr diffusionsfähig ist, bleibt er am Ort seiner Entstehung unter hohem Druck zurück. Durch den Betrieb verursachte Lastspannungen überlagern sich den dabei entstehenden Spannungen und setzen die Trennfestigkeit des Werkstoffes herab. Eine reversible Wasserstoffversprödung kann mit der Drucktheorie jedoch nicht erklärt werden, weshalb sie einen wichtigen Beitrag zur Entwicklung der **Adsorptionstheorie** leistete. Grundidee dieses von Petch [47] entwickelten Modells ist, dass durch die Adsorption atomaren Wasserstoffs die Oberflächenenergie an der Rissspitze herabgesetzt wird. Da in rein elastischen Werkstoffen Energie zur Bildung neuer Oberflächen aufgewendet werden muss, wird durch die Reduzierung der Oberflächenenergie die für den Rissfortschritt erforderliche Spannung erniedrigt. Engel und Speidel [48] nehmen an, dass sich ein Riss dann instabil ausbreitet, wenn die bei seinem Wachstum freiwerdende elastische Spannungsenergie gleich oder größer wird als die Zunahme der Oberflächenenergie der sich bildenden Risswände.

Von Troiano [49] wurde ein Dekohäsionsmodell entwickelt, da sowohl Druck- als auch Adhäsionstheorie nicht zur Erklärung experimenteller Ergebnisse zur Wasserstoffversprödung ausreichten. Dieses Konzept basiert auf einer elektronischen Wechselwirkung der Wasserstoffatome mit den Eisenatomen. Angenommen wird, das die im Gitter gelösten Wasserstoffatome ihr Elektron an die 3d-Bahnen der Eisenatome abgeben und somit als Ion im Gitter vorliegen. Die an den entsprechenden Stellen steigende Elektronenkonzentration führt zur Erhöhung der abstoßenden Kräfte der Atomkerne und damit zu einer Erniedrigung der Kohäsionskräfte der Eisenatome. Oriani [50] entwickelte auf Grundlage des Dekohäsionsmodells die Dekohäsionstheorie, welche grundsätzlich eine mechanistische Beschreibung des wasserstoffunterstützten Risswachstums in hochfesten Stählen darstellt. Diese Einschränkung wird deshalb getroffen, da nach Oriani und Josephic [51] ein Riss in einer wasserstoffbeaufschlagten Umgebung nur so lange weiterwachsen kann, wie eine kritische Wasserstoffkonzentration c_{HK} erhalten bleibt. Dies ist nur dann der Fall, wenn die Geometrie der Rissspitze erhalten bleibt, d.h. der Riss wächst nur linear elastisch und erfährt keine Abstumpfung durch plastische Verformung, was lediglich für einen atomar scharfen Riss in krz-Metallen möglich ist. Doch selbst bei Stählen mit einer sehr hohen Festigkeit von 900-1820 MPa wurde von [52] eine wasserstoffinduzierte, plastische Zone an der Rissspitze beobachtet.

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass die beschriebenen Theorien zwar in der Lage sind, Teilaspekte der wasserstoffunterstützten Änderung der mechanischen Eigenschaften, speziell im Bereich der irreversiblen Wasserstoffaufnahme, zu erklären. Unter Berücksichtigung verschiedener Randbedingungen können sie jedoch keine umfassende Lösung bieten. In diesem Zusammenhang sei auf weiterführende Literatur verwiesen, die ein Modell beschreibt, welches die häufig in Experimenten gefundene Doppelwirkung, d.h. Softening und Hardening, von im Eisengitter gelösten Wasserstoffatomen im reversiblen Bereich der Wasserstoffaufnahme beschreibt [53].

2.2.3.2 Weitere metallische Werkstoffe

Austenitische Stähle

Austenitische Werkstoffe wurden bisher unter dem Aspekt einer wasserstoffunterstützten Rissbildung als weniger kritisch angesehen. Als Grund dafür ist die in austenitischen Stählen um drei bis sechs Zehnerpotenzen niedrigere Diffusionsgeschwindigkeit des Wasserstoffes und die um den Faktor 3 größere Löslichkeit für Wasserstoff [54] gegenüber den krz-Werkstoffen zu sehen.

Daraus ergeben sich einerseits sehr lange Einwirkzeiten, um eine risskritische Wasserstoffkonzentration zu erreichen. Andererseits besitzen austenitische Werkstoffe prinzipiell eine höhere Verformungsfähigkeit als ferritische Werkstoffe. Die Notwendigkeit der Kenntnis der Aspekte der Wasserstoffschädigung der kfz-Werkstoffe beruht auf der Tatsache, dass seit einiger Zeit in der Literatur die Spannungsrisskorrosion von austenitischen Stählen mit dem Einwirken von Wasserstoff in Verbindung gebracht wird [54]. Aber auch die mechanischen Eigenschaften der austenitischen Werkstoffe werden durch im Gitter gelösten Wasserstoff negativ beeinflusst.

So wurde z.B. von Luppo, Hasarabedian, und Ovejero-Garcia [55] der Einfluss von δ -Ferrit auf die durch Wasserstoff verursachte Schädigung des austenitischen Gefüges von Schweißnähten untersucht. Dazu wurden Proben des Stahles AISI 304 (entspricht X 5 CrNi 1810) mit WIG-Schweißnähten aus verschiedenen austenitischen Zusatzwerkstoffen versehen, welche einen unterschiedlich hohen δ -Ferrit-Anteil im Schweißgut erzeugen. Nach katodischer Beladung wurde durch Zugversuche der Grad der Herabsetzung der mechanischen Eigenschaften durch Wasserstoff untersucht. Es wurde festgestellt, dass die Austenit/Ferrit Grenzflächen Wasserstofffallen darstellen, und dass mit steigendem Ferritanteil die Schädigung durch Wasserstoff zunimmt.

Außerdem wird die durch Wasserstoff hervorgerufene Schädigung von der Verteilung des Ferrits im Gefüge beeinflusst. Liegt dieser als beständige Phase vor, wird sie durch die Wasserstoffdiffusion in dieser Phase kontrolliert. Liegt der Ferrit als unbeständige Phase vor, nimmt der Grad der Schädigung mit sinkender Stapelfehlerenergie zu.

Das Verhalten von austenitischen Stählen in Druckwasserstoff wird in [56] und [57] beschrieben. Im Gegensatz zu kathodisch bereitgestelltem Wasserstoff, welcher die Resistenz der Körner gegen Rissbildung beeinflusst, ruft Druckwasserstoff einen interkristallinen Rissverlauf hervor, da in diesem Fall die Beständigkeit der Korngrenzen herabgesetzt wird [56].

In [57] wurde von Kussmaul, Deimel, Sattler, und Fischer der Stahl X 10 CrNiTi 18 9 bezüglich des Einflusses von Druckwasserstoff untersucht. Als Ergebnis von Zugversuchen zeigte sich, dass dieser Stahl fast genauso stark durch Wasserstoff geschädigt wird wie der ferritische Stahl StE 480.7 TM. Der Einfluss von Wasserstoff verstärkt sich mit zunehmendem Druck und sinkender Beanspruchungsgeschwindigkeit. Bei 100°C ist ein Einfluss von Wasserstoff auf die Verformungskennwerte des Zugversuches, die Risswiderstandskurven sowie die zyklischen Risswachstumsraten nicht mehr nachweisbar.

Im Falle einer austenitischen Schweißverbindung (X 10 CrNiTi 18 9 mit Schweißgut X 5 CrNiNb 19 9) wurde der Grundwerkstoff als der Bereich der Schweißnaht identifiziert, der am ausgeprägtesten durch Wasserstoff beeinflusst wurde.

Aluminium und Aluminium-Legierungen

Die Aluminiumlegierungen werden je nach Hauptlegierungselement in die Klassen 1XXX (reines Aluminium), 2XXX (Cu), 3XXX (Mn), 5XXX (Mg), 6XXX (Mg+Si), 7XXX (Zn) und 8XXX (Li) eingeteilt. Diese kfz-Werkstoffe weisen hauptsächlich eine Anfälligkeit für wasserstoffunterstützte Spannungsrisskorrosion auf. Allerdings tritt diese nur in wässrigen Elektrolyten auf.

Ein Druckwasserstoffangriff zeigt im allgemeinen keinen Einfluss auf die Werkstoffkennwerte dieser Legierungen [58]. In [59] wurde die Legierung 5183 (AlMg4,5Mn) bei 9 MPa Druck diesbezüglich untersucht. Die Brucheinschnürung zeigt nur einen Temperatureinfluss, wird jedoch nicht von Wasserstoff beeinflusst. Das gleiche Ergebnis wurde bei bruchmechanischen Untersuchungen für die Risswiderstandskurve gefunden. Nur die Risswachstumsrate bei Raumtemperatur war leicht erhöht. Auch die mechanischen Werkstoffkennwerte der verschiedenen Gefügebereiche einer artgleichen Schweißnaht dieser Legierung zeigten keinen Einfluss auf eine Prüfung unter Druckwasserstoff.

Für Werkstoffe der Klasse 1XXX (reines Aluminium) wird als Ergebnis einer kathodischen Beladung mit Wasserstoff eine Erhöhung der Streckgrenze und der Zugfestigkeit und eine Abnahme der Bruchdehnung angegeben [60],[61]. Unter Wasserstoffbeladung geprüfte Zugproben zeigten ein duktiles Bruchbild und im Gegensatz zu Al-Legierungen keine interkristallinen Brüche und Sekundärrisse. Die Beladung führt zu einer aufgehärteten Randschicht, deren Härte mit der Beladungsdauer und einer Erhöhung der Stromdichte zunimmt. Der Härteanstieg ist auf eine Erhöhung der Versetzungsdichte zurückzuführen.

Legierungen der Klasse 5XXX [61],[62] erhalten ihre Festigkeit durch eine Ausscheidungshärtung bzw. Kaltumformung. Sie besitzen eine gute Korrosionsbeständigkeit und sind gut schweißbar. Durch den Wärmeeintrag beim Schweißen ist ein durch anschließende Kaltumformung wiederherstellbarer Verlust der Festigkeitseigenschaften in der Wärmeeinflusszone zu beobachten. Die Spannungsrisskorrosion dieser Werkstoffe steht in Beziehung zu entlang der Korngrenzen angelagerten Ausscheidungen der β -Phase (Al₂Mg₃). Ist diese Phase beständig, besteht eine erhöhte Empfindlichkeit für interkristalline Spannungsrisskorrosion durch Wasserstoffversprödung. Andere vorgeschlagene Mechanismen beschreiben, dass die Spannungsrisskorrosion durch die Passivschicht an der Rissspitze kontrolliert wird.

Die Festigkeits- und Schweißeigenschaften der 6XXX Legierungen entsprechen denen der Klasse 5XXX. Auch bei diesen Werkstoffen lässt sich der Verlust von Festigkeitseigenschaften als Folge des Wärmeeintrags beim Schweißen wieder ausgleichen. Dies geschieht entweder durch eine Wärmebehandlung oder eine erneute Ausscheidungshärtung [62].

Magnesium-Legierungen

Hauptlegierungselemente für Magnesium sind Aluminium, Silizium, Zink und Mangan. Bei Aufnahme atomaren Wasserstoffs können Hydride der Form MgH₂ gebildet werden, die wahrscheinlich die mechanischen Eigenschaften beeinflussen. In Mg-Al-Zn-Mn-Legierungen können unter Normalbedingungen je nach Legierungsgehalt bis zu 0,7 At.-% Wasserstoff gelöst sein. Dabei nehmen mit steigendem Wasserstoffgehalt Zugfestigkeit, 0,2%-Dehngrenze und Bruchdehnung ab [63],[64]. In ternären Systemen ist der Einfluss des gelösten Wasserstoffs auf die mechanischen Eigenschaften unterschiedlich. Während die Festigkeits- und Zähigkeitswerte im System Mg-Al-H mit steigendem Wasserstoffgehalt abnehmen, nehmen sie im System Mg-Zn-H zu. Im System Mg-Mn-H ist mit steigendem Wasserstoffgehalt keine Änderung der Festigkeitswerte festzustellen [63],[65]-[67].

Raynor zeigt in [65] eine Zusammenfassung von an Magnesiumlegierungen durchgeführten Zugversuchen. Dabei stellten Busk und Bobalek an zwei Legierungen (1. Mg-1,5%Mn, 2. Mg-6%Al-1%Zn-0,2%Mn) nur einen äußerst geringen Einfluss des gelösten Wasserstoffs von maximal 24 ml/100g auf die mechanischen Eigenschaften fest. So sanken für die Legierung 1 bei einer Vervierfachung des Wasserstoffgehaltes die Streckgrenze um 5,5

MPa und die Einschnürung von 18,5% auf 18,3%. Die Zugfestigkeit erhöhte sich hingegen um 2,8 MPa. Für die Legierung 2 wurde bei einer Verdreifachung des Wasserstoffgehaltes eine Erhöhung von Streckgrenze und Zugfestigkeit um 8,2 MPa bzw. 9,6 MPa gefunden. Auch die Einschnürung stieg von 17,0% auf 17,2%. Man kann davon ausgehen, dass die bestimmten Unterschiede im Bereich der Messgenauigkeit liegen.

Sauerwald [65] hingegen stellte an einer Mg-Legierung mit 8,5% Aluminium fest, dass der gelöste Wasserstoffs ab einem Gehalt von 19 ml/100g durchaus einen großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften und insbesondere auf die Einschnürung hat. Diese sank bei einem Wasserstoffgehalt von 21,8 ml/100g von 10% auf 1,5%. Die Zugfestigkeit sank um 50%. Da die Wasserstoffbestimmung am flüssigen Metall erfolgte, kann über den Wasserstoffgehalt der bei Raumtemperatur geprüften Gussstücke keine Aussage gemacht werden. Mit steigendem Wasserstoffgehalt in der Schmelze ist auch eine Kornvergröberung festgestellt worden, so dass der Schluss nahe liegt, dass die beobachtete Versprödung durch eine wasserstoffinduzierte Kornvergröberung bedingt ist.

Stampella et al. untersuchten in [68] den Einfluss von im Metallgitter gelöstem Wasserstoff auf die mechanischen Eigenschaften von reinem (99,5%) und hochreinem (99,95%) Magnesium. Die Proben wurden elektrolytisch mit Wasserstoff beladen und dann slow-strainrate Tests unterzogen. Es zeigte sich anhand von Spannungs-Dehnungs-Kurven und fraktografischen Untersuchungen, dass Wasserstoffaufnahme und –versprödung nur unter anodischer Polarisation der Proben und damit verbundener Pittingbildung möglich ist. Bei kathodischer Polarisation der Proben wird die Passivschicht nicht durchbrochen, und somit ist keine Wasserstoffaufnahme möglich.

Die Ergebnisse von Stampella et al. [68] konnten durch eigene Untersuchungen [69] an einer Mg-Al-Sr-Legierung bestätigt werden. Wasserstoffaufnahme fand weder aus der Gasphase bei erhöhtem Druck und erhöhter Temperatur noch unter kathodischer Polarisation statt. Lediglich unter den Bedingungen freier Korrosion und anodischer Polarisation war eine Wasserstoffaufnahme in Verbindung mit Pittingbildung zu beobachten. Prinzipiell wurde trotz einer relativ hohen Streuung der Versuchsergebnisse eine geringfügige Abnahme von 0,2%-Dehngrenze und Zugfestigkeit festgestellt. Aufgrund der hexagonalen Gitterstruktur und der daraus resultierenden geringen Anzahl von 6 Gleitsystemen ergeben sich selbst bei wasserstofffreiem Gitter sehr niedrige Dehnungskennwerte. Deshalb lässt sich im Gegensatz zu den wasserstoffempfindlichen Stählen die Einschnürung nicht als Maß für die Versprödungswirkung heranziehen.

2.3 Übersicht und Bewertung von Kaltrissprüfverfahren

Zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrissbildung hochfester Feinkornbaustähle existieren eine große Anzahl geeigneter Prüfverfahren. Diese liefern je nach Durchführung qualitative (Riss/kein Riss) oder quantitative (Bestimmung von Grenzkurven der Versuchsparameter für rissfreie Schweißverbindungen) Ergebnisse bezüglich der untersuchten Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination und der Versuchsparameter. Prinzipiell lassen sich die für die verschiedenen Kaltriss-Tests verwendeten Proben in sich selbst beanspruchende und fremdbeanspruchte Proben unterteilen. Bei den sich selbst beanspruchenden Proben wird die mechanische Beanspruchung ausschließlich durch die globalen und lokalen Eigenspannungen erzeugt, die sich durch die Behinderung der Schrumpfung und Dehnung der Probe und die mit einer Volumenänderung verbundene Gefügeumwandlung im Nahtbereich ergeben. Bei den nachfolgend beschriebenen fremdbeanspruchten Proben wird die mechanische Beanspruchung durch eine geeignete Belastungsvorrichtung aufgebracht. Die auch stets wirkenden Eigenspannungen werden bei der Auswertung allerdings nicht berücksichtigt. Vorteil der mit einer Fremdbeanspruchung arbeitenden Kaltrissprüfverfahren ist die unabhängig von den Schweißparametern einstellbare Belastung der Probe. Verfahren mit Selbstbeanspruchung der Proben bieten hingegen hinsichtlich der Übertragbarkeit der Versuchsergebnisse auf reale Bauteile den Vorteil, dass die Prüfanordnung im allgemeinen den Verhältnissen einer realen Schweißung näher kommt. Die bedeutendsten Kaltrissprüfverfahren Implant-, TEKKEN- und CTS-Test sind in der ISO 17642 Teil 1-3 [70] genormt. Des weiteren sei auf die DVS-Richtlinie 1001 [71] zum Implant-Test und die DVS-Richtlinie 1006 [72] zur Übersicht über die Kaltrissprüfverfahren verwiesen. Nachfolgend werden die in der Literatur dokumentierten Prüfverfahren zur Bestimmung der Kaltrissneigung beschrieben.

2.3.1 Fremdbeanspruchte Kaltrissprüfverfahren

2.3.1.1 Implant-Test

Der am häufigsten verwendete Kaltriss-Test mit fremdbeanspruchten Proben ist der Implant-Test. Dieser zeichnet sich gegenüber anderen Prüfverfahren durch geringen Werkstoffbedarf, feinstufige Einstellbarkeit der auf die Probe wirkenden Faktoren und quantitativ einfach erfassbare Ergebnisse aus. Die Entwicklung des Implant-Tests begann 1964, als Million und Cabelka in der ČSSR erste Proben dieser Art untersuchten. Die Implantprobe ist ein zylindrischer Stab aus dem zu untersuchenden Werkstoff, dessen Ende mit einem Ring- oder Wendelkerb versehen ist. Die Probe wird mit diesem Ende in eine entsprechende Bohrung einer Stahlplatte bündig eingesetzt. Einschweißplatte und Probe werden durch eine Raupe, die mit den zu untersuchenden Schweißparametern und Schweißzusatzwerkstoffen geschweißt wird, verbunden (*Bild 11*).

Je nach Höhe der Vorwärmtemperatur wird die Probe nach Abkühlung auf eine bestimmte Temperatur für mindestens 16 Stunden einer statischen Zugbelastung ausgesetzt, und die Zeit bis zum Bruch der Probe registriert. Ist das Versagenskriterium nicht der Bruch, sondern der Anriss der Probe, werden sämtliche nicht gebrochenen Proben metallographisch auf Anrisse untersucht. Die zu variierenden Versuchsparameter sind der Wasserstoffgehalt des Schweißgutes, der zeitliche Temperaturverlauf im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone und die mechanische Beanspruchung der Probe. Die Ergebnisse werden in der Regel in Diagrammen als kritische Spannungen in Abhängigkeit von den Schweißparametern, wie diffusibler Wasserstoffgehalt und Vorwärmtemperatur, dargestellt. Unter "kritischer Spannung", auch bezeichnet als "kritische Implantspannung", versteht man hierbei die Spannung, bei der, bezogen auf den Querschnitt im Kerbgrund, kein Bruch oder Anriss mehr auftritt [70]-[74].


Bild 11: schematische Darstellung des Implant-Tests (a: Draufsicht, b: Ansicht)

2.3.1.2 Weitere fremdbeanspruchte Kaltrissprüfverfahren

2.3.1.2.1 TRC-Test (Tensile Restraint Cracking Test)

Anders als beim Implant-Test werden beim TRC-Test größere, bauteilähnliche Proben verwendet, so dass die Prüfung ein- und mehrlagiger Stumpfnähte möglich ist. Unmittelbar nach dem Schweißen wird die in einer Vorrichtung eingespannte Probe mit einer über die Versuchsdauer konstant gehaltenen Prüflast beansprucht (Bild 12a). Um die Übertragbarkeit auf reelle Schweißverbindungen zu ermöglichen, wurden verschiedene Probenformen entwickelt, die dem jeweiligen Anwendungsfall entsprechen. Je nach Versuchsaufbau ist es möglich, die Prüfnaht längs oder quer zu beanspruchen. Bild 12b und Bild 12c zeigen dies anhand der verschiedenen Probenformen. Während die in der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung entwickelte Probe ausschließlich für eine Belastung guer zur Prüfnaht vorgesehen ist, lässt die Geometrie der an der TU Braunschweig entwickelten Probe auch eine Beanspruchung in Nahtlängsrichtung zu. Diese Variante des TRC-Tests wird als Kreuzzugtest bezeichnet. Eine weitere Version des TRC-Tests ist der LB-TRC-Test (Longitudinal Bead-Tensile Restraint Cracking-Test) zur Bestimmung der kritischen Rissbildungsspannung im Schweißgut. Hierbei werden zwei guergeschlitzte Platten mit U-Nahtvorbereitung geschweißt und anschließend in Nahtrichtung belastet. Diese Testvariante ist dem unten beschriebenen GBOP-Test (Gapped Bead On Plate-Test, Abschnitt 2.3.2.4.5) ähnlich, die Belastung erfolgt bei diesem jedoch durch Selbstbeanspruchung.

Der wesentliche Unterschied des TRC-Tests zu dem im Versuchsaufbau ähnlichen RRC-Test (Rigid Restraint Cracking Test, siehe *Abschnitt 2.3.2.4.1*) ist, dass die maximalen Spannungen nicht erst nach dem völligen Erkalten der Probe auftreten, sondern bereits kurz nach dem Ende des Schweißvorgangs mit Hilfe einer geeigneten Vorrichtung gezielt erzeugt werden. Damit versucht man beim TRC-Test der Auffassung gerecht zu werden, dass beim RRC-Test örtliche Spannungen ihr Maximum viel früher erreichen als die in der Prüfanordnung gemessenen globalen Spannungen [73]-[76].





b) Probenform BAM [76]

c) Probenform TU Braunschweig [76]

2.3.1.2.2 <u>LTP-Test</u>

Der in der damaligen UdSSR in den fünfziger Jahren entwickelte und dort weit verbreitete LTP-Test (LTP = Anfangsbuchstaben der russischen Bezeichnung für "Laboratorium für technologische Festigkeit") ist ein weiterer fremdbeanspruchter Kaltrisstest. Er wird zur Untersuchung von Schweißgut und Wärmeeinflusszone von Kehlnähten und Auftragsschweißungen unter konstanter Biegebeanspruchung eingesetzt [76]-[80]. *Bild 13* zeigt



neben der Probenform zur Prüfung von Kehlnähten das Belastungsschema der Prüfmaschine und ein Beispiel zur Darstellung der Versuchsergebnisse.



- b) Belastungsschema der Prüfmaschine
- c) Darstellung der Versuchsergebnisse

2.3.1.2.3 Augmented- Strain Cracking Test

Bei diesem Kaltrissprüfverfahren wird eine definierte Dehnung auf den Randbereich einer quer zur Schweißnaht entnommenen Flachprobe aufgebracht [81]-[84]. Der Versuchsaufbau ermöglicht eine direkte Beobachtung der Rissinitiierung und des Rissfortschritts. Wie im *Bild 14* sichtbar, werden vier quer zur Schweißrichtung polierte Proben und eine Wasserstoffprobe durch eine Schweißraupe verbunden und unmittelbar nach dem Schweißen auf –70°C abgekühlt. Unter Beibehaltung der Kühlung werden die Proben gebrochen und erneut poliert. Mittels der in *Bild 14* dargestellten Spann- und Belastungseinrichtung werden die zu untersuchenden Proben nach zügiger Erwärmung auf Raumtemperatur über eine Matrize mit definiertem Radius gebogen. Einerseits kann ein zuvor aufgesprühter Ölfilm den effundierenden Wasserstoff durch Blasenbildung mit bloßem Auge sichtbar machen. Andererseits ist es auch möglich, während der Beanspruchung die Prüffläche mit dem Mikroskop zu beobachten, um Rissausgangspunkte sowie die Bereiche, in denen eine Wasserstoffeffusion stattfindet, zu bestimmen. Durch Variation des Testradius kann die kritische Beanspruchung für die Rissinitiierung bestimmt werden. Wegen des komplizierten Versuchsaufbaues und hohen Prüfaufwandes ist der Test eher zur Grundlagenforschung geeignet, z.B. um grundlegende Informationen zu Rissausgangspunkt und Rissfortschritt, sowie zur Wasserstoffeffusion zu erhalten.



Bild 14: Augmented-Strain Cracking Test [84]

2.3.2 Selbstbeanspruchende Kaltrissprüfverfahren

2.3.2.1 TEKKEN-Test, U-Groove Weld Cracking Test, Lehigh-Test

Das Grundprinzip dieser Verfahren ist das Schweißen einer in ihrer Schrumpfung behinderten Probe. Die Schrumpfbehinderung wird entweder durch die Herstellung von Ankernähten oder durch die Ausführung der Probe als geschlitztes Blech erreicht. Geprüft wird die Kaltrissneigung von Stumpfnähten in der WEZ und im Schweißgut. Nach der Schweißung werden die Proben für eine bestimmte Zeit ausgelagert und dann optisch sowie metallografisch auf Risse untersucht.

Im Laufe der Entwicklung dieser Art von Kaltrissprüfverfahren haben sich 3 Varianten herausgebildet, die sich hauptsächlich durch die verwendete Nahtform sowie die Möglichkeit der Einflussnahme auf die Höhe der sich einstellenden mechanischen Spannungen unterscheiden. Einer der am häufigsten angewendeten selbstbeanspruchenden Kaltrisstests ist der von Suzuki et. al. entwickelte TEKKEN-Test. Er erhielt seinen Namen nach den Anfangssilben der japanischen Bezeichnung für "Japanisches Eisenbahn-Forschungsinstitut". Nach Standardisierung in Japan und Vereinfachung der Probengeometrie wurde das Verfahren auch in Deutschland genormt und liegt seit 2004 auch als ISO vor [70],[72],[73],[85],[86]. Beim TEKKEN-Test in seiner heutigen Form werden zwei aus dem zu untersuchenden Werkstoff bestehende Probenbleche gleicher Dicke mit zwei Ankernähten so verbunden, dass ein ca. 80 mm langer Schlitz entsteht. Diese Fuge mit Y-NahtVorbereitung wird unter Einhaltung der zu untersuchenden Schweißparameter mit einer einlagigen Prüfnaht versehen (*Bild 15*). Nach einer Lagerungszeit von 48 h wird die Probe einer Sichtprüfung unterzogen und das Risslängenverhältnis berechnet. Dieses ergibt sich aus dem Quotienten der Gesamtlänge aller Oberflächenrisse und der Nahtlänge. Zur metallografischen Untersuchung werden 5 Querschliffe der Prüfnaht angefertigt und bei 50bis 200-facher Vergrößerung auf Risse untersucht. Das Risslängenverhältnis ergibt sich hier aus dem Quotienten der Risshöhe und der minimalen Nahthöhe. Eine der mittigen Flächen wird außerdem einer Vickershärteprüfung unterzogen, um quantitative Aussagen zur Aufhärtung in der WEZ treffen zu können. Die Steifigkeit der Probe und damit die Schrumpfbehinderung wird ausschließlich über die Blechdicke beeinflusst.



Bild 15: TEKKEN-Test nach ISO 17642-2 [70]

Beim U-Naht-Versuch wird im Unterschied zum TEKKEN-Versuch eine U-Naht vorbereitet und geschweißt. Diese kann sowohl einseitig [70] als auch zweiseitig [87] ausgeführt werden. Die Herstellung von Ankernähten ist nicht notwendig, da die Nahtvorbereitung als Schlitz ausgeführt wird. Vorteil ist hierbei die absolut identische Steifigkeit aller Probensätze bei gleicher Blechdicke. Nachteilig wirken sich die höheren Fertigungskosten aus. Gesamtprobenmaße und grundsätzliche Vorgehensweise bei der Versuchsdurchführung und Versuchsauswertung entsprechen denen des TEKKEN-Versuches. Grundsätzlich weist der U-Naht-Versuch bedingt durch die Nahtgeometrie eine geringere Prüfschärfe auf als der TEKKEN-Versuch (*Bild 16*).



Bild 16: U-Naht-Prüfung nach ISO 17642-2 [70]

Der ebenfalls selbstbeanspruchende Lehigh-Test wurde in den 40iger Jahren des vergangenen Jahrhunderts an der gleichnamigen Universität in den USA entwickelt. Im Unterschied zu den vorher beschriebenen Prüfverfahren lässt sich die Steifigkeit und damit die Höhe der sich einstellenden mechanischen Spannungen nicht nur über die Blechdicke, sondern auch über die Änderung der Tiefe einer Reihe von Sägeschnitten einstellen. In der Literatur sind eine große Anzahl vorgeschlagener Varianten des Lehigh-Tests dokumentiert. *Bild 17* zeigt die in der Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung verwendete Probenform. Aufgrund der Geometrie lassen sich bei verschiedenen Probenserien verschiedene Steifigkeiten einstellen. Diese werden umso niedriger, je tiefer die Sägeschnitte und je kleiner das Maß X ist. Der kritische Wert des sogenannten Verspannungsgrades für die Kaltrissbildung lässt sich durch die Länge 2X kennzeichnen, die gerade noch ausreicht, um Kaltrisse zu erzeugen [76].



Bild 17: Probenform für den Lehigh-Test (BAM Berlin)

2.3.2.2 CTS-Test

Der CTS-Test (Controlled Thermal Severity-Test) ist eines der ältesten Prüfverfahren zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflussten Rissbildung und wurde 1940 in England entwickelt. Er diente in seiner ursprünglichen Form zur Ableitung eines sogenannten Schweißbarkeitsindex`, der zur Sicherstellung kaltrissfreier Schweißungen auf Bauteile übertragen wurde. Die Selbstbeanspruchung der Probe geht von zwei Test-Kehlnähten aus, die unter definierten Bedingungen geschweißt werden. Da die Abkühlgeschwindigkeit zwischen 400°C und 200°C als Einflussfaktor auf die Rissbildung berücksichtigt werden sollte, legte man die zwei Testnähte so, dass einmal ein bithermaler (nach zwei Seiten gerichteter) und einmal ein trithermaler (nach drei Seiten gerichteter) Wärmeabfluss auftritt. Zur Beschreibung der Wärmeableitbedingungen wurden "Thermal-Severity"-Nummern (TSN) eingeführt, die sich nach einer einfachen Berechnungsformel aus der Probendicke und dem jeweiligen Wärmeabfluss ergeben. Verändert man in einer Testserie die Probendicke, lässt sich eine kritische TSN bestimmen, bei der bei den gewählten Schweißparametern keine Risse mehr auftreten. Der kritischen TSN, die eine gerade noch zulässige Abkühlgeschwindigkeit bei 300°C beschreibt, wird dann ein Schweißbarkeitsindex zugeordnet. Um die Testergebnisse zur Festlegung von Schweißparametern zu nutzen, werden auch an den Bauteilnähten TSN bestimmt. Ist eine solche TSN kleiner als die kritische TSN im CTS-Test, kühlt die Naht im Bauteil langsamer ab und bleibt somit rissfrei. Ist sie jedoch größer, kühlt die Bauteilnaht schneller ab und muss zur Sicherstellung der Rissfreiheit vorgewärmt werden [73],[76],[88],[89].

Die heute übliche Variante des CTS-Tests [70] wurde anfänglich als "modifizierter CTS-Test" bezeichnet. Bild 18 zeigt die nunmehr völlig symmetrische Probe. Dadurch ist die Wärmeableitung immer dreiseitig, und beide Testnähte unterliegen identischen Schrumpfbehinderungen. Zur Erhöhung der Prüfschärfe wird zwischen Grund- und Deckplatte eine Nut eingebracht, die, ähnlich wie beim Implant- und TEKKEN-Versuch, einen mehrachsigen Spannungszustand nach Schweißende bewirkt. Ein weiterer wesentlicher Unterschied besteht in der unmittelbar nach dem Schweißen einer Test-Kehlnaht durchzuführenden Kühlung der Probe in fließendem Wasser. Dazu wird die Probe mit der gegenüberliegenden Seite bis zu einer Tiefe von 60 mm eingetaucht und bis zur völligen Abkühlung im Wasserbad belassen. Nach Auslagerung von mindestens 48 h wird die zweite Test-Kehlnaht geschweißt, in gleicher Weise abgekühlt und ebenfalls 48 h ausgelagert. Danach erfolgt die metallografische Untersuchung, indem jede Testnaht in vier gleich große Prüfstücke zerlegt wird, deren Stirnflächen auf Risse kontrolliert werden. Im Schweißgut darf die Gesamtlänge der Wurzelrisse 5% der Nahtdicke nicht überschreiten. Ebenso darf die Gesamtlänge von WEZ-Rissen nicht 5% der Schenkellänge der Kehlnaht überschreiten. Zur Charakterisierung der Gefügeaufhärtung wird eine Vickershärteprüfung in der WEZ und im Schweißgut vorgenommen.



Bild 18: CTS-Test nach [70]

2.3.2.3 IRC-Test

Der Vorteil des als Variante des RRC-Tests (Rigid Restraint Cracking-Test, *Abschnitt* 2.3.2.4.1) an der Universität der Bundeswehr in Hamburg entwickelten IRC-Tests (Instrumented Restraint Cracking Test) ist die Möglichkeit der direkten Übertragung realer Schweißvorgänge auf Laborproben mittels eines relativ einfachen Versuchsaufbaus. Dazu wird die zu untersuchende Probe mit Hilfe einer geeigneten Spannvorrichtung in einem sehr steifen Rahmen fixiert und unter definierten Bedingungen ein- oder mehrlagig geschweißt (*Bild 19*). Realisiert werden können verschiedene Blechdicken, Nahtgeometrien und Arten von Schweißstößen.



Bild 19: Prinzipdarstellung und Ergebnisdiagramm des IRC-Tests [72]

Die verschiedenen Steifigkeiten von realen Konstruktionen können durch Variation der Blechdicke und der Einspannlänge der Probe simuliert werden. Die Applikation von Dehnmessstreifen innerhalb der Probenaufnahme ermöglicht eine Aufzeichnung der Schrumpfreaktionskraft und der Schrumpfreaktionsmomente während des Schweißens und während des Abkühlens der Probe. Aus diesen Werten lässt sich die für das Auftreten von Kaltrissen verantwortliche Spannung in Nahtquerrichtung berechnen. Als Vergleichsmaßstab für die Kaltrissanfälligkeit unterschiedlicher Schweißverbindungen lässt sich die Zeit bis zum Eintreten eines möglichen Risses und die prozentuale Rissquerschnittsfläche heranziehen. Eine weitere Einsatzmöglichkeit dieses Tests ist die Quantifizierung der Schrumpfspannungen in Abhängigkeit von den Schweißparametern, der Schweißnahtgeometrie und der Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination [72],[90],[91].

2.3.2.4 Weitere selbstbeanspruchende Kaltrissprüfverfahren

2.3.2.4.1 Rigid Restraint Cracking-Test (RRC)

Zu Beginn der 60iger Jahre wurde an der Osaka-Universität in Japan der RRC-Test als experimentelle Grundlage des Einspanngradkonzeptes entwickelt. Geprüft werden einoder mehrlagig geschweißte Proben unterschiedlicher Breite und Dicke, bei denen durch ein relativ aufwändiges Belastungs- und Regelsystem eine frei wählbare Messlänge konstant gehalten wird (Bild 20). Die auf die Schweißverbindung wirkenden Kräfte ergeben sich aus den behinderten Dehnungen und Schrumpfungen in Abhängigkeit von der konstant gehaltenen Messlänge. Dadurch ist es möglich, beliebig fest eingespannte Schweißnähte zu untersuchen. Als Maß für die Steifheit der Verbindung wurde der sogenannte Einspanngrad K (intensity of restraint) eingeführt, der sich aus E-Modul, Blechdicke und konstant gehaltener Messlänge eraibt. Je nach Nahtvorbereitung und Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination wird das Schweißgut oder die Wärmeeinflusszone geprüft. Als Ergebnis erhält man Zusammenhänge zwischen kritischer Spannung, Wasserstoffgehalt und Vorwärmtemperatursowie streckenenergieabhängiger Gefüae [73],[74],[76],[92].



Bild 20: Prinzipdarstellung des Rigid Restraint Cracking-Tests [92]

2.3.2.4.2 Cruciform-Versuch

Die ersten Versuche auf Grundlage dieses Prüfverfahrens wurden 1947 in den USA durchgeführt. Der Test erlangte internationale Verbreitung nach seiner Weiterentwicklung bezüglich Blechdicke, Zwischenlagentemperatur und Schweißnahtfolge. *Bild 21* zeigt die heute verwendete Probenform. Dabei hängen Probenlänge, -breite und –höhe sowie die Prüfnahtlänge von der Blechdicke und vom Schweißverfahren ab. Geprüft wird die Kaltrissempfindlichkeit von Schweißgut und Wärmeeinflusszone von Kehlnähten. Dazu wird, wie in der Skizze ersichtlich, ein Kreuzstoß zuerst geheftet, um dann vier Kehlnähte in vorgeschriebener Reihenfolge herzustellen. Zwischen den einzelnen Nähten ist die Probe auf Raumtemperatur abkühlen zu lassen. Mit zunehmender Nahtzahl steigt die durch die Schrumpfbehinderung induzierte Spannung an. Im Vordergrund steht dabei die Winkelschrumpfung. Die höchste Rissanfälligkeit zeigt stets die Naht 3. Dieses Phänomen wird einerseits durch die hohe thermische Ausdehnung beim Schweißen der vierten Naht in Verbindung mit der zu diesem Zeitpunkt vorliegenden hohen Steifigkeit erklärt. Andererseits ist eine ungünstige Wasserstoffverteilung durch Diffusion oder unterschiedliche Abkühlzeiten in der WEZ der einzelnen Nähte als Erklärung denkbar [72],[75],[76],[93].



Bild 21: Prinzipdarstellung des Cruciform-Versuchs [72]

2.3.2.4.3 WIC (Welding Institute of Canada)-Test

Einer der neuesten selbstbeanspruchenden Kaltrisstests ist der am Welding Institute of Canada entwickelte WIC-Test. Er dient speziell zur Ermittlung der Kaltrissanfälligkeit von Orbitalnähten, wie sie im Rohrleitungsbau auftreten. Dazu wird eine extrem in ihrer Winkelschrumpfung behinderte Rohrnaht, wie in *Bild 22* dargestellt, simuliert. Der Grad der Einspannung ist variierbar durch die Länge der zur Fixierung der Probe auf dem Unterblech vorgesehnen Kehlnähte. Um die Schweißbedingungen im Feld zu berücksichtigen, wird in Fallnahtposition mittels C-Elektrode geschweißt. Ermittelt werden die Schweißbedingungen wie Wasserstoffgehalt, Vorwärmtemperatur und Streckenenergie, bei denen keine Kaltrisse mehr auftreten [72],[75],[94],[95].



Bild 22: Prinzipdarstellung des WIC-Tests [72]

2.3.2.4.4 <u>RGW-Test</u>

Der Name RGW-Test leitet sich aus den Anfangsbuchstaben des Wirtschaftsverbundes "Rates für gegenseitige Wirtschaftshilfe" der ehemaligen so genannten Ostblockstaaten ab, in denen er hauptsächlich verbreitet war. Er bietet die Möglichkeit, unterschiedliche Einspannlängen und damit verschiedene Steifigkeiten von Schweißverbindungen zu realisieren. Dazu werden rechtwinklige Probenelementpaare in eine Einspannplatte eingesetzt und fixiert (*Bild 23*). Jedes Probenpaar besteht aus den eigentlichen Probenblechen und den angeschweißten Stegblechen, welche nach dem Schweißen einer einlagigen Zugraupe die Querschrumpfung der Schweißverbindung behindern. Nach einer mindestens 16stündiger Auslagerungszeit erfolgt eine Sichtprüfung. Sind keine Risse sichtbar, erfolgt eine oxidierende Glühung der Probe bei 350°C für 2 Stunden. Nach dem darauf folgenden Brechen der Probe sind eventuell vorhandene Kaltrisse aufgrund der Anlauffarben gut von der Restbruchfläche zu unterscheiden. Ermittelt werden die Schweißparameter Wasserstoffgehalt im Schweißgut, Streckenenergie und Vorwärmtemperatur, bei denen kaltrissfrei geschweißt werden kann [72],[96],[97].



Bild 23: schematische Darstellung des RGW-Tests [72]

2.3.2.4.5 <u>GBOP-Test (Gapped Bead-On-Plate)</u>

In *Bild 24* ist der relativ einfache Versuchsaufbau des Gapped Bead-On-Plate Tests dargestellt. Mittels dieses Prüfverfahrens wird die Empfindlichkeit des Schweißgutes einer Auftragsraupe bezüglich wasserstoffunterstützter Kaltrissbildung ermittelt.

Dazu werden zwei stabile Grundplatten, von denen eine einen definierten Spalt aufweist, durch eine Klemmvorrichtung fixiert. Danach wird der Spalt mit der Prüfraupe überschweißt. Die sich während der Abkühlung aufbauende Längsspannung kann im Zusammenhang mit der Spannungskonzentration am Spalt Querrisse im Schweißgut induzieren. Nach 24stündiger Auslagerungszeit erfolgt ein oxidierendes Glühen und nachfolgendes Brechen der Probe. Sind Kaltrisse aufgetreten, heben sie sich aufgrund der Anlauffarben gut von der Restbruchfläche ab [73],[75],[98]-[100].

2.3.2.4.6 Bead Bend Test

Der Bead Bend Test wurde zur Bewertung der Kaltrissempfindlichkeit geschweißter Bauteile von Mitarbeitern der Böhler Welding Austria GmbH entwickelt. Bewertet wird die Empfindlichkeit von Schweißgütern in Mehrlagenschweißungen (*Bild 25*). Ursprünglich handelte es sich um ein Prüfverfahren, welches ausschließlich zur Prüfung von Orbitalnähten eingesetzt wurde. In seiner heutigen Form werden beim Bead Bend Test unterschiedliche Schrumpfbehinderungen durch die Probendicke und die Art der Fixierung der Probenbleche realisiert. So ist es z.B. möglich, die Ankernähte durch Klemmen zu ersetzen, die eine Querschrumpfung zulassen, eine Winkelschrumpfung jedoch nicht. Damit lassen sich die Bedingungen beim Orbitalschweißen im Rohrleitungsbau simulieren. Andererseits kann durch das Festschweißen der Probe an allen vier Seiten eine sehr steife Einspannung verwirklicht werden. Nach dem Schweißen mit den zu untersuchenden Schweißparametern und einer 24stündigen Auslagerung wird die eigentliche Probe so aus der Schweißnaht entnommen, dass die Prüffläche in der Nahtmitte liegt.



Bild 24: schematische Darstellung des GBOP-Tests [100]



Bild 25: schematischer Aufbau des Bead Bend Tests [101]

Nach dem Polieren der Prüffläche wird die gesamte Probe für 16 h bei 250°C wasserstofffrei geglüht, damit beim anschließenden Biegen eine Aktivierung von eventuell getraptem Wasserstoff ausgeschlossen wird. So wird eine Überlagerung der Versuchsergebnisse mit dem sogenannten Fischaugenphänomen ausgeschlossen. Durch das wie in *Bild 25* dargestellte Biegen der Probe werden die eventuell vorhandenen Mikrorisse aufgeweitet, so dass sie selbst mit bloßem Auge gut sichtbar sind. Vorteil des Testverfahrens ist die relativ große Inspektionsfläche der Probe. Dadurch erhält man selbst bei nur einer Probe je Parametersatz umfangreiche Informationen über die Kaltrissempfindlichkeit des untersuchten Schweißgutes. Als Ergebnis können beispielsweise minimale Zwischenlagentemperaturen in Abhängigkeit von Blechdicke und Festigkeit des Zusatzwerkstoffes bestimmt werden. Durch die Möglichkeit der Variation der Steifigkeit erhofft man sich eine gute Übertragbarkeit auf reale Schweißverbindungen, besonders auf Feldschweißungen im Rohrleitungsbau [101].

2.3.2.4.7 Batelle Underbead Cracking Test

Einer der ersten Tests zur Prüfung der Empfindlichkeit gegen Risse im Schweißgut ist der Batelle Underbead Cracking Test [102]-[104]. Dabei wird auf eine 76 mm lange, 51 mm breite und 25,4 mm hohe Grundplatte eine 32 mm lange Prüfnaht abgeschweißt (Bild 26). Die Platte wird vorher durch Eintauchen in ein flüssiges Bad je nach Versuchsdurchführung vorgewärmt oder gekühlt. Nach dem Schweißen wird die Probe 24 Stunden gelagert, zur Vermeidung weiteren Rissfortschritts spannungsarmgeglüht und dann längs aufgesägt. Die Ausdehnung der Rissfläche wird mit magnetischen oder metallografischen Verfahren sichtbar gemacht, und deren prozentuales Verhältnis zur Nahtlänge angegeben. Zur Absicherung des Versuchsergebnisses sind 10 Proben mit einer Reproduzierbarkeit von 10% Abweichung herzustellen. Die bei diesem Test verwendeten Proben wurden zur Bestimmung der Empfindlichkeit gegen Unternahtrisse bei der Schweißung von Kohlenstoffstählen und niedriglegierten Stählen mit zelluloseumhüllten Elektroden entwickelt, um die Bedingungen von Heftschweißungen zu simulieren. Die Ergebnisse solcher Tests erwiesen sich als sinnvoll zur Aufstellung von Rankings zur Schweißbarkeit der untersuchten Stähle bzw. zur Bestimmung der minimalen Vorwärmtemperatur zur Vermeidung von Unternahtrissen bei großer Schrumpfbehinderung.





2.3.2.4.8 Circular Patch Test

Es existieren etliche Versionen dieses Tests, doch haben alle das Heraustrennen einer runden Scheibe aus einer quadratischen Platte und deren Wiedereinschweißung gemeinsam [105]-[107]. In einigen Varianten erfolgt die Schweißung in alternierenden Quadranten, andere Tests schreiben eine kontinuierliche kreisförmige Ausführung des Schweißprozesses vor (*Bild 27*). Die Beanspruchung der Probe wird in jedem Fall durch ein sich nach dem Schweißen aufbauendes biaxiales Spannungsfeld hervorgerufen, welches zur Rissbildung in der WEZ oder im Schweißgut führen kann. Die Höhe der sich einstellenden Spannungen kann über die Wahl verschiedener Kreisdurchmesser variiert werden. Zum Nachweis von Rissen werden magnetische, röntgenografische und metallografische Verfahren genutzt. Der Test wird hauptsächlich zur Abnahmeprüfung verwendet, bei der die Schweißbarkeit einer bestimmten Werkstoff / Zusatzwerkstoffkombination demonstriert wird.



Bild 27: Circular Patch Test [107]

2.3.2.4.9 Schnadt Fisco Test



Bild 28.: Schnad Fisco Test [108]

2 Kenntnisstand

Der Schnadt Fisco Test wurde in den 70iger Jahren zur Beurteilung der Schweißbarkeit von Orbitalnähten von Rohrleitungen entwickelt [108]. Wie im *Bild 28* beschrieben, werden zwei Bleche in einer Spannvorrichtung derart fixiert, dass durch den entstehenden Stumpfstoß eine Orbitalnaht abgebildet wird. Eine einlagige Testnaht wird ohne Vorwärmung mit bis auf die Schweißgeschwindigkeit konstanten Schweißgeschwindigkeit oder einer kritischen, den Wärmeeintrag erhöhenden Schweißgeschwindigkeit oder einer kritischen Abkühlgeschwindigkeit tritt Kaltrissbildung auf. Der Test kann direkt zur Bewertung von Feldschweißungen angewendet werden, indem entweder die maximale Schweißnahtlänge per Elektrode zur Verhinderung von Wurzelrissen oder ein Ranking für Stähle oder Elektroden bezüglich ihrer Kaltrissempfindlichkeit ermittelt wird.

2.3.2.4.10 Slot Weld Test

Der Slot-Weld Test wurde an der Lehigh-Universität unter Federführung des American Petroleum Institute entwickelt, um mit Hilfe eines einfachen Tests die Schweißbarkeit von Rohrleitungsstählen unter Feldbedingungen abschätzen zu können [109]-[111]. Die Proben können dabei aus Blechen oder Rohrmaterial hergestellt werden. Bestimmt wird die minimale Vorwärmtemperatur oder andere Schweißparameter zur Vermeidung von Rissen. Wie im Bild 29 dargestellt, sind die Proben im Unterschied zum TEKKEN- und U-Naht Test lediglich mit einem durchgehenden 90 mm langen und ca. 2,4 mm breiten Schlitz versehen, welcher einen I-Stoß darstellt. Dieser kann maschinell hergestellt oder durch Ankernähte erzeugt werden. Die Prüfnaht wird über den Schlitz geschweißt und startet bzw. endet 25 mm außerhalb des Schlitzes. Danach wird die Probe wärmebehandelt bzw. spannungsarm geglüht, um die Oberflächenrisse nach dem Brechen der Probe sichtbar zu machen bzw. weitere Rissbildung und weiteren Rissfortschritt zu verhindern. Die Wärmebehandlung erfolgt entweder 5 min nach dem Schweißen, was einer typischen Zeit bis zur Schweißung der Gegenlage entspricht, oder 24-48 Stunden nach der Schweißung, um eine verzögerte Rissbildung zu ermöglichen. Die Probe wird bis in den Schlitz aufgesägt und dann gebrochen. Es erfolgt die visuelle Auswertung und prozentuale Angabe der Rissfläche.



Bild 29:Slot-Weld Test [111]

2.3.2.4.11 Butt-Weld (WI) Cracking Test

Der WI Test (Welding Institute) wird für die Bewertung der Schweißbarkeit von Rohrleitungsstählen unter Feldbedingungen verwendet. Der Aufbau ähnelt dem Schnadt Fisco Test, allerdings wird eine mit einer Nut versehene Kupferschiene als Schweißbadsicherung verwendet [112]-[114]. Die Fixierung der Probenhälften erfolgt mit Klemmschienen, so dass zwar die Winkelschrumpfung stark behindert, ein Verzug in transversaler Richtung beim Abkühlen aber möglich ist (*Bild 30*). So wird versucht, den realen Bedingungen beim Schweißen von Orbitalnähten an Rohrleitungen gerecht zu werden. Der Wärmeeintrag wird über die Schweißgeschwindigkeit variiert. Der Einfluss einer Vorwärmung kann durch Aufheizen der Probenbleche vor dem Einspannen ebenfalls untersucht werden. Bedingt durch die hohe Wärmeableitung durch Spannvorrichtung und Kupferschiene kommt es zu sehr hohen Abkühlgeschwindigkeiten. Untersuchungen ergaben, dass kritische Streckenenergien für das Auftreten von Rissen geringer waren als die in TEKKEN-Versuchen ermittelten, da die Schrumpfbehinderung beim TEKKEN-Test größer ist [113].



Bild 30: Butt-Weld (WI) Cracking Test [114]

2.3.3 Vergleich und Aussagefähigkeit der einzelnen Prüfverfahren

Grundsätzlich ist das Verfahrensprinzip aller Kaltrisstests identisch. Um die Kaltrissempfindlichkeit einer Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination zu bestimmen, bzw. Grundwerkstoffe oder Zusatzwerkstoffe bezüglich dieser Empfindlichkeit zu klassifizieren, wird eine entsprechende Probe mit einer Schweißnaht versehen. Zur Rissbildung ist eine mechanische Beanspruchung in kritischer Höhe erforderlich, die, neben den immer auftretenden umwandlungsbedingten Eigenspannungen, primär entweder durch äußere Belastung oder durch probenformbedingte Schrumpfbehinderung erzeugt werden. Die Empfindlichkeit des zu untersuchenden Werkstoffes ist dabei von Einflussgrößen wie chemische Zusammensetzung, durch den Schweißprozess eingebrachten Wasserstoff, Vorwärm-, Zwischenlagen- und Nachwärmtemperatur sowie der Abkühlgeschwindigkeit nach dem Schweißen abhängig.

	Implant Test	TRC Test	LTP Test	Augmented-Strain Test
Versuchsziel	Kaltrissneigung von Grundwerkstoffen (WEZ)	Kaltrissneigung von ein- oder mehrlagigen Stumpfnähten (WEZ-SG-Kombi- nation)	Kaltrissneigung von ein- oder mehrlagigen Kehl- nähten und Auftrags- schweißungen (WEZ-SG- Kombination)	Kaltrissneigung einer einlagigen Auftrags- schweißung (WEZ- SG-Kombination)
Werkstoffe	Implantprobe aus höherfestem un- oder niedriglegiertem Stahl (in Sonderfällen aus Schweißgut)	höherfester un- oder niedriglegier- ter Stahl	höherfester un- oder niedriglegierter Stahl	höherfester un- oder niedriglegierter Stahl
Nahtform	Auftragsschweißung	Stumpfnaht	Kehlnaht	Auftragsschweißung
Rissarten	Kaltrisse in der WEZ	Kaltrisse in der WEZ	Kaltrisse in WEZ und Schweißgut	Kaltrisse in WEZ und Schweißgut
Ursachen der mechanischen Spannungen	mehrachsige Span- nungen infolge definierten Kerbs, definiert aufgebrachte einachsige Zugspan- nung, Umwandlungs- eigenspannungen	definiert aufge- brachte einachsige Zugspannung, Umwandlungsei- genspannungen, mehrachsige Spannungen infolge schweißbe- dingter Kerben	definiert aufgebrachte Biegebeanspruchung, Umwandlungseigenspan- nungen, mehrachsige Spannungen infolge schweißbedingter Kerben	definiert aufge- brachte Biegebean- spruchung, Um- wandlungsei- genspannungen
Rissermittlung	Sichtprüfung, metallografische Schliffe, Aufbrechen nach oxidierendem Glühen	Sichtprüfung, metallografische Schliffe	Sichtprüfung, metallogra- fische Schliffe	direkte Beobachtung von Rissinitiierung und -fortschritt
Einflussfaktoren	Implantgeometrie, Prüflast, Vor- und Nachwärmung, Schweißprozess, Zusatzwerkstoff	Schweißprozess, Zusatzwerkstoff, Streckenenergie, Vorwärmung, Prüflast	Schweißprozess, Zusatz- werkstoff, Vorwärmung, Prüflast	Schweißprozess, Zusatzwerkstoff, Geometrie des Gesenks
Ergebnisse	kritische Spannung, Vorwärmtemperatur, Wasserstoffgehalt, Streckenenergie für rissfreies Schweißen	kritische Spannung und Vorwärmtem- peratur für kaltrissfreies Schweißen	kritische Spannung und Vorwärmtemperatur für kaltrissfreies Schweißen	kritische Beanspru- chung, Ort der Rissentstehung
Übertragbarkeit	nicht direkt übertrag- bar, geeignet zur Klassifizierung von Werkstoffen	bauteilähnliche Proben, deren Form dem jeweiligen Anwen- dungsfall entspre- chen kann	bauteilähnliche Proben	nicht direkt über- tragbar, geeignet zur Grundlagenfor- schung

Tabelle 1: Kaltrissprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben

	Slot-Weld Test	WIC Test	Butt-Weld Cracking Test	Schnadt-Fisco Test	Bead-Bend Test
Versuchs- ziel	Kaltrissneigung von Orbital- nähten (Feldnahtschweißung, WEZ-SG-Kombination)	Kaltrissneigung von Orbi- talnähten (Feldnahtschwei- ßung, WEZ-SG-Kombi- nation)	Kattrissneigung von Orbitalnähten (Feldnaht- schweißung, WEZ-SG- Kombination)	Kaltrissneigung von Orbitalnähten (Feld- nahtschweißung, WEZ- SG-Kombination)	Kattrissneigung von Schweißgütern in mehr- lagig geschweißten Or- bitalnähten
Werkstoffe	Rohrleitungsstähle und zuge- hörige Zusatzwerkstoffe	höherfester un- und niedriglegierter Rohrstahl in Verbindung mit geeigneter Fallnahtelektrode	höherfester un- und niedriglegierter Rohrstahl in Verbindung mit geeig- neter Elektrode	höherfester un- und niedriglegierter Rohr- stahl in Verbindung mit geeigneter Elektrode	höherfester un- und niedriglegierter Rohrstahl in Verbindung mit geeig- neter Elektrode
Nahtform	Auftragsschweißung	Stumpfnaht	Stumpfnaht	Stumpfnaht	Stumpfnaht
Rissarten	Kaltrisse im Schweißgut	Kaltrisse in WEZ und Schweißgut	Kaltrisse in WEZ und Schweißgut	Kaltrisse in WEZ und Schweißgut	Kaltrisse im Schweißgut
Ursachen der me- chanischen Spannun- gen	Eigenspannungen durch Schrumpfbehinderung, Um- wandlungseigenspannungen, mehachsige Spannungen am überschweißten Kerb	Eigenspannungen durch Schrumpfbehinderung, Umwandlungseigenspan- nungen	Eigenspannungen durch Schrumpfbehinderung, Umwandlungseigen- spannungen	Eigenspannungen durch Schrumpfbehin- derung, Umwand- lungseigenspannungen	Eigenspannungen durch Schrumpfbehinderung, Umwandlungseigen- spannungen
Risser- mittlung	Aufsägen der probe bis zum Schlitz und Brechen, visuelle Auswertung	Sichtprüfung, metallografi- sche Schliffe	Sichtprüfung, metallogra- fische Schliffe	Sichtprüfung, metal- lografische Schliffe	Biegung einer in Naht- mitte entnommenen Probe zur Aufweitung vorhandener Risse
Einfluss- faktoren	Schweißprozess, Vorwär- mung	Blechdicke, Vorwärmung, Fallnaht	Blechdicke, Vorwärmung, Verzug in transversaler Richtung möglich, hohe Abkühlgeschwindigkeiten	Blechdicke, Schweiß- geschwindigkeit	Zwischenlagentempera- turen, Blechdicke, Ein- spannung
Ergebnisse	kritische Vorwärmtemperatur, Streckenenergie	kritische Vorwärmtempe- ratur, Streckenenergie, Wasserstoffgehalt für kalt- risssicheres Schweißen	kritische Vorwärmtempe- ratur, Streckenenergie, Wasserstoffgehalt für kaltrisssicheres Schwei- ßen	kritische Schweiß- oder Abkühigeschwindigkeit für kaltrisssicheres Schweißen	kritische Zwischenla- gentemperaturen in Abhängigkeit von Blech- dicke und Zusatzwerk- stoff
Übertrag- barkeit	nicht direkt möglich, Abschät- zung der Schweißbarkeit bezüglich verzögerter Rissbil- dung	Schrumpfbehinderung in gewissen Grenzen varlier- bar, bauteilähnliche Proben	Schrumpfbehinderung in transversaler Richtung über Blechdicke variier- bar, bauteilähnliche Proben	Schrumpfbehinderung über Blechdicke vari- ierbar, bauteilähnliche Proben	Übertragbarkeit auf Feld- schweißungen durch Variation der Steifigkeit angestrebt

Tabelle 2: Kaltrissprüfverfahren zum Test speziell von Rohrleitungsnähten mit selbstbeanspruchenden Proben

Ziel der Versuche ist entweder die Einteilung der Werkstoffe bezüglich ihrer Kaltrissempfindlichkeit oder die Bestimmung von Schweißparametern, Vor- und Nachwärmtemperaturen bei denen keine Rissbildung auftritt. Als Ergebnis der Bemühungen, den jeweiligen Anwendungsfall möglichst real aber auch kostengünstig abzubilden, liegen die in den Abschnitten 2.3.1 und 2.3.2 beschriebenen Kaltrissprüfverfahren vor. Die Einteilung bzw. der Vergleich der einzelnen Kaltrissprüfverfahren ist nach mehreren Gesichtspunkten möglich. Einerseits kann man nach der Art der Belastung (selbst- oder fremdbeansprucht) unterteilen, andererseits ist eine Abgrenzung gegeneinander aber auch über geometrische Parameter (Probenform, Nahtform), die Möglichkeit der Variation der Versuchsbedingungen oder den Anwendungsfall möglich. In Tabelle 1 sind zunächst alle fremdbeanspruchten Verfahren erfasst. Diese unterscheiden sich grundsätzlich sowohl durch die verwendete Probenform als auch durch den jeweiligen Anwendungsfall. Während TRC- und LTP-Test in Größe und Form bauteilähnliche Proben verwenden und somit einem entsprechenden Anwendungsfall zuzuordnen sind, werden Implant- und Augmented-Strain Test aufgrund Kleinproben und damit Möglichkeit, werkstoffsparender der umfangreiche Versuchsprogramme zu realisieren, vornehmlich zur Klassifizierung von Grundwerkstoffen und Schweißgütern eingesetzt. Der Augmented-Strain Test bietet darüber hinaus als einziges Verfahren die Möglichkeit, Rissinitiierung und -ausbreitung in Abhängigkeit von den zu untersuchenden Einflussgrößen wie z.B. Wasserstoffgehalt und Beanspruchungshöhe direkt zu beobachten (2.3.1.2.3), weshalb dieser Test vornehmlich in Forschung und Entwicklung angewendet wird. Nachteil aller fremdbeanspruchten Prüfverfahren ist der hohe gerätetechnische Aufwand zur Realisierung einer definierten Beanspruchung.

Tabelle 2 enthält fünf Kaltrissprüfverfahren, die speziell zur Untersuchung der Kaltrissneigung von Orbitalnähten bei Feldnahtschweißungen entwickelt wurden. Dabei sind WIC-, Butt-Weld-Cracking- und Schnadt-Fisco Test bezüglich Versuchsaufbau und –durchführung als nahezu identisch anzusehen, weshalb sich die unter gleichen Bedingungen gewonnenen Ergebnisse dieser Prüfverfahren nicht unterscheiden dürften. Unterschiede bestehen in der Möglichkeit, die für eine Orbitalnaht typische Behinderung der Winkelschrumpfung in gewissen Grenzen zu variieren bzw. eine Längsschrumpfung zuzulassen oder nicht. Während beim Butt-Weld Test eine Längsschrumpfung uneingeschränkt möglich ist, kann sie beim WIC-Test über die Länge der Ankernähte variiert werden. Außerdem wird die Prüfnaht in der kritischen Fallnahtposition geschweißt, um den ungünstigsten Bereich der Schweißnaht zu simulieren. Der Schnadt-Fisco Test bildet aufgrund der beschränkten Variation der Einspannmöglichkeit die Verhältnisse beim Orbitalnahtschweißen am ungenauesten ab. Eine Variation der Steifigkeit ist dennoch über die Blechdicke oder über die Position der Klemmschrauben möglich.

Relativ unaufwändig und daher kostengünstig ist der Slot-Weld Test. Die Probenform entspricht jedoch nicht den Verhältnissen beim Orbitalnahtschweißen, weshalb die Übertragbarkeit der Versuchsergebnisse auf Bauteile fraglich erscheint. Deshalb wird dieser Test lediglich zur Abschätzung der Schweißbarkeit von Rohrleitungsstählen verwendet.

Während die genannten Prüfverfahren die für die Kaltrissbildung kritische Wurzellage simulieren, wurde der Bead-Bend-Test zur Untersuchung mehrlagiger Orbitalnähte entwickelt. Die Variation der Einspannung reicht von kompletter Schrumpfbehinderung in alle Richtungen bis hin zur Möglichkeit einer freien Längsschrumpfung, wenn statt der Ankernähte Klemmen wie beim Butt-Weld Test verwendet werden. Nach dem Schweißen wird die gesamte Naht mittig aufgetrennt, poliert und über ein entsprechendes Werkzeug gebogen, um eventuell entstandene Risse sichtbar zu machen. Vorteil dieses aufwändigen Verfahrens ist die im Gegensatz zu anderen Auswertmethoden große Inspektionsfläche, die eine komplette Rissverteilung über die gesamte Schweißnaht selbst mit nur einer Probe je Parametersatz liefert.

	RRC Test	IRC Test	RGW Test
Versuchsziel	Kaltrissneigung von Stumpf- nähten (WEZ-SG-Kombi- nation)	Kaltrissneigung von Stumpf- und Kehlnähten (WEZ-SG-Kombi- nation) für zuvor an realen Konstruktionen bestimmten Einspanngraden	Kaltrissneigung von Stumpf- nähten (WEZ-SG-Kombi- nation)
Werkstoffe	höherfester un- oder niedrigle- gierter Stahl und zugehöriger Zusatzwerkstoff	höherfester un- oder niedriglegier- ter Stahl und zugehöriger Zusatzwerkstoff	höherfester un- und niedriglegierter Stahl und geeigneter Zusatzwerkstoff
Nahtform	mehrlagige Stumpfnaht	ein- und mehrlagige Stumpf- und Kehlnähte	einlagige Stumpfnaht
Rissarten	Kaltrisse in der WEZ und im Schweißgut	Kaltrisse in der WEZ und im Schweißgut	Kaltrisse in der WEZ und im Schweißgut
Ursachen der mechanischen Spannungen	Eigenspannungen durch Schrumpfbehinderung, Umwandlungseigenspannun- gen	Eigenspannungen durch definierte Schrumpfbehinderung, Umwandlungseigenspannungen, Nahtgeometrie	Eigenspannungen durch Schrumpfbehinderung, Um- wandlungseigenspannungen, Nahtgeometrie
Rissermittlung	Sichtprüfung, metallografische Schliffe	Sichtprüfung, metallografische Schliffe, Aufbrechen nach oxidierendem Glühen, Risszeit- punkt bestimmbar durch Auswer- tung des Reaktionskraftverlaufes	Sichtprüfung, metallografi- sche Schliffe, Aufbrechen nach oxidierendem Glühen
Einflussfaktoren	Blechdicke, frei wählbare Einspannlänge	Blechdicke, Einspannbedingun- gen, Nahtgeometrie	Blechdicke, Vorwärmung, verschiedene Einspannlän- gen
Ergebnisse	kritische Vorwärmtemperatur, Streckenenergie, Wasser- stoffgehalt in Abhängigkeit der Steifigkeit	kritische Vorwärmtemperatur, Streckenenergie, Wasserstoffge- halt für kaltrisssicheres Schwei- ßen, Quantifizierung von Reaktionskräften und Reaktions- momenten in Abhängigkeit von den Einflussfaktoren	kritische Vorwärmtempera- tur, Streckenenergie, Wasserstoffgehalt für kaltrisssicheres Schweißen
Übertragbarkeit	bauteilähnliche Proben, Schrumpfbehinderung frei wählbar, Versuch der Übertragung der Ergebnisse durch Konzept des Einspann- grades	sehr bauteilorientiert, Nutzung von an realen Konstruktionen be- stimmten Einspanngraden	Schrumpfbehinderung in gewissen Grenzen variierbar, bauteilähnliche Proben

Tabelle 3: Kaltrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchenden Proben und über die Messanordnung variierbarer Schrumpfbehinderung

In *Tabelle 3* sind weitere Kaltrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchenden Proben aufgeführt. Hauptmerkmal dieser Gruppe ist neben der Verwendung bauteilähnlicher Proben bis hin zur Großprobe (RRC-Test) die Möglichkeit, den Grad der Einspannung und damit die Schrumpfbehinderung nicht nur über die Blechdicke, sondern auch über die Einspannlänge zu variieren. Während dies für den RRC-Test aufgrund der Messanordnung stufenlos möglich ist, verwenden IRC- und RGW-Test verschiedene Distanzstücke, die eine stufenweise Erhöhung oder Erniedrigung der Einspannlänge ermöglicht. In Kombination mit der Variation der Blechdicke oder der Nahtform sind jedoch auch mit diesen Verfahren eine Vielzahl unterschiedlicher Konfigurationen möglich.

	TEKKEN, U- Groove, Lehigh Test	CTS Test	Cruciform Test	Circular Patch Test
Versuchsziel	Kaltrissneigung von Stumpfnähten (WEZ-SG-Kombi- nation)	Kaltrissneigung von Kehlnähten (WEZ-SG- Kombination)	Kaltrissneigung von Kehlnähten (WEZ-SG- Kombination)	Kaltrissneigung von Reparaturschweißungen unter großer Einspannung (WEZ-SG- Kombination)
Werkstoffe	höherfester un- oder niedriglegier- ter Stahl und zugehöriger Zusatzwerkstoff	höherfester un- und niedriglegierter Stahl und geeigneter Zusatzwerkstoff	höherfester un- und niedriglegierter Stahl und geeigneter Zusatzwerkstoff	un- und niedriglegierte Stähle mit zugehörigem Zusatzwerkstoff
Nahtform	Stumpfnaht, Schlitzschweißung	Kehlnaht	Kehlnaht	Stumpfnaht
Rissarten	Kaltrisse in der WEZ und im Schweißgut	Kaltrisse in WEZ und/oder Schweißgut	Kaltrisse in WEZ und/oder Schweißgut, Wurzelrisse	Kaltrisse in WEZ oder Schweißgut
Ursachen der mechani- schen Spannungen	Eigenspannungen durch Schrumpfbehin- derung, Umwandlungs- eigenspannungen, mehrachsige Spannungen infolge geometriebe- dingter Kerben	Eigenspannungen durch Schrumpfbehinderung, Umwandlungseigen- spannungen, Spannungserhöhung an maschinell gefertigter Nut	Eigenspannungen durch Schrumpfbehinderung, Umwandlungseigenspan- nungen, Anstieg der Spannungen mit zunehmender Nahtzahl, kritischste Naht ist Naht 3	Eigenspannungen durch Schrumpfbehinderung, Umwandlungseigenspan- nungen, biaxiales Spannungsfeld
Rissermittlung	Sichtprüfung, metallografische Schliffe	Sichtprüfung, metallografische Schliffe	Sichtprüfung, metal- lografische Schliffe	magnetische, metal- lografische oder röntgenografische Verfahren
Einflussfakto- ren	Blechdicke, Nahtvorbereitung, Vorwärmung	Blechdicke, Vorwär- mung, Abkühlrate, Zusatzwerkstoff	Blechdicke, Vorwärmung, Schweißprozess, Zusatzwerkstoff	Blechdicke, Schweiß- prozess, Geometrie (Durchmesser), Vorwärmung
Ergebnisse	kritische Vorwärm- temperatur, Streckenenergie, Wasserstoffgehalt für kaltrisssicheres Schweißen	kritische Vorwärm- temperatur, Streckenenergie, Wasserstoffgehalt für kaltrisssicheres Schweißen	kritische Vorwärmtem- peratur, Streckenenergie, Wasserstoffgehalt für kaltrisssicheres Schweißen	kritische Vorwärmtem- peratur, Streckenenergie
Übertragbar- keit	bauteilähnliche Proben, begrenzte Schrumpfbehinde- rung	ursprünglich wurde die kritische Wärmeablei- tung mittels TS- Nummer auf Bauteile übertragen, bei heutiger Probenform ist Wärmeableitung immer dreidimensional	bauteilähnliche Proben mit hoher Behinderung der Winkelschrumpfung	bei Durchführung eines full-scale-tests möglich

Tabelle 4: Kaltrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchenden Proben ohne zusätzliche Einspannung

Der IRC-Test stellt eine Weiterentwicklung des auf dem Konzept des Einspanngrades (*Abschnitt 2.3.4*) basierenden RRC-Tests dar, indem zum einen die an realen Bauteilen ermittelten Einspanngrade auf die Versuchsanordnung übertragen werden und zum anderen über ein im Messrahmen befindliches System von Dehnungsaufnehmern neben den auftretenden Reaktionsspannungen auch die Reaktionsmomente bestimmt werden können. Nachteile sind eine im Gegensatz zum RRC-Test gewisse Nachgiebigkeit des Messrahmens sowie die Bauteilübertragbarkeit erschwerenden geringen Probenabmessungen.

In *Tabelle 4* sind selbstbeanspruchende Kaltrissprüfverfahren zusammengestellt, deren Einspannbedingungen und damit die Höhe der sich einstellenden mechanischen Spannungen ausschließlich durch die Probenform bestimmt werden. Eine Erhöhung der Schrumpfbehinderung lässt sich nur durch eine Erhöhung der Blechdicke bzw. beim Lehigh Test durch eine Variation der Entlastungssägeschnitte erreichen. Alle Tests nutzen bauteilähnliche Proben, die mit einlagigen Prüfnähten (Kehl- oder Stumpfnaht) versehen werden. Während die Übertragbarkeit der Versuchsergebnisse auf Bauteile beim TEKKENund Cruciform Test nur bedingt möglich ist, versuchte man beim CTS-Test in seiner ursprünglichen Form die kritische Wärmeableitung mit Hilfe einer sogenannten TS-Nummer (Thermal Severity), die sich im wesentlichen aus der Dicke und der Anzahl der zu verschweißenden Bleche ergibt, auf Bauteile zu übertragen.

Der Circular Patch Test ist auf den konkreten Anwendungsfall einer Reparaturschweißung zugeschnitten. Wie für alle anderen Prüfverfahren dieser Gruppe können keine Aussagen über die Höhe der sich in der Probe einstellenden Spannungen gemacht werden. Eine Übertragbarkeit der Ergebnisse auf Bauteile erscheint für den Fall möglich, wenn der Durchmesser des herausgetrennten und wiedereingeschweißten Flickens klein im Verhältnis zur Grundplatte ist.

	GBOP Test	Batelle Underbead Cracking Test
Versuchsziel	Kaltrissneigung von Schweißgütern	Kaltrissneigung von Schweißgütern
Werkstoffe	kaltrissempfindliche Zusatzwerkstoffe	un- und niedriglegierte Stähle im Zusam- menhang mit zelluloseumhüllten Elektro- den
Nahtform	Auftragsschweißung	Auftragsschweißung
Rissarten	Kaltrisse im Schweißgut	Kaltrisse im Schweißgut, Unternahtrisse
Ursachen der mechanischen Spannungen	Eigenspannungen durch Schrumpfbehinderung, Umwandlungseigenspannungen, mehrachsige Spannungen am überschweißten Kerb	Eigenspannungen durch Schrumpfbehinde- rung, Umwandlungseigenspannungen
Rissermittlung	Aufbrechen nach oxidierendem Glühen	Längsaufsägen der Naht und Rissermitt- lung mit magnetischen oder metallografi- schen Verfahren
Einflussfaktoren	Vorwärmung, Blechdicke, Schweißprozess, Zusatzwerkstoff	Vorwärmung, Schweißprozess, Zusatz- werkstoff
Ergebnisse	Klassifizierung von Zusatzwerkstoffen	Klassifizierung von Zusatzwerkstoffen, Kritische Vorwärmtemperatur für kaltrisssi- cheres Schweißen
Übertragbarkeit	nicht möglich	nicht möglich

Tabelle 5: Kaltrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchenden Proben mit unveränderlicher Geometrie

Tabelle 5 listet zwei weitere Kaltrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchenden Proben auf, deren Gemeinsamkeit die feststehende Probengeometrie und damit unveränderliche Schrumpfbehinderung ist. Beide Tests dienen zur Untersuchung der Kaltrissneigung von Schweißgütern. Sie sind in ihrer Durchführung kostensparend und ermöglichen dadurch die systematische Klassifizierung von Schweißzusatzwerkstoffen. Unterschiede bestehen vor allem in der Probengeometrie. Während beim GBOP-Test eine prüfverschärfende Kerbe eingebracht wird, arbeitet der Batelle Underbead Cracking Test nur mit einer sich schnell abkühlenden Auftragsschweißung. Die dadurch bedingte hohe Schrumpfbehinderung ermöglicht die Verwendung der Ergebnisse zur Ermittlung der minimalen Vorwärmtemperatur zur Vermeidung von Unternahtrissen.

Immer wieder ist versucht worden, die Ergebnisse von Kaltrissprüfverfahren zueinander ins Verhältnis zu setzen. Besonders geeignet erscheinen dafür jene Verfahren, die mit den gleichen Probenformen und Schweißdaten arbeiten. So wurden in [115] gute Übereinstimmungen zwischen den kritischen Schwellspannungen für die Rissbildung in TRC- und RRC-Tests gefunden. Im Bereich der Zeitfestigkeit wurden jedoch aufgrund der unterschiedlichen Belastung Unterschiede festgestellt. Da bei gleicher Endspannung im TRC-Test die Belastung sofort aufgebracht wird, reißen diese Proben im Bereich der Zeitfestigkeit eher, während beim selbstbeanspruchenden RRC-Test der Riss nach der Rissinitiierung sogar gestoppt werden kann.

In [115] und [116] wurden die Ergebnisse von Implant-Tests mit denen von TRC- und RRC-Tests für einen niedriglegierten Manganstahl verglichen. Gute Übereinstimmung zwischen den kritischen Rissbildungsspannungen wurde für den Fall gefunden, wenn im Implant-Test solche Kerben verwendet werden, die den Verhältnissen der durch den Schweißprozess entstandenen Kerben beim TRC- und RRC-Test entsprechen. Als geeignet erwiesen sich Kerbradien von 0,1 mm. Dieser Kerbradius ist heute Bestandteil der ISO 17642. Eigene Messungen am Wurzelkerb von CTS- und TEKKEN-Proben bestätigten einen sich nach dem Schweißprozess einstellenden mittleren Kerbradius von 0,1 mm.

Die Autoren in [117] kamen zu einem anderen Ergebnis. Es wurde Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen von Implant-, TEKKEN- und CTS-Test gefunden, jedoch nicht für den RRC-Test. In [118] und [119] wurden erstmals qualitative Relationen zwischen Implant-, CTS- und Cruziform-Versuch festgestellt.

Bei Vergleichen zwischen Implant- und CTS-Test wurde festgestellt, dass die Beanspruchung der Prüfnaht beim CTS-Test von der Spaltbreite abhängt und außerdem mit steigender Abkühlzeit, d.h. steigender Streckenenergie, zunimmt [73]. Dieses Verhalten wurde für RRC-Proben nicht gefunden, da der Einspanngrad unabhängig von der Streckenenergie ist.

2.3.4 Das Konzept des Einspanngrades

Die während und nach dem Schweißen immer auftretenden Dehnungs- und Schrumpfungsbewegungen des Bauteils werden durch lokale und globale Einflussfaktoren unterschiedlich stark behindert. Lokale Einflussgrößen sind beispielsweise die Steifigkeit der unmittelbaren Schweißnahtumgebung sowie die Steifigkeit vorangegangener Schweißlagen und Heftnähte. Als globaler Einflussfaktor wird hingegen die Steifigkeit der gesamten die Schweißnaht umgebenden Konstruktion angesehen. Dazu zählt sowohl die Blechkonfiguration (Blechdicke, Einspannlänge) als auch die Steifigkeit der die Einspannung realisierenden Konstruktion. Kannengießer [36] führte deshalb die Begriffe "lokale Schrumpfbehinderung" und "globale Schrumpfbehinderung" ein, die wie folgt definiert sind:

Lokale Schrumpfbehinderungen werden durch den die Schweißnaht umgebenden kalten Werkstoff ausgeübt, welcher sowohl beim Aufheizen als auch beim Abkühlen der Schweißnaht die Materialverschiebung behindert. Die sich durch das inhomogene Schrumpfen des Werkstoffes im Schweißnahtbereich ergebenden elastisch-plastischen Verformungen führen nach dem Abkühlen zu einem Bauteilverzug und/oder zu Eigenspannungen. Die auf diese Art entstandenen Eigenspannungen bezeichnet man als direkte, örtliche oder auch als Zwängungsspannungen.

Globale Schrumpfbehinderungen resultieren aus der Steifigkeit umgebender Konstruktionsglieder bzw. aus der Steifigkeit der äußeren Einspannung eines Bauteils. Die infolge der globalen Schrumpfbehinderung entstehenden Spannungen überlagern sich den Zwängungsspannungen und werden als indirekte Eigenspannungen, Bauteil- oder Reaktionsspannungen bezeichnet.



Bild 31: Definition des Einspanngrades nach Satoh [120]

Systematische Untersuchungen zum Einfluss der Schrumpfbehinderung von Schweißnähten auf die sich ausprägenden Reaktionsspannungen wurden erstmals von Satoh et al. durchgeführt [120],[121],[122]. Als Maß der Schrumpfbehinderung wurde der "Einspanngrad" ("Intensity of restraint") definiert, der mit dem Modell in *Bild 31* beschrieben werden kann. Dabei wird von einer einlagig geschweißten Stumpfstoßverbindung ausgegangen, bei der die Blechdicke im Verhältnis zur Nahtdicke wesentlich größer ist. Außerdem gilt ideal lineares Werkstoffverhalten für den Grundwerkstoff (Linie ON bzw. Linie O'N') und ideal bilinear elastisch-plastisches Verhalten für das Schweißgut (Linie OKM bzw. Linie O'K'M'). Darüber hinaus gelten die folgenden Betrachtungen nur für ausreichend lange Nähte, für welche die Reaktionskraft F_y auf die Nahtlänge I_w bezogen werden kann.

Die Betrachtung des Einspanngrades in Nahtquerrichtung R_{Fy} besitzt die größte Bedeutung, obwohl während des Schweißens und Abkühlens Schrumpfungen in allen drei Koordinatenrichtungen auftreten. Deshalb sind die Einspanngrade in Nahtlängs- und Blechdickenrichtung bisher aufgrund der geringen praktischen Relevanz nicht untersucht worden.

Die nach Gleichung (6) definierte Kraft f_y wird in den Schrumpfkraftdiagrammen in *Bild 31* jeweils auf der Ordinate aufgetragen.

(6)
$$f_y = \frac{F_y}{l_w}$$

Bild 31 zeigt das Verhalten einer Schweißverbindung mit niedrigem Einspanngrad (Index 1) und einer Schweißverbindung mit hohem Einspanngrad (Index 2), welcher aus einer kürzeren Einspannung resultiert. Auf der Abszisse ist für beide Fälle der Wert der freien Schrumpfung S_y aufgetragen. Diese ergibt sich beim Schweißen der Bleche mit der Länge L₁ (Linie OA) und L₂ (Linie O'A') wenn keine seitliche Einspannung vorliegt. Schweißt man die Bleche mit denselben Einspannlängen L₁ bzw. L₂ unter Einspannung, ergibt sich eine Reaktionskraft f₁ bzw. f₂, welche zu einer Schrumpfung des Zusatzwerkstoffes S_{yW} (Linie BC) bzw. (Linie B'C') und des Grundwerkstoffes S_{yB} (Linie CD) bzw. (Linie C'D') führt. Die Summe der beiden Einzelschrumpfungen ist zu jedem Zeitpunkt gleich dem sich bei freier Schrumpfung ergebenden Wert S_y (Gleichung (7)).

$$(7) \qquad S_y = S_{yB} + S_{yW}$$

Erstmals wurde der Einspanngrad in [120] von Satoh als ein auf die Nahtlänge bezogenes Maß für die Schrumpfbehinderung definiert. Quer zur Naht ergibt er sich aus dem Quotienten aus der auf die Nahtlänge bezogenen Reaktionskraft f_y und der sich daraus ergebenden Verformung des Grundwerkstoffes S_{yB} (Gleichung (8)). Aufgrund der trigonometrischen Beziehung ist der Einspanngrad gemäß Gleichung (8) auch durch die Steigung der Hook'schen Gerade und damit des E-Moduls des Grundwerkstoffes zu beschreiben.

(8)
$$R_{Fy} = \tan \Theta = \frac{f_y}{S_{yB}}$$

Für einlagig geschweißte, symmetrische Stumpfnähte kann der Einspanngrad in Nahtquerrichtung R_{Fy} nach Satoh et al. [121] darüber hinaus mit der Gleichung (9) berechnet werden. Mit deren Hilfe lässt sich aus den Werten für das Elastizitätsmodul E, die Blechdicke H und der Einspannlänge L der Einspanngrad auch für mehrlagig geschweißte Bleche mit V-Nahtvorbereitung überschlägig berechnen [36]. Zu berücksichtigen ist dabei, dass der so ermittelte Einspanngrad lediglich als Richtwert betrachtet und zum Vergleich der Steifigkeit mit anderen, identisch vorbereiteten Proben herangezogen werden kann.

$$(9) \qquad R_{Fy} = \frac{EH}{L}$$

Durch Parallelverschiebung der freien Schrumpfung S_y (Linie OA) lassen sich im Fall der geringen Einspannung (Index 1), (*Bild 31*) die Dehnungen des Grund- und des Zusatzwerkstoffes S_{yB1} bzw. S_{yW1}, sowie die aus der Schrumpfung unter Einspannung resultierende Reaktionskraft f₁ ermitteln. Für diesen Fall wird die Streckgrenze K des Zusatzwerkstoffes nicht überschritten.

Mit einer Reduzierung der Einspannlänge auf L₂ ergibt sich nach Gleichung (9) ein höherer Einspanngrad, d.h. die Hook'sche Gerade des Grundwerkstoffes weist eine größere Steigung auf, während die freie Schrumpfung S_y ihren Wert jedoch beibehält [121]. Aus der Verschiebung der freien Schrumpfung S_y (Linie O'A') ergeben sich wiederum die Dehnungen des Grund- und Zusatzwerkstoffes S_{yB2} bzw. S_{yW2}. Da sich durch die Steigerung des Einspanngrades eine erhöhte Reaktionskraft f₂ ergibt, wird die Streckgrenze des Schweißgutes überschritten. Es kommt zur plastischen Verformung des Schweißgutes, wodurch das Risiko eines Schweißnahtversagens stark erhöht wird.

Als experimentelle Grundlage zu diesem Ansatz wurden von Satoh et al. [120] der RRC-Test entwickelt, dessen relativ komplexer Aufbau in *Abschnitt 2.3.2.4.1* beschrieben wurde.

In den in diesem Zusammenhang durchgeführten Arbeiten wurde unter Einsatz dieses Kaltrissprüfverfahrens das Versagen von Proben unterschiedlicher Abmessungen auf den jeweils vorliegenden Einspanngrad zurückgeführt. Dadurch konnten für drei Stahlsorten bei konstanten Schweißbedingungen kritische Einspanngrade bestimmt werden, bei deren Überschreiten ein Nahtversagen auftritt. Bedingt durch die für diesen Test benötigte aufwändige Anlagentechnik ist die Möglichkeit der freien Auswahl der Probengeometrie jedoch stark eingeschränkt. Die Untersuchung komplexer Bauteile oder Bauteilgruppen ist nicht möglich.

In der darauffolgenden Zeit entwickelten Satoh et al. [92],[123] auf der Grundlage vergleichender Untersuchungen mit Implant-, RRC- und TRC-Tests ein Anwendungskonzept zum kaltrisssicheren Schweißen für die Praxis, welches es ermöglicht, Beziehungen zwischen realen Schweißkonstruktionen und den an Laborproben ermittelten Versuchsergebnissen herzustellen. Die Vorgehensweise ist, ausgehend von an realen Konstruktionen bestimmten Einspanngraden und daraus resultierenden globalen Eigenspannungen, diese mit den durch die o.g. Kaltrissprüfverfahren bestimmten kritischen Spannungen ins Verhältnis zu setzen und auf Grundlage von kritischen Implantspannungen die erforderliche Vorwärmtemperatur zu bestimmen. Schwachpunkt des Anwendungskonzeptes ist die Unmöglichkeit, globale von den für die Rissbildung letztlich verantwortlichen lokalen Spannungen zu unterscheiden.

Der Einfluss des Einspanngrades auf die sich nach dem Schweißen in einem Bauteil einstellenden Reaktionskräfte und -spannungen wurde in der Vergangenheit von zahlreichen Autoren untersucht [120],[124],[125]. Als Ergebnis liegen analytische Berechnungsformeln für die sich ergebenden Reaktionsspannungen vor, die in ihrer Anwendung jedoch einer Vielzahl von Einschränkungen unterliegen und, wie auch von Kannengießer [36] an Mehrlagenschweißungen untersucht, nicht universell einsetzbar sind.

Numerische Berechnungsmethoden zur Bestimmung des Einspanngrades wurden erstmals von Masobuchi und Ich [126] verwendet. Böllinghaus stellt in [127] eine einheitliche Definition des Einspanngrades vor, die aus Kompatibilitätsgründen keine Geometriefaktoren enthält. Wie in *Bild 32* dargestellt und durch die Gleichungen (10) und (11) beschrieben, wird lediglich zwischen symmetrischem und unsymmetrischem Fall unterschieden.





Bild 32: Definition des Einspanngrades für den symmetrischen (a) und den asymmetrischen Fall (b) nach Böllinghaus [127]

In der entspechenden Arbeit wurden Berechnungen des Einspanngrades an dreidimensionalen FE-Modellen durchgeführt, wodurch sich die Abhängigkeit des Einspanngrades von den Blechabmessungen sowie von der Nahtlänge an T- und Doppel-T-Stößen aufklären ließ. Außerdem wurde der Einfluss zunehmender konstruktiver Versteifungen an Doppel-T-Stößen auf den Einspanngrad beschrieben. Die Abhängigkeit des Einspanngrades von verschiedenen geometrischen Parametern an schlitzgeschweißten Rohren, Rohrstößen sowie an Rohrversteifungen konnte ebenfalls aufgeklärt werden.

Mit der von Böllinghaus vorgestellten Definition des Einspanngrades ist dessen numerische Berechnung, insbesondere in Hinblick auf die heute verfügbare Rechenleistung von handelsüblichen PC-Systemen in Verbindung mit entsprechenden Softwarelösungen, in jeder Hinsicht möglich. Da bezüglich Nahtgeometrie und Ausmaß sowie Komplexität des Bauteils keine Einschränkung besteht, ist der Einspanngrad beliebiger Schweißkonfigurationen bestimmbar.

Zur differenzierten Untersuchung des Einspanngrades an Schweißkonstruktionen mittels numerischer Berechnungen schlagen Böllinghaus et al. [128] die Unterteilung des Einspanngrades in drei Komponenten gemäß *Bild* 33 vor.



Bild 33: Unterteilung des Gesamteinspanngrades in Naht-, Blech- und Strukturkonfiguration [128]

Die lokale Schrumpfbehinderung der Schweißnaht wird durch die Steifigkeit der Nahtflanken R1 verursacht und durch den Anteil der Nahtkonfiguration R_{Fy1} beschrieben. Die zweite Komponente, die Blechkonfiguration R_{Fy2} , wird von den Abmaßen der Probe, wie Blechdicke und freie Blechlänge bestimmt und entspricht der Steifigkeit R2.

Der dritte Anteil der Strukturkonfiguration R_{Fy3} stellt den Einfluss der Steifigkeit der umgebenden Konstruktion R3 auf die Schrumpfbehinderung der Naht dar. Der Gesamt-Einspanngrad $R_{Fy,ges}$ setzt sich somit aus einer Reihenschaltung der einzelnen Komponenten nach Gleichung (12) zusammen.

(12)
$$\frac{1}{R_{Fyges}} = \frac{1}{R_{Fy1}} + \frac{1}{R_{Fy2}} + \frac{1}{R_{Fy3}}$$

Von Neuhaus [129] wurden auf diese Weise umfangreiche numerische Berechnungen zum Einfluss der einzelnen Einspanngradkomponenten durchgeführt und mit Experimenten an Klein- und Großproben verifiziert. Bei der Durchführung der Schweißversuche wurde der Anteil R_{Fy3} am Gesamt-Einspanngrad experimentell bestimmt und in der numerischen Berechnung der sich nach dem Schweißen einstellenden Spannungsverteilung als äußere Einspannung berücksichtigt. Unter dieser Voraussetzung wurden sehr genaue Übereinstimmungen zwischen den Berechnungen und Experimenten erzielt.

2.3.5 Übersicht und Bewertung von Konzepten zur Berechnung der Vorwärmtemperatur für das kaltrisssichere Schweißen von hochfesten Feinkornbaustählen

Die mathematische Aufbereitung der Ergebnisse verschiedener Kaltrissprüfverfahren führte in der Vergangenheit immer wieder zur Herleitung von Berechnungskonzepten für die erforderliche Vorwärmtemperatur im Schweißgut bzw. in der Wärmeeinflusszone. In der Literatur sind im Wesentlichen 5 Konzepte dokumentiert. Sie basieren auf Ergebnissen unterschiedlicher Kaltrissprüfverfahren (z.B. Bead-on-plate-Test, TEKKEN-Test, Mehrlagenschweißungen) und wurden auch nach verschiedenen Ansätzen ausgewertet. Der Gültigkeitsbereich der einzelnen Berechnungsvorschriften unterscheidet sich ebenfalls deutlich. Obwohl auch verschiedene Werkstoffe verwendet wurden, erscheint es sinnvoll, diese Konzepte miteinander zu vergleichen, da in allen Berechnungsvorschriften der diffusible Wasserstoffgehalt im Schweißgut sowie implizit die Festigkeitswerte des Schweißgutes bzw. der Wärmeeinflusszone berücksichtigt werden. Eine Möglichkeit des Vergleiches von verschiedenen Berechnungskonzepten wurde von Florian [130] vorgeschlagen. Die Prozedur wird im Folgenden vorgestellt.

Folgende Berechnungskonzepte können der Literatur entnommen werden:

Thyssen-Konzept [131]:

(13)
$$T_P = 700(CET + 0.03) + 160 \tanh(d/35) + 62H_{IIW}^{0.35} + (53(CET + 0.03) - 30.4) \cdot Q - 330$$

mit:

d = Blechdicke in mm

H_{IIW} = Wasserstoffgehalt nach ISO 3690 (bezogen auf abgeschmolzenen Zusatzwerkstoff)

Q = Wärmeeinbringen in kJ/mm

Die Berechnung der erforderlichen Vorwärmtemperatur zur Vermeidung von Kaltrissen in WEZ und Schweißgut ist identisch, jedoch wird der Wert für das Kohlenstoffäquivalent CET des Schweißgutes um 0,03 erhöht.

Okuda-Konzept [132]:

(14) $T_P = 0.614 * Rm + 318.6 \log H_{GC} - 554.3$

mit:

R_m = Zugfestigkeit des Schweißgutes in MPa

 H_{GC} = Wasserstoffgehalt mit gaschromatischer Methode gemessen = H_{IIW}

Nippon-Steel-Konzept [133]:

(15)
$$T_P = 120 + 120 \log (H_{JIS}/3,5) + 5,0 \cdot (h_W - 20) + 0,815 \cdot (R_m - 846)$$

mit:

 H_{JIS} = Wasserstoffgehalt nach Glycerin-Methode (H_{JIS} = 0,79 H_{IIW} – 1,74)

für: 15<h_w<30...40 mm

- (16) $T_P = 120 + 120 \log (H_{JIS}/3,5) + 5,0 \cdot (h_W 20) -0,05 \cdot (h_W 30)2 + 0,815 \cdot (R_m 846)$ für: 30<h_W<50 mm
- (17) $T_P = 250 + 120 \log (H_{JIS}/3,5) + 0.815 \cdot (R_m 846)$ für: 50<h_W mm

Hart-Konzept [134]:

(18)
$$T_P = 188,4 (C_{EW} - 0,012t_{8/5} + 0,039 H_{IIW}) - 108,3$$

mit:

C_{EW} = C + 0,378 Mn + 0,145 Ni + 0,468 Cr + 0,298 Mo = Kohlenstoffäquivalent

t_{8/5} = Abkühlzeit von 800°C bis 500°C

Chakravarti-Konzept [135]:

(19)
$$T_P = 487 (CEC + 0.012 H_{IIW} - 0.006 t_{8/5}) - 15.3$$

mit

CEC = C + 0,16 Si + 0,07 Mn + 0,22 Cr + 0,03 Ni - 0,27 Cu = Kohlenstoffäquivalent

t_{8/5} = Abkühlzeit von 800°C bis 500°C

Die jeweiligen Gültigkeitsgrenzen der einzelnen Konzepte können der *Tabelle* 6 entnommen werden.

		Berechnungskonzept Nr.				
		1	2	3	4	5
R _{eH}	[MPa]	300-1000	-	-	-	-
R _m	[MPa]	-	755-1080	490-785	-	-
H _{llw}	[ml/100g]	1-20	1-5,1	2,3-52	5-10	1,7-16,5
d	[mm]	10-90	20-80	15-20	-	-
Q	[kJ/mm]	0,5-4,0	-	-	-	-
t _{8/5}	[s]	-	-	-	3,0 -10,0	3,0 -12,6
С	[%]	0,05-0,32	-	-	0,03-0,09	0,06-0,20
Si	[%]	bis 0,8	-	-	-	0,15-0,66
Mn	[%]	bis 1,9	-	-	1,0-1,7	0,44-1,73
Ni	[%]	bis 2,5	-	-	bis 2,9	0,02-1,13
Cr	[%]	bis 1,5	-	-	bis 1,8	0,01-0,33
Мо	[%]	bis 0,75	-	-	bis 1,8	-
Cu	[%]	bis 0,7	-	-	bis 1,0	0,02-0,32

Tabelle 6: Gültigkeitsbereiche für die Gleichungen der jeweiligen Berechnungskonzepte

Durch Umstellen der Berechnungsgleichungen lassen sich die verschiedenen Berechnungskonzepte in folgende Form überführen:

(20)
$$T_P = f(H_{IIW}) + f(R_m) + Konstante$$

In *Tabelle* 7 sind die auf diese Weise strukturierten Gleichungsbestandteile zusammengestellt. Es ergeben sich jeweils ein wasserstoffabhängiger Term, ein festigkeitsabhängiger Term und eine Konstante. Während im "Wasserstoffterm" der Wasserstoffgehalt explizit vorkommt, ist die Festigkeit in Form der Zugfestigkeit nur im Okuda-Konzept allein stehend aufgeführt. In den anderen Konzepten ist die Festigkeit über die Parameter chemische Zusammensetzung, Abkühlzeiten, Wärmeeinbringen und geometrische Form bzw. deren Kombination definiert. Über die Zusammenhänge zwischen chemischer Zusammensetzung und Härte sowie zwischen Zugfestigkeit und Härte lässt sich jedoch durch eine Berechnung der Einfluss des Festigkeitsterms auf die Vorwärmtemperatur quantifizieren.

	f(H _{IIW})	f(R _m)	Konstante
Thyssen	62 H _{IIW} ^{0,35}	700(CET + 0,03) + 160tanh(d/35) + (53(CET + 0,03) - 30,4)Q	- 330
Okuda	318,6 log H_{GC}	0,614 R _m	- 554,3
Nippon- Steel	120 log (H _{JIS} /3,5)	0,815 R _m +5(h _W -20)	-569,5
Hart	7,348 H _{IIW}	188,4 CEW – 2,261 t _{8/5}	- 108,3
Chakravarti	5,844 H _{IIW}	487 CEC – 2,922 t _{8/5}	- 15,3

Tabelle 7: Gleichungsbestandteile de	er einzelnen Berechnungskonzepte
--------------------------------------	----------------------------------

In *Bild 34* ist der Einfluss des diffusiblen Wasserstoffgehaltes (H_{IIW} nach ISO 3690 oder entsprechend umgerechnet) auf die Vorwärmtemperatur unter Berücksichtigung der jeweiligen Grenzen der Konzepte dargestellt.



Bild 34: Einfluss des diffusiblen Wasserstoffgehaltes auf die Vorwärmtemperatur

Bis auf das Okuda-Konzept wird der Gehalt an diffusiblem Wasserstoff ab etwa 6 ml/100g von allen anderen Konzepten gleich bewertet, was aus dem nahezu identischen Anstieg der Ausgleichsgeraden hervorgeht. Der Unterschied besteht lediglich aus einer Parallelverschiebung der jeweiligen Ausgleichsgeraden um einen konstanten Anteil.

Bestimmt man diesen Anteil und addiert ihn so zur entsprechenden Geradengleichung, dass sich für einen Wasserstoffgehalt von 8 ml/100g der Wert 0 ergibt, erhält man die in *Bild 35* dargestellten Zusammenhänge. Bis auf das Okuda-Konzept, welches nur zwischen Wasserstoffgehalten von 1 bis 5,1 ml/100g Gültigkeit besitzt, ergibt sich für Wasserstoffgehalte zwischen 6 und 14 ml/100g eine Abweichung der Vorwärmtemperatur von lediglich 10°C. Zu beachten ist außerdem, dass das Hart-Konzept nur zwischen Wasserstoffgehalten von 5 bis 10 ml/100g herangezogen werden kann.

Für den Bereich unterhalb eines Wasserstoffgehaltes von 6 ml/100g ergibt sich für den wasserstoffabhängigen Term der in diesem Bereich gültigen Konzepte ein stark differenzierter Verlauf. Während dem Chakravarti-Konzept ein linearer Ansatz zugrunde liegt und es deshalb den Erfahrungswerten für eine überproportionale Abnahme der Kaltrissneigung für niedrige Wasserstoffgehalte nicht gerecht wird, folgen Okuda- und Nippon-Konzept jeweils einem logarithmischen und das Thyssen-Konzept einem exponentiellen Ansatz. Für Okuda- und Nippon-Konzept ergibt sich allerdings eine sehr starke Abnahme des Wasserstoffeinflusses. Im Hinblick auf die zunehmende Empfindlichkeit gerade der hochfesten Feinkornbaustähle gegenüber im Metallgitter gelöstem Wasserstoff ist demnach dem Thyssen-Konzept bezüglich des Wasserstoff-Terms der Berechnungsgleichung ein besonders hohes Maß an Praxisrelevanz zuzuschreiben.



Bild 35: Einfluss des diffusiblen Wasserstoffgehaltes auf die Vorwärmtemperatur (auf 0 °C normiert für auf 8 ml/100g konstante Anteile unberücksichtigt)
Um den Einfluss der Zugfestigkeit auf die Vorwärmtemperatur zu vergleichen, ist aufgrund der verschiedenen Eingangsgrößen im Festigkeitsterm (*Tabelle 7*) der Berechnungskonzepte eine gesonderte Berechnung für das Okuda- und Nippon-Konzept notwendig. Nach Düren [136] ergibt sich die Härte des Schweißgutes unter Berücksichtigung der chemischen Zusammensetzung und der t_{8/5}-Zeit zu:

(21) $HV = 2019[C(1-0.5logt_{8/5})+0.3(Si/11+Mn/8+Cu/9+Cr/5+Ni/17+Mo/6+V/3)]+66(1-0.8logt_{8/5})$

und der Zusammenhang zwischen Härte und Zugfestigkeit nach [137] zu:

(22) R_m = 2,47 HV + 80

Unter Verwendung dieser Gleichungen ist es möglich, für diese Konzepte die Zugfestigkeit aus chemischer Zusammensetzung und $t_{8/5}$ -Zeit zu berechnen und so eine Vergleichbarkeit der Festigkeitsterme der unterschiedlichen Konzepte herzustellen. Trägt man den Einfluss des Festigkeitsterms über den für diese Arbeit relevanten Werkstoffen auf, erhält man die in *Bild 36* dargestellten Zusammenhänge. Die berechneten Werte ergaben sich unter der Annahme einer $t_{8/5}$ -Zeit von 8 sec und den in *Tabelle 9* aufgeführten chemischen Analysen. Zusätzlich wurde der Werkstoff S460 als Vergleich mit in die Darstellung aufgenommen.



Bild 36: Einfluss der Grundwerkstoff- und Schweißgutzusammensetzung und damit der Festigkeit der WEZ und des Schweißgutes auf die Vorwärmtemperatur

Da die sich ergebende Tendenz bei allen Konzepten identisch ist, wird eine Änderung der chemischen Zusammensetzung von allen Konzepten grundsätzlich gleich bewertet. Bemerkenswert ist, dass beim Okuda- und Nippon-Konzept ein bis zu fünfmal größerer Einfluss der chemischen Zusammensetzung zu verzeichnen ist. Grund dafür dürfte sein, dass diese Konzepte für das Mehrlagenschweißen entwickelt wurden. Dies deckt sich auch mit der Tatsache, dass diese Konzepte den Einfluss des Wasserstoffes im unteren Gültigkeitsbereich als eher klein einstufen, da durch das wiederholte Erwärmen des Schweißnahtbereiches eine höhere Wasserstoffeffusion zu erwarten ist als bei einlagigen Schweißverbindungen.

Tabelle 8 zeigt die nach den 5 Konzepten berechneten Vorwärmtemperaturen für die in dieser Arbeit relevanten Grund- und Zusatzwerkstoffe. Da das Okuda-Konzept nur bis zu einem Gehalt an diffusiblen Wasserstoff von 5,1 ml/100g und das Hart-Konzept ab einem Gehalt von 5,0 ml/100g Gültigkeit besitzt, wurde dieser Wert für die Berechnung mit 5 ml/100g angenommen. Außerdem liegen den Berechnungen eine Blechdicke von 20 mm, ein Wärmeeinbringen von 1 kJ/mm, eine t_{8/5}-Zeit von 8 sec sowie experimentell ermittelte Zugfestigkeiten zugrunde.

Lag ein Werkstoff mit einem oder mehreren Eingangsdaten außerhalb der Gültigkeitsbereiche, so steht die errechnete Vorwärmtemperatur in Klammern, gefolgt von dem außerhalb des jeweiligen Gültigkeitsbereiches liegenden Parameter.

Werkstoff	S460	S690Q	Union NiMoCr	S1100QL	Union X96
Konzept					
Thyssen	53	70	52	(118) R _{eh}	121
Okuda	(67) R _m	110	110	(436) R _m	313
Nippon	-64	-7	-7	(425) R _m	(262) R _m
Hart	(59) C	(104) C	84	(120) C, Mn	(135) C, Mn
Chakravarti	118	(188) Cr	145	(172) Ni, Cr	(223) Si, Mn, Cr

Tabelle 8: berechnete Vorwärmtemperaturen [°C] für hochfeste Feinkornbaustähle und deren Schweißgüter

Durch die Ergebnisse wird deutlich, dass die einzelnen Verfahren zur Ermittlung der Vorwärmtemperatur in keiner Weise konsistent sind. Die Ursachen dafür liegen in den unterschiedlichen Rahmenbedingungen und Probenformen, mit denen Kaltrissversuche durchgeführt werden und den sich hinter den Berechnungskonzepten verbergenden Sicherheitsphilosophien. Außerdem ist eine Berechnung nach den Konzepten aufgrund der eingeschränkten Gültigkeitsbereiche nicht für alle Werkstoffe möglich. Dies gilt insbesondere für den S1100QL, für den aufgrund seiner hohen Festigkeitswerte bzw. seiner chemischen Zusammensetzung eine Berechnung der Vorwärmtemperatur mit keinem der Konzepte möglich ist. Dadurch wird offensichtlich, dass ein tragfähiges und in weiten Grenzen gültiges Konzept zur Vermeidung der wasserstoffunterstützten Rissbildung bisher nicht existiert. Es scheint außerdem fraglich, ob mit der bisherigen mehr empirischen Herangehensweise ein solches Konzept überhaupt herzuleiten ist. Vielmehr sollte versucht werden, mit einem solchen Konzept den wahren Verhältnissen beim Schweißen hochfester Stähle gerecht zu werden. Insbesondere ist dabei der Degradation der mechanischen Eigenschaften durch im Metallgitter gelösten Wasserstoff Rechnung zu tragen. Erweist sich beispielsweise ein experimentell bestimmter mechanischer Parameter als geeignet, die Sensibilität eines Schweißnahtgefüges über einen breiten Wasserstoffkonzentrationsbereich eindeutig zu beschreiben, wäre ein Kaltrisskonzept auf der Grundlage eines kritischen mechanischen Kennwertes denkbar.

2.4 Zielstellung

In den letzten Jahren auftretende Schadensfälle haben gezeigt, dass hinsichtlich der Vermeidung einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung in den Schweißverbindungen der in vielen industriellen Bereichen zunehmend eingesetzten hochfesten Feinkornbaustähle mit Streckgrenzen von bis zu 1100 MPa während der Fertigung und der anschließenden Inbetriebnahme daraus gefertigter Bauteile und Anlagen nicht genügend Beachtung geschenkt wird. Ein Grund hierfür liegt darin, dass die zur Vermeidung einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung angewendeten technologischen Prüfverfahren häufig nicht die reale Situation beim Schweißen reflektieren. Vorrangiges Ziel der Kaltrisstests ist es zwar, Grenzwerte für Vorwärmtemperaturen, Kohlenstoffäquivalente, den Wärmeeintrag und den diffusiblen Wasserstoff für ein kaltrisssicheres Schweißen festzulegen. Die begrenzten Probenabmessungen, vom realen Bauteil abweichende Nahtformen und insbenicht quantifizierte Einspannbedingungen sondere lassen jedoch kaum eine Übertragbarkeit der Ergebnisse auf reale Schweißkonstruktionen zu. Der notwendige Transfer auf unterschiedliche Bauteile lässt sich vielmehr durch eine mehr übergreifende Betrachtungsweise der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung anhand ihrer lokalen Einflussgrößen Mikrostruktur, Wasserstoffkonzentration und mechanischen Beanspruchung erreichen (Bild 37).



Bild 37: Einflussgrößen der Kaltrissbildung beim Schweißen

Aus diesen Gründen war das erste Ziel der vorliegenden Arbeit, zunächst die Herabsetzung der mechanischen Eigenschaften der einzelnen Gefügebereiche verschiedener Schweißnahtgefüge hochfester Feinkornbaustähle grundsätzlich zu klären und früheren Betrachtungen zur Kaltrissbildung in niederfesten Varianten gegenüberzustellen. Hierzu wurden im wesentlichen Zugversuche mit wasserstoffbeladenen gekerbten und glatten Zugproben durchgeführt.

Daraus ableitend war es das zweite Ziel, einen möglichst einfachen verfahrens- und geometrieunabhängigen Parameter zu identifizieren, anhand dessen eine quantitative Beschreibung der Kaltriss-Sicherheit von realen Schweißkonstruktionen möglich ist. Zur Verifikation dieses Parameters sind anschließend vergleichende Untersuchungen mit Implant-, TEKKEN und CTS-Tests durchzuführen gewesen.

Aufgrund der jüngsten Schäden mit hochfesten Feinkornbaustählen stellte es sich als besonders wichtig heraus, mittels des gefundenen Parameters die Risskriterien für die verschiedenen Schweißnahtgefüge hochfester Feinkornbaustähle bereitzustellen, und zwar in Form gerade noch ertragbarer lokaler mechanischer Beanspruchungen in Abhängigkeit der in der jeweiligen Mikrostruktur lokal vorliegenden Wasserstoffkonzentration.

Abschließend soll gezeigt werden, dass es mit Hilfe numerischer Schweißprozesssimulation möglich ist, die lokale mechanische Beanspruchung an risskritischen Stellen geschweißter Konstruktionen zu berechnen und sie den zuvor bestimmten Risskriterien gegenüber zu stellen. Dadurch ergibt sich die Möglichkeit, unter Berücksichtigung der drei Haupteinflussfaktoren der Kaltrissbildung eine Abschätzung vorzunehmen, ob es während oder innerhalb des für die Kaltrissbildung relevanten Zeitraumes zum Versagen des Bauteils kommen kann.

3 Versuchsaufbau und numerischer Ansatz

3.1 Untersuchte Werkstoffe

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden die hochfesten Feinkornbaustähle S690Q und S1100QL untersucht. Unter Einbeziehung vorhandener Untersuchungsergebnisse bezüglich eines Stahles S355 konnte somit das Festigkeitsspektrum der Feinkornstähle hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften unter Wasserstoffbeladung im Wesentlichen abgedeckt werden. Bei den Stählen S690Q und S1100QL handelt es sich um handelsübliche wasservergütete Feinkornbaustähle (Handelsbezeichnung Dillimax 690 und Dillimax 1100, Dillingerhütte), welche als Grobblech angeliefert wurden. Als Schweißzusatzwerkstoffe wurden die Massivdrahtelektroden Union NiMoCr für den S690Q und Union X96 für den S1100QL (BöhlerThyssen Schweißtechnik) verwendet.

chemische Zusammensetzung	S690Q	Union NiMoCr	S1100QL	Union X96
C [%]	0.116	0.069	0.170	0.121
Si [%]	0.402	0.580	0.271	0.780
Mn [%]	1.520	1.600	0.854	1.860
P [%]	0.017		0.010	
S [%]	<0.001		<0.001	
Cr [%]	0.498	0.200	0.459	0.460
Mo [%]	0.111	0.520	0.451	0.530
Ni [%]	0.481	1.400	1.880	2.360
V [%]	0.054		0.023	
Nb [%]	<0.005		0.012	
B [%]	0.0005		0.001	
Ti [%]			0.004	
mechanische Kennwerte				
Rm [MPa]	764	782	1348	1071
Rp _{0,2} [MPa]	709	697	1150	985
A [%]	20	17	15	14
Z [%]	77	68	69	51

Tabelle 9: chemische Zusammensetzung und mechanische Kennwerte der untersuchten Grundwerkstoffe und Schweißzusatzwerkstoffe

Da für Stähle der Festigkeitsklasse 1100 MPa kein artgleicher Schweißzusatzwerkstoff gleicher Festigkeit verfügbar ist, musste auf den für die Festigkeitsklasse 960 MPa empfohlenen Schweißzusatzwerkstoff Union X96 zurückgegriffen werden. Für die durchgeführten Schweißungen bedeutet dies, dass bezüglich des Festigkeitsunterschiedes zwischen Grundwerkstoff und Schweißgut ein sich aus dem Streckgrenzenunterschied ergebendes "undermatching" von ca. 0,9 vorliegt. Die mit Hilfe der Spektralanalyse bestimmte chemische Zusammensetzung sowie die durch Zugversuch bestimmten mechanischen Eigenschaften der Grundwerkstoffe und des reinen Schweißgutes sind der *Tabelle 9* zu entnehmen.

3.2 Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der Schweißnahtgefüge in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration mittels Zugversuch

3.2.1 Herstellung schweißsimulierter Gefüge

Um die wasserstoffabhängigen Festigkeits- und Dehnungskennwerte der einzelnen Gefügebereiche der Schweißverbindungen dieser Werkstoffe zu ermitteln, wurden Rundzugproben in Anlehnung an DIN 50125 als kurzer Proportionalstab mit einem Prüfdurchmesser von 3 mm aus dem Grundwerkstoff sowie dem Schweißgut realer Verbindungen hergestellt. *Bild 38* zeigt die relevanten Gefügebereiche am Beispiel des Querschliffes einer TEKKEN-Probe. Die Herstellung der Schweißgutproben erfolgte dabei nach EN 1597 mit dem MAG-Mehrlagenschweißen. Um Poren- und Rissfreiheit für die anschließende mechanische Bearbeitung zu Zugproben zu erreichen, wurden sämtliche Schweißgutproben vor dem Herausarbeiten röntgenografisch untersucht. Da aufgrund der geringen Ausdehnung der Wärmeeinflusszone (WEZ) keine direkte Entnahme von ausreichend großen Zugproben aus diesem Bereich einer realen Schweißnaht möglich ist, wurden Grundwerkstoffproben einer gezielten Wärmebehandlung unterzogen, um entsprechende Gefüge der grobkörnigen und feinkörnigen WEZ über hinreichend große Werkstoffvolumina zu erzeugen.



Rild 38: Beisniel der Zugnroben, in deren Prüfbereich das jeweilige Gefüge der einze

Bild 38: Beispiel der Zugproben, in deren Prüfbereich das jeweilige Gefüge der einzelnen Schweißnahtbereiche eingestellt wurde

Dazu wurden im Vorfeld Temperatur-Zeit-Verläufe im jeweiligen Bereich der WEZ von Auftragsschweißungen mittels Thermoelementen (*Bild 39, Bild 40*) aufgezeichnet. Um eine möglichst exakte Übertragbarkeit der dabei auftretenden Abkühlbedingungen auf sämtliche

durchgeführte Schweißversuche zu gewährleisten, entsprachen die Schweißparameter den für alle weiteren Schweißversuche gewählten Parametern:

U = 31,4 V

I = 280 A

V = 0,5 m/min

Q = 1,05 kJ/mm

Die so ermittelten Temperatur-Zeit-Verläufe wurden mittels konduktiver Erwärmung in einer Schweißsimulationsanlage (Fa. SMITWELD) auf Grundwerkstoffproben der zu untersuchenden Stähle übertragen (*Bild 41*).



Bild 39: Temperatur-Zeit-Verlauf in der Grobkornzone einer Auftragsschweißung (S690Q)







Bild 41: Herstellung schweißsimulierter Gefüge mittels konduktiver Erwärmung

Mittels metallografischer Untersuchungen wurde anhand der ehemaligen Austenitkorngröße und der Mikrohärte über einen von der Mitte der Probe ausgehenden Bereich von ca. 25 mm ein jeweils homogenes Gefüge nachgewiesen (*Bild 42*). Anschließend wurden aus den Probenrohlingen Zugproben gefertigt, wobei das schweißsimulierte Gefüge der grobkörnigen Wärmeeinflusszone bzw. der feinkörnigen Wärmeeinflusszone das Volumen des Prüfbereiches der jeweiligen Zugprobe vollständig einnahm.

3.2.2 Elektrolytische Wasserstoffbeladung der Zugproben

Die Beladung der Zugproben erfolgte elektrochemisch. Als Elektrolyt diente eine 0,05 M H₂SO₄-Lösung, die mit 0,1 M NaAsO₂-Lösung in Verhältnissen 1:500 bis 1:50000 gemischt wurde. Die Zugabe von Natriumarsenit in verschieden hohen Anteilen bewirkt eine verschieden starke Hemmung der Rekombination der an der Probenoberfläche adsorbierten Wasserstoffatome. Auf diese Weise konnten verschiedene Wasserstoffkonzentrationen bei gleichzeitiger Durchsättigung der als Katode geschalteten Proben eingestellt werden. Die galvanostatischen Versuchsbedingungen (Stromstärke = konst.) wurden mit Hilfe eines Potentiostaten der Firma Bank Electronic realisiert. Die Stromdichte betrug 10 mA/cm², eine Beladungszeit von 120 Stunden erwies sich für eine Durchsättigung des Prüfbereiches der Zugproben als ausreichend. Um eine Effusion des Wasserstoffes bis zur Durchführung der Zugversuche zu verhindern, wurden die Proben bis zur Zugprüfung in flüssigem Stickstoff (-196°C) gelagert. Der Zeitraum zwischen Beladung und Zugversuch betrug ein bis vierzehn Tage.



a) Grobkornzone einer realen Schweißnaht

c) Feinkornzone einer realen Schweißnaht



b) schweißsimulierte Grobkornzone

d) schweißsimulierte Feinkornzone

Bild 42: Gefüge der Wärmeeinflusszone des Stahles S690Q

3.2.3 Durchführung der Zugversuche

Insgesamt wurden für beide Werkstoffe für die Gefüge Grundwerkstoff, feinkörnige WEZ, grobkörnige WEZ und Schweißgut je ca. 20 Zugversuche bei unterschiedlichen Wasserstoffgehalten durchgeführt. Die Zugproben wurden unmittelbar vor der Prüfung dem Stickstoffbad entnommen, innerhalb 90 Sekunden in Alkohol auf Raumtemperatur erwärmt und mit einer konstanten Querhauptgeschwindigkeit von 1 mm/min (weggesteuert) gezogen. Zur Verfügung stand eine Zugprüfmaschine Instron 8562 mit Feindehnungsaufnehmer. Unmittelbar nach dem Bruch der Proben wurde eine Hälfte stets zurück in das Kältebad gegeben, um im Anschluss die zugehörige Wasserstoffkonzentration zu bestimmen. Die andere Hälfte stand für fraktografische Untersuchungen zur Verfügung.

3.3 Kaltrisstests

Die Probenherstellung und Durchführung der Implant-, TEKKEN- und CTS-Versuche erfolgte nach ISO 17642 [70], die Durchführung der IRC-Versuche nach DVS-Richtlinie 1006 [72].

Um eine hohe Reproduzierbarkeit der mit dem MAG-Verfahren geschweißten Versuche zu gewährleisten, wurde der Schweißvorgang weitestgehend automatisiert, stets mit derselben Schweißquelle (Fronius TPS 450) durchgeführt und alle versuchsrelevanten Kennwerte online aufgezeichnet.

Um eine möglichst hohe Vergleichbarkeit dieser sehr unterschiedlich auszuführenden technologischen Prüfverfahren mit einer erheblichen Varianz der Naht- und Probengeometrie zu erreichen und um zu den Zugproben mit Schweißgutgefüge und schweißsimulierten Gefügen der WEZ vergleichbare Abkühlzeiten $\Delta t_{8,5}$ zu realisieren, wurden die Schweißparameter so gewählt, dass die Streckenenergie stets zwischen 1,0 und 1,1 kJ/mm lag (*Abschnitt 3.2.1*). Die sich für alle Kaltrissversuche ergebenden Schweißparameter sind in *Tabelle 10* zusammengefasst.

Tabelle 10: Schweißparameter zur Durchführung der Kaltrissversuche

Spannung [V]	Stromstärke [A]	Schweißgeschwindigkeit [m/min]	Streckenenergie [kJ/mm]
31,4	265 bis 292	0,5	1,0 bis 1,1

Um definiert und reproduzierbar unterschiedlich hohe Wasserstoffgehalte im Schweißnahtbereich zu realisieren, wurde mit unterschiedlich hohen Wasserstoffanteilen von bis zu 4 % Wasserstoff im Schutzgas geschweißt. Die Zumischung des Wasserstoffes erfolgte entweder über einen kommerziell angebotenen Gasmischer oder durch die Verwendung von zertifizierten, speziell für diese Untersuchung hergestellten wasserstoffhaltigen Schutzgasen des Typs M21 (0-2% H₂, 18% CO₂, 80-82% Argon). Dabei wurde der Argonanteil zugunsten des Wasserstoffanteils gesenkt.

3.3.1 Implant-Tests

Die Einhaltung der Maßtoleranzen bei der Herstellung des beim Implant-Versuch verwendeten Wendelkerbs wurde durch den Einsatz eines Profilprojektors bzw. durch die stereomikroskopische Prüfung des Kerbgrundes sichergestellt. Die Implant-Proben (Durchmesser 6 mm, Grundplatte 20 mm) wurden ohne Vorwärmung mit dem MAG-Verfahren geschweißt und unter Aufzeichnung aller relevanten Schweißparameter wie Spannung, Stromstärke, Schweißgeschwindigkeit und Drahtvorschub bis zu 48 Stunden belastet. Versagten die Proben nicht während der Prüfzeit, erfolgte ein oxidierendes Glühen bei 300°C für ca. 2 Stunden und nachfolgendes Herausziehen der Implant-Probe aus der Einschweißplatte. Eventuell vorhandene Anrisse konnten so aufgrund des Oxidbelages von der Restbruchfläche unterschieden werden. Diese Vorgehensweise zum Auffinden von Anrissen wurde stichprobenartig durch metallografische Untersuchungen an 3 Querschliffen überprüft. Die Stelle des Rissbeginns lag diesen Untersuchungen zufolge in den Implant-Proben des Stahles S690Q in der grobkörnigen WEZ. Aufgrund seiner niedrigeren Festigkeit versagten die Implant-Proben des Stahles S1100QL im Schweißgut (*Abschnitt 4.2.2*). *Bild 43* zeigt die in der BAM verwendete Implant-Versuchsanlage.



Bild 43: Implantversuchsstände

3.3.2 TEKKEN-Test

Die TEKKEN-Proben (Blechdicke 18 mm) wurden unter Einhaltung der Schweißparameter in *Tabelle 10* geschweißt. Um den Einfluss einer Vorwärmung zu untersuchen, wurden einige TEKKEN-Versuche mit dem Stahl S1100QL stichprobenartig bei einer Vorwärmtemperatur von 80 °C durchgeführt.



Bild 44: geschweißte TEKKEN-Probe

<u>3 Versuchsaufbau und numerischer Ansatz</u>

Der *Tabelle 18* ist zu entnehmen, dass mit einer solchen Vorwärmung erreicht werden kann, dass bei einer vergleichsweise geringen Wasserstoffkonzentration von 0,5 Nml/100g im Schweißgut keine Kaltrissbildung auftritt. Nach 48 Stunden wurden die Proben einer visuellen Kontrolle unterzogen. Konnte auf diese Weise kein Riss festgestellt werden, wurde der Schweißnahtbereich zur Anfertigung metallografischer Schliffe herausgetrennt. *Bild 44* zeigt eine 18 mm dicke TEKKEN-Probe in geschweißtem Zustand. Die Thermoelemente dienten für den Fall einer Vorwärmung zur Kontrolle einer homogenen Wärmeverteilung.

In Ergänzung zu den Erfordernissen der Norm wurde im Rahmen dieser Arbeit zusätzlich der Zeitpunkt der Rissentstehung durch die Applikation geeigneter Extensometer im TEKKEN-Versuch ermittelt. Diese bestanden aus einem an einer Seite offenem Kasten-Profil, dessen elastischer Schenkel mit einem handelsüblichen Dehnmessstreifen versehen war. Vor dem Schweißen wurden jeweils zwei Extensometer über dem Wurzelspalt an der Unterseite der TEKKEN-Proben befestigt (*Bild 45*). Da ein Rissfortschritt mit einer Relativbewegung der Spaltflanken einhergeht, konnte aus einer sprunghaften Änderung des Messsignals auf den Risszeitpunkt geschlossen werden. In den Implant- und IRC-Versuchen hingegen wurde der Zeitpunkt der Risseinleitung mit dem ersten signifikanten Kraftabfall gleichgesetzt.



Bild 45: Extensometer zur Bestimmung des Risszeitpunktes an TEKKEN-Proben

3.3.3 CTS-Test

Die Durchführung der CTS-Versuche erfolgte ebenfalls mit den in *Abschnitt 3.3* angegebenen Parametern und ohne Vorwärmung. Dadurch konnte bezüglich des Wärmeeinbringens eine Vergleichbarkeit mit den anderen Kaltrisstests gewährleistet werden. Die 10 mm dicken Probenbleche wurden nach dem Schweißen der ersten Prüfnaht innerhalb einer Minute in das durch die Norm vorgeschriebene Wasserbad eingebracht und bis auf Raumtemperatur abgekühlt. Nach einer Lagerung von 48 h erfolgte das Schweißen der zweiten Prüfnaht, wiederum gefolgt von beschleunigtem Abkühlen im Wasserbad und anschließender 48stündiger Lagerung. Die Prüfnähte wurden einer visuellen Prüfung unterzogen. Zusätzlich wurden je Prüfnaht drei metallografische Schliffe angefertigt, um eventuelle Anrisse zu detektieren. *Bild 46* zeigt den Versuchsaufbau zu den CTS-Tests. Das Thermoelement diente zur Kontrolle der Abkühlung.



Bild 46: vorbereitete und geschweißte CTS-Proben

3.3.4 IRC-Test

Bild 47 zeigt den verwendeten Versuchsaufbau zum IRC-Test. Durch die Verwendung von Distanzringen konnten die Einspannlängen 300 mm, 205 mm und 110 mm realisiert werden. Die wie in Abschnitt 2.3.2.3 beschriebene aufwendige Instrumentierung wurde genutzt, um die während und nach dem Schweißprozess registrierten Messdaten wie Temperaturverteilung, Dehnungswerte und Reaktionskräfte den entsprechenden Ergebnissen einer numerischen Simulation (FEM-Analyse) gegenüberzustellen (Abschnitt 4.2.6). Zu diesem Zweck wurden in Vorversuchen Temperaturfelder während und nach dem Schweißen aufgenommen, die zum Abgleich der thermalen Analyse dienten, welche wiederum Grundlage der Strukturberechnung ist. Zur Kontrolle der berechneten Dehnungen wurde ein Dehnmessstreifen in 20 mm Entfernung zum Wurzelspalt appliziert. Weitere Vorversuche ergaben, dass Kaltrisse nur mit dem Stahl S1100QL bei einer Einspannlänge von 110 mm und einem entsprechenden Anteil von Wasserstoff im Schutzgas innerhalb der gewählten Schweißparameter erzeugt werden konnten. Für größere Einspannlängen beim S1100QL und sämtliche Einspannlängen beim S690Q blieben die Proben rissfrei. Die 20 mm dicken Proben verblieben entweder bis zum Riss in der Einspannung oder wurden nach dem Erreichen einer konstanten Reaktionskraft ausgespannt. Für diesen Fall betrug die Prüfzeit 48 Stunden. Mittels metallografischer Schliffe wurden sämtliche Prüfnähte auf eventuelle Anrisse untersucht.



Bild 47: IRC-Rahmen und eingespannte IRC-Probe

3.4 Bestimmung der Wasserstoffkonzentration

Aufgrund der geringen Größe der zu detektierenden Atome ist der Nachweis von atomarem Wasserstoff in Festkörpern und damit die Ermittlung der Wasserstoffkonzentration mit Schwierigkeiten verbunden, weshalb sie nur mit wenigen Verfahren gelingt. Zum Nachweis von atomarem, diffusiblen Wasserstoff, eignen sich insbesondere solche Verfahren, bei deren Anwendung die Wasserstoffatome einer definierten, messbaren, chemischen Reaktion zugeführt werden.

Im Gegensatz dazu arbeitet z.B. die Nukleare Reaktionsanalyse mit derartig hohen Energiepotentialen, dass der diffusible Wasserstoff vor der Messung mobilisiert wird und als Gefügebestandteil nicht mehr nachgewiesen werden kann. Grundsätzlich werden zum Nachweis von Wasserstoff in Festkörpern verschiedene chemische und physikalische Prinzipien angewendet. In den nächsten beiden Abschnitten werden die für diese Arbeit relevanten Analyseverfahren vorgestellt.

3.4.1 Quecksilbermethode nach ISO 3690

Da Wasserstoff im Gegensatz zu anderen Elementen im ferritischen Schweißgut sehr schnell diffundiert, und die zu messenden Konzentrationen im ppm-Bereich liegen, ist die Anwendung standardisierter, besonderer Verfahren zur Probennahme und Analyse notwendig.



Bild 48: Prinzipdarstellung und Durchführung der Schweißung zur ISO 3690 [38]

Mit der ISO 3690 wurde eine internationale Norm etabliert, die es ermöglicht, auf dieser Grundlage die Ergebnisse verschiedener Laboratorien zu vergleichen. Die Norm unterscheidet Lichtbogenhandschweißen, Unterpulver-Schweißen und MSG-Schweißen mit Fülloder Massivdrahtelektroden mit und ohne Gasschutz, für die jeweils gesonderte Spezifikationen bezüglich Probenabmaße und Durchführung des Schweißprozesses gelten.

Das Prinzip der Probennahme sowie die Maße der Probenstücke für den für diese Arbeit relevanten MSG-Schweißprozess sind in *Bild 48* dargestellt. In eine Einspannvorrichtung aus Kupfer wird ein aus Anlauf- und Auslaufstück sowie der eigentlichen Schweißprobe bestehender Probensatz mittels einer schnell zu bedienenden Spanneinheit so positioniert, dass beim Schweißen guter Kontakt der senkrecht zueinander stehenden Oberflächen benachbarter Teilstücke gewährleistet ist. Dies wird am ehesten erreicht, wenn jeder Probensatz bei der Herstellung in einem Arbeitsgang geschliffen wird. Um die durch das Kupfer bedingte hohe Wärmeableitung auch bei höherem Wärmeeinbringen sicherzustellen, bzw. einen höheren Probendurchsatz zu erreichen, wird bei Streckenenergien über 2 kJ/mm eine Wasserkühlung der Spannbacken eingesetzt.

Mit dem zu prüfenden Schweißverfahren und den zu untersuchenden Schweißparametern wird unter Einhaltung der in *Bild 48* aufgeführten Maße eine Schweißraupe auf dem Probensatz hergestellt. Unmittelbar nach Ende des Schweißprozesses wird der Probensatz der Spannvorrichtung entnommen, in Eiswasser abgeschreckt und gereinigt. Nach dem Trennen des Mittelstückes von An- und Auslaufstück wird dieses bei mindestens –78°C bis zur Wasserstoffanalyse gelagert.

Für das Auffangen des Wasserstoffes gilt in der Norm die so genannte Quecksilbermethode als Referenzverfahren. Wird ein anderes Verfahren verwendet, ist eine Kalibrierung gegen das Referenzverfahren durchzuführen.

Abweichend von der in der ISO 3690 aufgeführten Bürette in Y-Form wurde ein in der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung entwickeltes U-Rohr mit einem zusätzlichen Auffangbehälter für das Quecksilber verwendet. Der in *Bild 49* dargestellte Versuchsaufbau hat gegenüber dem Y-Rohr den Vorteil, dass die Apparatur zur Befüllung nicht bewegt werden muss und somit fest eingebaut werden kann. Hinsichtlich der gesundheitsschädigenden Wirkung von Quecksilber wird dadurch dem Arbeitsschutz Rechnung getragen, jedoch stellen die zwei zusätzlichen Ventile A und B eine die Messung negativ beeinflussende Fehlerquelle dar. Deshalb wurde die Anlage turnusmäßig auf eventuelle Undichtigkeiten geprüft.

Zur Durchführung der Wasserstoffanalyse wird in mehreren Arbeitsschritten mit Hilfe einer Vakuumpumpe und durch die Bedienung der Ventile A, B und C (*Bild 49*) ein Vakuum in der Bürette erzeugt, welches durch das Quecksilber, das zu diesem Zweck vom Auffangbehälter in das U-Rohr geleitet wird, von der Atmosphäre getrennt ist. Das zu prüfende Mittelstück des Schweißgutprobensatzes wird dem Kühlmedium entnommen, auf Raumtemperatur erwärmt, getrocknet und nach Entfernen des Schliffes in das U-Rohr eingebracht. Nach dem Wiederaufsetzen des Schliffes wird es mittels eines Magneten durch das Quecksilber auf die Kapillarseite des U-Rohres gezogen und fixiert. Der diffusible Wasserstoff tritt aus der Probe aus, rekombiniert zu molekularem Wasserstoff und sammelt sich in der Kapillare an. Wird nach ca. 14 Tagen an zwei aufeinander folgenden Tagen keine Zunahme des in der Kapillare gesammelten Wasserstoffes beobachtet, wird das Volumen des diffusiblen Wasserstoffes nach folgender Gleichung berechnet:

(23)
$$V = \frac{(P-H) \times (\pi r^2 \times C)}{760(273+T) \times 1000}$$

mit:

- V: Volumen des Wasserstoffes bei Normalbedingungen von Temperatur und Luftdruck [ml]
- P: Luftdruck [mm Hg]
- H: Höhenunterschied der Oberkanten der Quecksilbersäulen in beiden Armen des U-Rohres [mm]
- C: Länge der Gassäule über dem Quecksilber [mm]
- r: Radius des Kapillarrohres [mm]
- T: Raumtemperatur zum Zeitpunkt der Wasserstoffanalyse [°C]



Bild 49 :Wasserstoffanalyse mit der Quecksilbermethode nach ISO 3690 [38]

Insbesondere bei vergleichenden Untersuchungen und der Klassifizierung von Schweißgütern wird der Gehalt an diffusiblem Wasserstoff bezogen auf 100 g aufgetragenes Schweißgut angegeben. Er berechnet sich nach der Gleichung:

(24)
$$H_D = V \times \frac{100}{m_2 - m_1}$$

mit:

- H_D: diffusibler Wasserstoffgehalt bezogen auf 100 g aufgetragenes Schweißgut [ml/100g]
- V: Volumen des Wasserstoffes bei Normalbedingungen von Temperatur und Luftdruck [ml]
- m1: Masse des Mittelstückes vor dem Schweißen
- m2: Masse des Mittelstückes nach dem Schweißen

Weil davon auszugehen ist, dass infolge des Wasserstoffeintrages über den Lichtbogen und die Schweißbadbewegung eine homogene Verteilung des Wasserstoffs im Schweißgut vorliegt, wurde die ermittelte Wasserstoffkonzentration jedoch auf das aufgeschmolzene Schweißgut bezogen. Dies ist insbesondere in Hinblick auf die Bestimmung eines wasserstoffabhängigen Kennwertes bezüglich der Degradation der mechanischen Eigenschaften von Bedeutung, da nur so ein Vergleich mit den durchgesättigten Zugproben möglich ist.

Für diese Vorgehensweise ist es erforderlich, mittels Bildanalyse-Mikroskop die Querschnittsflächen von aufgetragenem und aufgeschmolzenem Schweißgut zu ermitteln. Der diffusible Wasserstoffgehalt ergibt sich dann zu:

(25)
$$H_F = H_D \times \frac{A_{aufgetragen}}{A_{aufgeschmolzen}}$$

mit:

H_F: diffusibler Wasserstoffgehalt bezogen auf 100 g aufgeschmolzenes

Schweißgut [ml/100g]

H_D: diffusibler Wasserstoffgehalt bezogen auf 100 g aufgetragenes

Schweißgut [ml/100g]

A_{aufgetragen}: Querschnittsfläche des aufgetragenen Schweißgutes [mm²]

A_{aufgeschnolzen}: Querschnittsfläche des aufgeschmolzenen Schweißgutes [mm²]

Um die notwendigen Messzeiten zu verringern, kann das Verfahren auch bei höheren Temperaturen angewendet werden. Bei Temperaturen über 45°C ist das Quecksilberverfahren jedoch mit erheblichen Gesundheitsgefahren verbunden.

Da die Akzeptanz der Quecksilbermethode bezüglich der Gesundheitsgefährdung in den letzten Jahren vor allem in den skandinavischen Ländern rapide abgenommen hat, sind z.Z. auf internationaler Ebene Bemühungen zu verzeichnen, ein quecksilberfreies Verfahren als Referenzverfahren zu etablieren. Dabei zeichnet sich als favorisierte Messmethode die Trägergasheißextraktion ab [138]. Um diesem Trend Rechnung zu tragen, wurden mit Hilfe dieses Verfahrens Vergleichsmessungen durchgeführt. Die Norm ISO 3690 erlaubt eine vom Referenzverfahren abweichende Messmethode, wenn die Einflussgrößen Linearität, Kalibrierung, Genauigkeit, Reproduzierbarkeit und Blindversuch überprüft werden.

3.4.2 Trägergasheißextraktion

Das Prinzip der Trägergasheißextraktion basiert auf der thermischen Aktivierung des in einer Probe enthaltenen Wasserstoffes bei Temperaturen zwischen 300°C und 3000°C. Dazu wird ein Probenraum kontinuierlich von einem wasserstofffreien Trägergas durchströmt, welches dann mit dem aus der Probe ausgasenden Wasserstoff als Messgas der Analyse zugeführt wird. Voraussetzung für die vollständige Erfassung des Wasserstoffes ist dessen vollständige Rekombination zu Wasserstoffmolekülen, was in der Praxis die Verwendung inerter, reaktionsträger Gase wie Argon oder Stickstoff als Trägergas erfordert. Die Analyse des Messgases kann mit Hilfe verschiedener Methoden erfolgen. Zum Einsatz kommen vorwiegend auf chemischer oder physikalischer Grundlage arbeitende Sensoren, deren Ausgangssignal proportional zur Gasmenge ist [139].



Bild 50: schematischer Aufbau der Trägergasheißextraktions-Anlage [140]

Die im Rahmen dieser Arbeit verwendete Trägergasheißextraktions-Anlage wurde in der BAM unter der Maßgabe konzipiert und gebaut, einen im Gegensatz zu vielen konventionell angebotenen Anlagen größeren Probenraum zu realisieren [140]. *Bild 50* zeigt den schematischen Aufbau der Anlage. Der ca. 50 mm lange Probenraum hat einen Durchmesser von 20 mm, besteht aus Quarzglas und ist einerseits durch einen äußeren Zylinder und anderseits durch ein trichterförmig geweitetes Rohr begrenzt. Dessen Ende wird neben der Aufnahme eines Thermoelementes zur zusätzlichen Einleitung des Trägergases (F2) genutzt. Der Hauptträgergasfluss (F1) wird im vorderen Bereich des äußeren Quarzglaszylinders eingeleitet, sorgt für den notwendigen Betriebsüberdruck und verhindert ein Eindringen der Atmosphäre bei der Probenbeschickung. Als Trägergas wurde Stickstoff der Reinheit 6.0 verwendet.

Die Analyse des Messgases erfolgte mittels eines Wärmeleitfähigkeitsdetektors (WLD). Das Messprinzip dieser auch als Gaschromatographie bezeichneten Methode beruht auf dem Vergleich der Wärmeleitfähigkeit eines Referenzgases mit der des zu untersuchenden Gases mit Hilfe einer Wheatstone-Brücke. Die besten Ergebnisse werden erzielt, wenn die Differenz der Wärmeleitfähigkeit von Trägergas und zu detektierendem Gas möglichst groß ist. In Vorbereitung der Messungen war sicherzustellen, dass die Wärmeleitfähigkeit bzw. deren Änderung nur durch das Trägergas und den zu detektierenden Wasserstoff bestimmt wird, da das Messsignal einen späteren Rückschluss auf weitere Komponenten nicht mehr zulässt. Das Ausgangssignal des WLD beschreibt die Effusionskurve des Wasserstoffes, deren Integralwert proportional zum ausgetretenen Wasserstoffvolumen ist. Zur Auswertung der Integralwerte wurde die Anlage vor jeder Messung kalibriert. Da ein Referenzmaterial für Wasserstoff aufgrund seiner hohen Diffusibilität nicht verfügbar ist, erfolgte dies durch das Einbringen definierter Wasserstoffvolumina mittels gasdichter Mikroliterspritzen. Die für bekannte Volumina bestimmten Integralwerte ergaben über den Kalibrierbereich eine lineare Abhängigkeit. Über die Bestimmung der zugehörigen Geradengleichung ist eine Zuordnung beliebiger Integralwerte zu entsprechenden Wasserstoffvolumen möglich. Durch die Ofenbauart war es jedoch nicht realisierbar, die Kalibriervolumen direkt in den Probenraum einzuspritzen.



Bild 51: Signal des Wärmeleitfähigkeitsdetektors und daraus ermittelte Kalibrierungsgeraden

Aus Gründen der Fehlerminimierung wurden deshalb zwei Kalibrierstellen eingerichtet, die sich vor und hinter dem eigentlichen Probenraum befinden. Die sich für die beiden Kalibrierstellen ergebenden Geraden wurden zu einer Gesamtkalibrierungsgeraden gemittelt. *Bild 51* zeigt exemplarisch das Signal des Wärmeleitfähigkeitsdetektors einer Kalibriermessung sowie die auf dessen Grundlage ermittelte Kalibriergerade.

Die Probenvorbereitung entsprach der für die Quecksilbermethode. Die Proben wurden dem Stickstoffbad entnommen, in Alkohol auf Raumtemperatur gebracht, mit Äther gespült und im Stickstoffstrom getrocknet. Somit wurde sichergestellt, dass sämtliche an der Probe haftenden Verunreinigungen beseitigt wurden. Mit dem Einsatz der Trägergasheißextraktions-Anlage konnte die Messzeit auf ca. 20 min je Probe verkürzt werden. Eine Gegenüberstellung der Messergebnisse mit denen der Quecksilbermethode zeigte, dass die im Rahmen dieser Arbeit durchzuführenden Wasserstoffbestimmungen an hochfesten Feinkornbaustählen in Einklang mit der ISO 3690 mit der Trägergasheißextraktion durchgeführt werden konnten (3.4.3). *Bild 52* zeigt die an der BAM entwickelte Trägergasheißextraktions-Anlage.



Bild 52: in der BAM entwickelte Trägergasheißextraktions-Anlage

3.4.3 Vergleich und Bewertung verschiedener Analysemöglichkeiten

Wie in *Abschnitt 3.4.1* bereits erwähnt, ist die Akzeptanz der Quecksilbermethode bezüglich der Gesundheitsgefährdung in den letzten Jahren vor allem in den skandinavischen Ländern rapide gesunken. Deshalb gehen speziell von diesen Ländern Bemühungen aus, auf internationaler Ebene ein quecksilberfreies Verfahren als Referenzverfahren zur Wasserstoffbestimmung zu etablieren. Das diesbezüglich breite Interesse der Anwender spiegelt sich sowohl in einer Reihe von Veröffentlichungen als auch in der z.Z. im IIW (International Institute of Welding) durchgeführten diesbezüglichen Bearbeitung der ISO 3690 wieder. Kernpunkte dabei sind neben der Festlegung der Probenmaße sowohl die Einführung der Trägergasheißextraktion als zukünftiges Referenzverfahren zur Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes als auch die Ausdehnung der Norm auf weitere Stahlwerkstoffe wie z.B. Duplex-Stähle und austenitische Stähle.

Grundsätzlich ist hierbei zu klären bzw. sicherzustellen, dass die mit der Trägergasheißextraktion bei erhöhten Temperaturen und mit verschiedenen kommerziellen und nichtkommerziellen Extraktionsanlagen bestimmten diffusiblen Wasserstoffgehalte denen der mit der Quecksilbermethode bei Raumtemperatur bestimmten entsprechen. Im Mittelpunkt steht dabei vor allem die Höhe der Entgasungstemperatur, da eine thermische Aktivierung von eventuell getraptem Wasserstoff vermieden werden muss. Erste Untersuchungen, die optimale Entgasungstemperatur auch in Hinblick auf Duplex- und austenitische Stähle zu bestimmen, werden z.Z. in der Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung durchgeführt. Dabei sollen identische nach ISO 3690 hergestellte Proben dieser Werkstoffe bei verschiedenen Temperaturen entgast werden, um anhand der sich ergebenden Wasserstoffgehalte auf eine bei höheren Temperaturen einsetzende Aktivierung eventuell vorhandener Wasserstoffsenken zu schließen.

Im Zuge dieser Entwicklung wurden in der Vergangenheit bereits Vergleichsmessungen zwischen Quecksilbermethode und Trägergasheißextraktion von verschiedenen Laboren durchgeführt. In [141] sind die Messergebnisse eines Round Robins zusammengestellt, an dem weltweit 13 Laboratorien teilnahmen. Untersucht wurden rutil- und metallgefüllte Drahtelektroden mit und ohne Falznaht. Festgestellt werden sollte unter anderem der diffusible Wasserstoffgehalt im Lieferzustand und nach der Exposition in feuchter Atmosphäre. Neben den entsprechenden Versuchsergebnissen wurde festgestellt, dass der Unterschied in den bestimmten Wasserstoffkonzentrationen zwischen Quecksilber- und gaschromatischer Methode mit steigendem Wasserstoffgehalt zunimmt. Statistische Signifikanz wurde ab einem Wert von 5 ml/100g abgeschmolzenem Zusatzwerkstoff festgestellt. Beachtet werden muss dabei allerdings, dass sowohl Entgasungszeit als auch -temperatur zwischen den einzelnen Versuchen stark differierten. Die Abweichung der Messwerte zwischen den einzelnen Laboratorien und damit auch zwischen beiden Verfahren betrug statistisch aufbereitet ± 2,5 ml/100g. Diese bei Durchschnittswasserstoffgehalten von ca. 5 ml/100g hohe Abweichung macht deutlich, dass eine Standardisierung der Versuchsbedingungen, wie sie ja auch angestrebt wird, unbedingt erforderlich ist.

Um die für diese Arbeit notwendige hohe Anzahl von Wasserstoffbestimmungen in einem vertretbaren Zeitrahmen durchführen zu können, wurden eigene Vergleichsmessungen zwischen den beiden Verfahren durchgeführt, wofür dem entsprechenden MAG-Schutzgas (M21) Wasserstoff in verschiedenen Anteilen zugesetzt wurde. Die für die Messungen benötigten Proben wurden nach ISO 3690, jedoch mit zwei Mittelstücken hergestellt und mit der vorgeschriebenen Prüfraupe versehen. Somit standen für die beiden Prüfverfahren pro Schweißung je eine Probe mit identischem Wasserstoffgehalt zur Verfügung. Die Entgasung der Proben erfolgte bei der Quecksilbermethode bei Raumtemperatur innerhalb von 7 Tagen und bei der Trägergasheißextraktion bei 850°C innerhalb von 15 Minuten. Die Ergebnisse in Tabelle 11 fügen sich gut in die in [141] beschriebenen Resultate ein und zeigen, dass unter den gegebenen Bedingungen mit beiden Verfahren annähernd gleiche Wasserstoffgehalte bestimmt werden können. Die auf Grundlage der Trägergasheißextraktion bestimmten Wasserstoffgehalte liegen maximal 1ml/100g aufgeschmolzenem Werkstoff höher als die mit der Quecksilbermethode bestimmten. Dies ist ein Hinweis darauf, dass die untersuchten Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombinationen Wasserstoff nur in geringen Mengen durch Trapping binden. Aus diesem Grund wurde die Trägergasheißextraktion für die im Rahmen dieser Arbeit durchzuführenden Wasserstoffbestimmungen bevorzugt eingesetzt.

Probe	Wasserstoffgehalt mit Quecksilber- methode bestimmt [ml/100g]	Probe	Wasserstoffgehalt mit Trägergasheiß- extraktion bestimmt [ml/100g]	Abweichung [ml/100g]	Werkstoff / Zusatzwerk- stoff	Wasserstoffge- halt im Schutzgas [%]
9c	3,4	9b	4,1	0,7	S1100QL	0,5
10c	2,9	10b	3,6	0,7	Union X96	0,5
21b	1,2	21c	1,2	0,0		0,0
11c	6,8	11b	7,8	1,0	S690Q	2,0
16c	6,8	16b	7,8	1,0	Union NiMoCr	2,0
12c	4,3	12b	5,1	0,8		1,0
20b	2,9	20c	3,4	0,5		1,0
13b	2,8	13c	3,6	0,8		0,5
14b	3,3	14c	4,0	0,7		0,5
15c	2,2	15b	2,6	0,4		0,5
17c	2,1	17b	2,6	0,5		0,5
19b	1,9	19c	2,3	0,4		0,5
18c	0,9	18b	0,9	0,0		0,0

Tabelle 11: Vergleichsmessungen zur Wasserstoffbestimmung zwischen Quecksilbermethode und Trägergasheißextraktion

3.5 Numerische Simulationen von Schmelzschweißprozessen

Beim Schweißen metallischer Werkstoffe verursacht das sich im betroffenen Bauteil ausbreitende Temperaturfeld sowohl Gefügeumwandlungen in der Wärmeeinflusszone als auch die Entstehung von Bauteilverzug und Eigenspannungen.

Da diese sich gegenseitig beeinflussenden Vorgänge in äußerst komplexer Weise untrennbar miteinander verbunden sind, ist deren gleichzeitige mathematische Beschreibung innerhalb von Schmelzschweißprozessen nur sehr aufwendig zu realisieren. Deshalb ist es bei der computergestützten Umsetzung schweißtechnischer Probleme gängige Praxis, die von Radaj [142] und Karlsson [143] vorgeschlagene getrennte Betrachtung von 3 Teilvorgängen zu verfolgen. Wie in *Bild 53* dargestellt, können demnach, die Schweißbarkeit nach DIN 8528 vorausgesetzt, die thermodynamischen (Temperaturfeld), mechanischen (Spannungen und Verformungen) und metallkundlichen (Gefügezustand) Vorgänge einzeln betrachtet werden. Dabei ist es oft sinnvoll, die weniger stark ausgeprägten Wechselwirkungen (gestrichelte Linien) zugunsten einer Verringerung der benötigten Rechenzeit zu vernachlässigen. Grundsätzlich werden analytische und numerische Berechnungsverfahren unterschieden.



Bild 53: Entkopplung der sich gegenseitig beeinflussenden Vorgänge beim Schmelzschweißen nach Radaj [142] und Karlsson [143] unter Berücksichtigung der Schweißbarkeit nach DIN 8528

Bei der mathematischen Beschreibung der Wärmewirkungen des Schweißens stellt die durch die Feldgleichung

(26)
$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{c\rho} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right)$$
mit
$$a = \frac{\lambda}{c\rho}$$
 = Temperaturleitzahl in [mm²/s]

beschriebene Wärmeleitung [142],[144] den übergeordneten Teilaspekt der Ausbreitung der beim Schweißen eingebrachten Wärme dar. Darin wird die zeitabhängige Temperaturänderung in einem betrachteten Punkt mit der Temperaturverteilung in dessen Umgebung verknüpft. Eine Vereinfachung dieses analytischen Ansatzes zur Temperaturfeldberechnung wird durch folgende Punkte erreicht:

- Vernachlässigung der Temperaturabhängigkeit von a
- Verwendung von vier idealisierten Grundkörpern in Abhängigkeit von Form und Größe des Bauteils (einseitig begrenzter Körper, ebene Schicht im Raum, Platte, Stab) [144]

- Vernachlässigung des realen Materialverhaltens
- Annäherung der komplexen Verhältnisse im Schweißbad durch eine konzentrierte Wärmequelle (Punkt-, Linien- oder Flächenquelle)[142]

Bezüglich der Wärmequelle wurden für genauere Berechnungen des Temperaturfeldes Oberflächen- und Volumenquellen eingeführt. Grundsätzlich wird dabei versucht, die von den jeweils herrschenden Randbedingungen (Bauteilgeometrie, Schweißverfahren) abhängige reale Wärmeverteilung durch entsprechende Funktionen anzugleichen. In der einschlägigen Literatur finden sich zahlreiche Beispiele für analytische Temperaturfeldberechnungen [145]-[156].

Aufgrund der oft nicht ausreichenden Genauigkeit der Berechnungsergebnisse des analytischen Ansatzes, verursacht durch starke Vereinfachungen bezüglich Wärmequelle und Bauteilgeometrie bzw. der Vernachlässigung des nichtlinearen Materialverhaltens über den beim Schweißen relevanten Temperaturbereich, hat sich in den letzten Jahren zur exakten Ermittlung der zeit- und ortsabhängigen Wärmeverteilung in komplexen Bauteilen die numerische Berechnung mit der Methode der Finiten Elemente (FEM) durchgesetzt.

Ausgehend von einer der Gleichung (26) entsprechenden Integralgleichung entsteht durch die Unterteilung eines Feldes in einfache Elemente ein System nichtlinearer, gewöhnlicher Differentialgleichungen erster Ordnung. Für die unbekannten Temperaturen an den so genannten Knotenpunkten, die in der Regel den Eckpunkten der Elemente entsprechen, lässt sich folgende Wärmestromgleichung aufstellen:

(27)
$$[C_T] \{ T \} + [K_T] \{ T \} = \{ Q \}$$

mit:

{T} = Spaltenvektor der Knotenpunkttemperaturen bzw. deren zeitliche Ableitung

{Q} = Spaltenvektor der Knotenpunktwärmequellen

[C_T] = nichtlinear temperaturabhängige Wärmekapazitätsmatrix

[K_T] = nichtlinear temperaturabhängige Wärmeleitmatrix

Die Lösung des Gleichungssystems mit Hilfe von Zeitschrittverfahren führt zur Bestimmung des transienten Temperaturfeldes. Zum Einsatz kommt dabei im allgemeinen kommerzielle Software wie z.B. ANSYS [157], SYSWELD [158], ABAQUS [159] oder MARC [160], mit deren Hilfe numerische Temperaturfeldberechnungen als Grundlage für die nachfolgende Strukturberechnung relativ einfach durchführbar sind.

Die Berechnung des durch das Schweißen bedingten Spannungszustandes wird heute aufgrund der Komplexität fast ausschließlich mit der numerischen Berechnungsmethode der Finiten Elemente durchgeführt, da analytische Ansätze oft nur einer überschlägigen Bestimmung des zu erwartenden Spannungszustandes genügen. Obwohl, wie durch die Grundgleichung der Thermodynamik (28) darstellbar, das sich im Bauteil ausbreitende Temperaturfeld und die daraus resultierenden Spannungen direkt miteinander verbunden sind bzw. sich gegenseitig beeinflussen, hat sich, wie oben bereits erwähnt, die entkoppelte Berechnung der beiden Teilbereiche durchgesetzt. Vergleiche zwischen Ergebnissen aus gekoppelten und entkoppelten Berechnungen weisen auf den vernachlässigbaren Einfluss der Kopplung hin [161],[162].

(28)
$$\rho c \dot{T} + q_{fl\,i,i} = q_{vol} - \frac{E \,\alpha T}{1 - 2\nu} \dot{\varepsilon}_{el\,h\,ii} + \xi \sigma_{d\,ij} \dot{\varepsilon}_{vp\,ij}$$
[163]

Für die praktische Berechnung bei vollständiger Entkoppelung von thermodynamischem und thermomechanischem Modell bedeutet dies, das die orts- und die zeitabhängigen Ergebnisse der Temperaturfeldanalyse dem thermomechanischen Modell als Eingangsdaten übergeben werden. Diese Vorgehensweise führt neben einer Vereinfachung der zu entwickelnden Berechnungsmodelle zu einer erheblichen Reduzierung der Rechenzeit.

Voraussetzung einer exakten numerischen Temperaturfeld- und Strukturanalyse ist die Kenntnis der sich nicht linear verhaltenden Materialkennwerte der zu untersuchenden Werkstoffe. Während dies für die Temperaturfeldberechnung insbesondere die spezifische Wärmekapazität c, der Wärmeübergangskoeffizient λ sowie die Wärmeleitfähigkeit α_k sind, werden für die Strukturberechnung hauptsächlich die Dichte, der thermische Ausdehnungskoeffizient, das Elastizitätsmodul sowie das Spannungs-Dehnungsverhalten über dem interessierenden Temperaturbereich benötigt. Besonders für den Hochtemperaturbereich sind diese Werte oft nicht verfügbar. Hauptquelle für diesbezügliche Informationsbeschaffung sind häufig die Veröffentlichungen von Richter [164], [165], welche die physikalischen Eigenschaften von 52 bzw. 63 unterschiedlichen Stählen enthalten und somit eine sehr umfassende Basis für Temperaturfeld- als auch Strukturberechnungen darstellen. Allerdings sind nicht alle benötigten Kennwerte über den gesamten beim Schweißen relevanten Temperaturbereich von 20°C-1500°C angegeben. Stehen für die teilweise extrem zeit- und kostenaufwändige experimentelle Ermittlung dieser Kennwerte die erforderlichen Mittel nicht bereit, ist man häufig gezwungen, vorhandene Datensätze durch Extrapolation in physikalisch sinnvollen Grenzen in Verbindung mit Kalibrierungen, z.B. Abgleich von experimentell ermittelten Temperaturverläufen mit Berechnungsergebnissen, zu erweitern.

3.5.1 Grundlagen zur numerischen Berechnung schweißbedingter Temperaturfelder, Spannungen und Dehnungen

Zur numerischen Berechnung schweißbedingter Temperaturfelder und den daraus resultierenden Spannungen und Dehnungen werden die entsprechenden temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte über den gesamten beim Schweißen durchlaufenen Temperaturzyklus benötigt. Während für die Berechnung des Temperaturfeldes die temperaturabhängigen Werte für den Wärmeübergangskoeffizienten, die Enthalpie und die Wärmeleitfähigkeit bekannt sein müssen, erfordert die Strukturberechnung die Kenntnis der temperatuabhängigen Werte für die Dichte, den Wärmausdehnungskoeffizienten und das E-Modul. Die erforderlichen Daten für den Stahl S1100QL wurden den entsprechenden Streubändern aus den Veröffentlichungen von Richter [164],[165] entnommen. Teilweise mussten fehlende Werte durch Extrapolation ergänzt werden. Die Diagramme in *Bild 54* bis *Bild 59* zeigen die verwendeten Materialkennwerte, deren Verlauf ihre Temperaturabhängigkeit deutlich macht. So wird in *Bild 55* beispielsweise durch den Enthalpiesprung bei ca. 900°C die auftretende Gefügeumwandlung berücksichtigt. Der drastische Anstieg der Enthalpie zwischen 1400°C und 1600°C stellt den Einfluss der latenten Wärme beim Phasenübergang fest-flüssig dar.

Die stark von den Legierungselementen beeinflusste Dichte von Stählen kann sich zwischen Raumtemperatur und Erreichen des schmelzflüssigen Zustandes um maximal ±13% ändern [164]. Gefügeumwandlungen können sich durch Unstetigkeiten im Verlauf bemerkbar machen. *Bild* 57 zeigt die mit ansteigender Temperatur abnehmende Dichte, deren Verlauf für den Einsatz in numerischen Berechnungen durch einen linearen Ansatz angenähert werden kann.



Bild 54: temperaturabhängiger Wärmeübergangskoeffizient für den Stahl S1100QL





Bild 56: temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit für den Stahl S1100QL

Bild 57: temperaturabhängige Dichte für den Stahl S1100QL

Bild 58 zeigt den Verlauf des Wärmeausdehnungskoeffizienten, der nach dem Durchlaufen eines Maximums bedingt durch die Volumenkontraktion während der α - γ -Umwandlung bis zu deren Abschluss bei ca. 800°C abfällt. Danach ist für das nun vorliegende kfz-Gitter einer steilerer Anstieg als für das bei unter 600°C vorliegende krz-Gitter festzustellen.



Bild 58: temperaturabhängiger Wärmeausdehnungskoeffizient für den Stahl S1100QL Bild 59: temeraturabhängiges E-Modul für den Grundwerkstoff des Stahles S1100QL



Bild 60: temperaturabhängiges Spannungs-Dehnungsverhalten Grundwerkstoff S1100QL Bild 61: temperaturabhängiges Spannungs-Dehnungsverhalten feinkörnige WEZ S1100QL



Bild 62: temperaturabhängiges Spannungs-Dehnungsverhalten grobkörnige WEZ S1100QL Bild 63: temperaturabhängiges Spannungs-Dehnungsverhalten Schweißgut Union X96

Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des untersuchten Werkstoffes S1100QL wurde in den numerischen Berechnungen auf Grundlage multilinearer Kurven berücksichtigt. Dabei wurden nicht nur die temperaturabhängige Änderung des Werkstoffverhaltens, sondern auch die verschiedenen mechanischen Eigenschaften der vorliegenden Gefügebereiche Grundwerkstoff, fein- und grobkörnige WEZ und Schweißgut einbezogen. Die örtliche

Zuordnung der Gefügebereiche erfolgte nach der von Radaj [166] vorgeschlagenen Methode zur Kalibrierung von FE-Modellen, bei der die Größe und Anordnung der Fein- und Grobkornzone realen Schliffbildern entnommen und auf die dreidimensionalen Modelle zur Strukturberechnung übertragen wird. Außerdem konnte hierbei, wie auch bei der gesamten Modellerstellung zur numerischen Berechnung an IRC-Proben, auf umfangreiche Ergebnisse von Neuhaus [129] zurückgegriffen werden.

Die Spannungs-Dehnungs-Kurven für die verschiedenen Gefüge wurden bei Raumtemperatur aufgenommen (Abschnitt 3.2). Die Ermittlung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens bei erhöhten Temperaturen war im Rahmen dieser Arbeit nicht möglich. Deshalb wurden die Ergebnisse experimenteller Untersuchungen von Brinkmann [167] an schweißsimulierten Gefügen eines Stahles S460 (1.8827) herangezogen, um den Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurven für den Stahl S1100QL abzuschätzen. Um die Beziehung zwischen experimentell ermittelten kritischen Werten der wahren Bruchdehnung (Abschnitt 4.1.1.2) und numerisch berechneten Dehnungswerten herstellen zu können, wurden als Eingangsdaten für die numerische Berechnung nicht die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven, sondern die wahren Spannungs-Dehnungs-Kurven verwendet. Dabei wurde aufgrund der nur mit hohem messtechnischem Aufwand realisierbaren Erfassung der Kennwerte zwischen dem Beginn der Einschnürung und dem Bruch der Probe der Verlauf der wahren Spannungs-Dehnungs-Kurven in diesem Bereich als linear angenommen. Als Ergebnis dieser Vorgehensweise lagen für jedes der 4 berücksichtigten Gefüge 4 Kurven für die Temperaturen 20°C, 300°C, 500°C und 700°C vor, welche in die numerischen Modelle eingesetzt wurden. Für alle Gefüge zeigt sich in Bild 60 bis Bild 63 ein Absinken der Warmstreckgrenze mit steigender Temperatur, wobei ab einer Temperatur von 700°C ein nahezu ideal plastisches Verhalten in Form einer bei steigender Dehnung konstanten Spannung zu verzeichnen ist. Fehlende Datensätze bei höheren Temperaturen oder Zwischentemperaturen werden von der FE-Software durch Extrapolation oder Interpolation ermittelt. Das temperaturabhängige E-Modul (Bild 59) ergibt sich aus dem Anstieg der Hook'schen Geraden der Spannungs-Dehnungs-Verläufe. Es wird deutlich, dass mit steigender Temperatur, gemäß auch den Diagrammen in Bild 60 bis Bild 63, der Werkstoff nur noch in begrenzter Form zur Übertragung von Kräften fähig ist.

Die Erzeugung der FE-Modelle erfolgte auf Grundlage von Macro-Files mit Hilfe der Parametersprache APDL (<u>ANSYS Programmable Design Language</u>). Diese Vorgehensweise bietet gegenüber der Modellerstellung und nachfolgender Berechnung mit Hilfe der Benutzeroberfläche des FE-Programms den Vorteil einer hohen Flexibilität bei der Durchführung von Variationen bestimmter geometrischer oder schweißtechnischer Parameter. Temperaturfeld- und Strukturberechnungen wurden jeweils mit identischen Modellen unter Berücksichtigung der für die unterschiedlichen Berechnungen benötigten Knotenfreiheitsgrade durchgeführt. Wie in *Bild 64* dargestellt, besitzt der für die Temperaturfeldberechnungen benutzte Elementtyp SOLID70 einen Freiheitsgrad für die Temperatur, während der für die Strukturberechnung benutzte Elementtyp SOLID45 3 Freiheitsgrade für die Knotenverschiebungen in die drei Koordinatenrichtungen aufweist. Beiden Elementtypen liegt eine lineare Ansatzfunktion sowie innerhalb des Elementes homogenes und isotropes Materialverhalten zugrunde.



Bild 64: für die numerischen Berechnungen verwendete Elementtypen nach [157]

Um eine vertretbare Rechenzeit bei gleichzeitig hoher Qualität der Ergebnisse zu gewährleisten, erfolgte die Vernetzung der Modelle adaptiv. Dies bedeutet, dass die Vernetzung im Bereich der Schweißnaht und der angrenzenden WEZ deutlich feiner ausfällt als in schweißnahtfernen Bereichen, in denen keine hohen Temperatur- und Spannungsgradienten zu erwarten sind. *Bild 65* verdeutlicht diese Vorgehensweise anhand der untersuchten IRC-Proben, bei der ein Großteil der Elemente in der Schweißnaht und der WEZ angeordnet sind.



Bild 65: adaptive Vernetzung des FE-Modells und Berücksichtigung der verschiedenen Gefügezonen am Beispiel einer IRC-Probe

Die verschiedenen Farben kennzeichnen die verschiedenen Gefügezonen. Wie oben beschrieben, werden diese über die Zuweisung entsprechender Werkstoffkennwerte an die jeweiligen Elemente definiert. Unter Ausnutzung der Symmetrie der Proben zur Schweißnahtmitte konnten für die Berechnungen Halbmodelle eingesetzt werden, was zu einer weiteren Reduzierung der Berechnungszeit führte. Die Einbringung des schmelzflüssigen Zusatzwerkstoffes erfolgte mittels der so genannten "Element-birth"-Funktion. Dazu wird vor der Berechnung das gesamte Modell, einschließlich der noch nicht vorhandenen Schweißnaht, erstellt und vernetzt. Die Materialeigenschaften der dem eingebrachten Zusatzwerkstoff entsprechenden Elemente werden anschließend mit sehr kleinen Werten (1*10⁻²⁵) multipliziert, so dass sie auf die Berechnung keinen Einfluss haben. Erst im Moment ihrer "Wiederbelebung" werden diesen Elementen reale Werkstoffkennwerte zugeordnet, so dass sie ab diesem Zeitpunkt Einfluss auf die sich einstellenden Temperaturen, Spannungen und Dehnungen haben.

Allgemein kann der Ablauf der durchgeführten FE-Berechnungen wie folgt beschrieben und, wie in *Bild* 66 dargestellt, in die drei Hauptarbeitsschritte Preprocessor, Solution und Postprocessor strukturiert werden.



Bild 66: Abschnitte einer Finite Elemente (FE) Berechnung [129]

Mit Hilfe des Preprocessors wurde ein geometrisches Modell des zu berechnenden Bauteils erstellt. Bei der sogenannten Top-down-Methode, besteht neben der programminternen Erzeugung der Modelle die Möglichkeit, Volumenmodelle aus externen CAD-Programmen zu importieren und anschließend der Reihe nach in Flächen, Linien und Knoten zu unterteilen, bis ein vernetztes, berechenbares FE-Modell zur Verfügung steht. Die in dieser Arbeit verwendeten Modelle wurden jedoch aufgrund ihrer relativ einfachen Geometrie mit der umgekehrt arbeitenden Bottom-up-Methode erzeugt. Dabei werden Volumenmodelle nach der Definition von Knoten, Linien und Flächen durch Extrusion erzeugt und anschließend vernetzt.

Im Solution-Teil wurden in Abhängigkeit von der Spezifik der durchzuführenden Berechnung äußere Lasten in Form einer entsprechenden Wärmequelle, d.h. Temperaturen oder Temperaturdaten aus einer Temperaturfeldberechnung, auf die Knoten des FE-Modells aufgebracht. Dabei wurde für den Fall der Strukturberechnung die Steifigkeit der umgebenden Konstruktion, d.h. des IRC-Rahmens, berücksichtigt. Als Ergebnis lagen die Berechnungsergebnisse in einem Datensatz vor.

Mit Hilfe des Postprocessors wurden im Anschluss an die Berechnung die in Form von Ergebnis-Files vorliegenden Lösungen ausgelesen und ausgewertet. Dabei können mittels des allgemeinen Postprocessors (*general postprocessor*) die Ergebnisse des gesamten Modells oder ausgewählter Modellregionen für einen bestimmten Zeitpunkt ausgewertet werden. Unter Verwendung des "Zeit-Bilanz"-Postprocessors (*time history postprocessor*) kann die Auswertung der Ergebnisse an spezifischen Punkten des Modells in Abhängigkeit von der Zeit erfolgen.

4 Ergebnisse und Diskussion

4.1 Festigkeit und Duktilität in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration

4.1.1 Glatte Zugproben

4.1.1.1 Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S690Q/NiMoCr

Bild 67 zeigt die Bruchflächen von Zugproben aus dem Grundwerkstoff S690Q für Wasserstoffkonzentrationen von 0 bis 4 ml/100g. Schon bei geringen Konzentrationen von ca. 1ml/100g ist eine signifikante Veränderung im Bruchmodus zu beobachten.





c) 2 ml/100g

d) 4 ml/100g

Bild 67: Bruchflächen des Stahles S690Q bei verschiedenen Wasserstoffgehalten

Verglichen mit dem wasserstofffreien Gefüge (*Bild 67a*) werden die das Erscheinungsbild des Zähbruches ausmachenden Grübchen dichter und flacher (*Bild 67b*). Bei einer Wasserstoffkonzentration von 2ml/100g (*Bild 67c*) ist ein Umschlagen des Bruchmodus zu transkristallinem Sprödbruch zu beobachten, der an Ausgeprägtheit zu höheren Wasser-

stoffkonzentrationen von 4ml/100g (*Bild* 67*d*) hin zunimmt. Dies zeigt deutlich, dass Wasserstoff eine erhebliche Versprödung des Grundwerkstoffgefüges des S690Q hervorruft, was zu einem sprödbruchartigen Versagen führen kann. Die Änderungen im Bruchmodus weisen auf eine Degradation der mechanischen Eigenschaften hin, die deshalb bezüglich wasserstoffabhängiger Spannungs- und Dehnungswerte bewertet werden können.

In Bild 68 bis Bild 71 sind in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration die an glatten Zugproben ermittelten technischen Festigkeitskennwerte des Stahles S690Q im Grundwerkstoff, in der schweißsimulierten Grobkorn- sowie Feinkornzone und des Schweißgutes Union NiMoCr zusammengefasst. Im Vergleich der Diagramme ist zu erkennen, dass im Grundwerkstoff Wasserstoff mit bis zu 3 Nml/100g in geringeren Konzentrationen aufgenommen wird, als in den WEZ-Gefügen und im Schweißgut, das bis zu 6 Nml/100g lösen kann. Hier unterscheidet sich der Stahl S690Q von anderen Werkstoffen, wie beispielsweise von den supermartensitischen Stählen [168], in denen eine geringere Wasserstofflöslichkeit in der Wärmeeinflusszone und im Schweißgut gegenüber dem Grundwerkstoff festgestellt wurde. Dennoch lässt sich dieses unterschiedliche Lösungsvermögen durchaus erklären. Die durch eine deutlich schnellere Abkühlung von einer Temperatur über Ac₃ aus entstandenen grob- und feinkörnigen Gefüge der Wärmeeinflusszone weichen erheblich in ihrer Ausbildung von der des Grundwerkstoffes ab. Sie lassen sich lichtmikroskopisch nicht besonders hoch auflösen und bestehen je nach Abkühlgeschwindigkeit im wesentlichen aus Bainit bzw. Martensit. Verantwortlich für ein erhöhtes Wasserstofflösungsvermögen gegenüber dem Grundwerkstoff dürften vor allem Wasserstofffallen, wie z.B. eine größere Anzahl von Versetzungen und andere Gitterfehler, sein. Auch die Bildung von Restaustenit, welcher das Lösungsvermögen von Wasserstoff in z.B. supermartensitischen Stählen erheblich erhöht, ist als mögliche Ursache einer höheren Wasserstofflöslichkeit denkbar, da ein Anlassen der Gefüge der WEZ und des Schweißgutes bei der Probenherstellung nicht erfolgte.

Für alle Gefügezustände des Stahles S690Q ist bei geringen Wasserstoffgehalten zunächst eine, wenn auch geringe, Zunahme der 0,2 % Dehngrenze mit der Wasserstoffkonzentration zu verzeichnen. Dies wurde bereits in ähnlichen früheren Untersuchungen mit dem Stahl S355 festgestellt und gibt einen Hinweis darauf, dass sich Wasserstoff in den Versetzungen angelagert hat. Nach Dieter [169] ist diese Festigkeitszunahme auf ein Blockieren der Versetzungsbewegung durch interstitielle Atome zurückzuführen.

Auch an anderer Stelle wird die sich auf ein Ansteigen der Festigkeitswerte auswirkende Verfestigung (hardening) mit der Wechselwirkung zwischen Wasserstoff und Versetzungen erklärt [170]. Im angelieferten Stahl sowie im Schweißgut, nicht aber für die schweißsimulierten WEZ-Gefüge, wurde zudem ein leichter Anstieg der Zugfestigkeit verzeichnet. Festzuhalten bleibt an dieser Stelle, dass Wasserstoff die Versetzungsaktivität sowohl hemmen als auch unterstützen kann [171], und damit solche Phänomene durchaus erklärbar sind.

Prinzipiell ist für alle Gefüge bei höheren Wasserstoffkonzentrationen eine Abnahme der Zugfestigkeit zu beobachten. Insbesondere existiert für jedes Gefüge, außer für den Lieferzustand, eine bestimmte Wasserstoffkonzentration, bei der die Zugfestigkeit unter die 0,2% Dehngrenze sinkt (Schnittpunkt der Ausgleichsgeraden bzw. des Streubandes für die 0,2% Dehngrenze mit dem Streuband für die Zugfestigkeit). Dies bedeutet, dass diese Gefüge praktisch keine Duktilität mehr besitzen.







Bild 69: Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S690Q, schweißsimulierte Feinkornzone



Bild 70: Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S690Q, schweißsimulierte Grobkornzone



Bild 71: Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, Schweißgut Union NiMoCr

In der Praxis ist deshalb zu beachten, dass das für die Auslegung schweißtechnischer Konstruktionen maßgebliche Streckgrenzenverhältnis ab einer bestimmten Wasserstoffkonzentration in den Schweißnahtgefügen dieses Stahles den Wert 1 annimmt.
Die sicherheitsrelevante Brisanz dieser Tatsache ergibt sich insbesondere daraus, dass bereits ab Wasserstoffkonzentrationen um 2 Nml/100g die Zugfestigkeit auf das Niveau der Streckgrenze des jeweiligen Gefüges absinken kann.

Anhand dieser Ergebnisse zeichnet sich bereits ab, dass Wasserstoff sich weniger auf die Festigkeit an sich, sondern maßgeblich auf die Duktilität von Feinkornbaustählen und ihren Schweißnahtgefügen auswirkt. Diese Wirkung des Wasserstoffs ist in dem schematisierten technischen Spannungs-Dehnungs-Schaubild im *Bild 72* dargestellt. Anhand der Abbildung wird deutlich, dass beispielsweise bei einem Absinken der Festigkeit um ca. 20% die Dehnung um ca. 80% vermindert werden kann.



Bild 72: Wirkung des Wasserstoffs auf das technische Spannungs-Dehnungs-Verhalten

In Anbetracht des Ziels dieser Arbeit wurde sich daher besonders auf die Ermittlung wasserstoffabhängiger Dehnungswerte konzentriert. Im Hinblick auf die Übertragbarkeit eines werkstoff- bzw. gefügespezifischen Kennwertes zur Beschreibung der Degradation durch Wasserstoff auf Bauteile und Konstruktionen ist es notwendig, einen von der Probenform und -größe unabhängigen Parameter zu definieren. Aus diesem Grund wurden vor allem die wahren Dehnungswerte betrachtet. Es stellte sich heraus, dass nahezu alle wahren Dehnungskennwerte bereits bei relativ geringer Wasserstoffkonzentration von ca. 1 Nml/100g für alle Gefüge stark abnehmen und danach ein nahezu konstantes Verhalten zeigen. Besonders deutlich zeigt sich dies anhand der wahren Bruchdehnung, deren Werte für den Werkstoff S690Q in *Bild 73* bis *Bild 76* zusammengefasst sind und die, wie es oberhalb der Zugfestigkeit aufgrund der Einschnürung erforderlich ist, mit folgender Formel berechnet wurde:

(29)
$$\epsilon_b = \ln A_0 / A_b$$
 [169]

mit

A₀= Ausgangsquerschnitt

A_b= Bruchquerschnitt)



Bild 73: Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S690Q, Lieferzustand

Da die Ergebnisse der Zugversuche unter Wasserstoffbeladung einer entsprechenden Streuung unterliegen, wurden in den Diagrammen in *Bild 73* bis *Bild 76* zusätzlich die Hüllkurven für die ermittelten Werte angegeben. Die sich daraus ergebenden Streubänder repräsentieren den Bereich unterhalb dessen keine Rissgefahr und oberhalb dessen Versagen des Werkstoffes zu erwarten ist. Sie stellen somit ein gefüge- und wasserstoffabhängiges Risskriterium dar. Für die Praxis bedeutet dies, dass eine Übertragbarkeit der Versuchsergebnisse auf reale Bauteile möglich ist, wenn die wahre lokale Dehnung an risskritischen Stellen der Konstruktion bestimmt werden kann. Hierbei repräsentiert die obere Hüllkurve den günstigsten und die untere Hüllkurve den ungünstigsten Fall. Im Hinblick auf eine sichere Vermeidung einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung ist die Verwendung der unteren Hüllkurve anzuraten, zumal die Streubreite nicht zu groß ist.



Bild 74: Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S690Q, schweißsimulierte Feinkornzone



Bild 75: Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S690Q, schweißsimulierte Grobkornzone



Bild 76: Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S690Q, Schweißgut Union NiMoCr

Mit der mathematischen Erfassung der jeweils oberen und unteren Hüllkurve ergibt sich außerdem die Möglichkeit, die Ergebnisse direkt in numerische Simulationen als flankierendes Element zur Lebensdauerabschätzung geschweißter Bauteile einfließen zu lassen.

Die Verläufe der oberen und unteren Hüllkurven wurden deshalb durch Exponentialfunktionen erster und zweiter Ordnung ausgedrückt und sind in *Tabelle 12* zusammengefasst.

Lieferzustand	obere Kurve	$\varepsilon_w = 0,4016 \cdot e^{-\frac{HD}{1,0961}} + 1,1389$	(30)
	untere Kurve	$\varepsilon_w = 1,1354 \cdot e^{-\frac{HD}{1,1598}} + 0,3243$	(31)
Schweißsimulierte Feinkornzone	obere Kurve	$\varepsilon_{w} = 1,1483 \cdot e^{-\frac{HD}{0.5018}} + 0,1395$	(32)
	untere Kurve	$\varepsilon_{w} = 1,1487 \cdot e^{-\frac{HD}{0.333}} + 0,0576$	(33)
Schweißsimulierte	obere Kurve	$\varepsilon_w = 0.9857 \cdot e^{\frac{HD}{0.8907}} + 0.0951$	(34)
Clobkomzone	untere Kurve	$\varepsilon_w = 0,5024 \cdot e^{-\frac{HD}{0,1189}} + 0,5680 \cdot e^{-\frac{HD}{0,8164}} + 0,0346$	(35)
		ИD	(0.0)
Schweißgut Union NiMoCr	obere Kurve	$\varepsilon_{w} = 0.9758 \cdot e^{-\frac{110}{1.0208}} + 0.2290$	(36)
	untere Kurve	$\varepsilon_w = 1,0217 \cdot e^{-\frac{HD}{0,6921}} + 0,0874$	(37)

Tabelle 12: kritische Werte der wahren Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration für die Schweißnahtgefüge S690Q/Union NiMoCr

4.1.1.2 Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S1100QL/UnionX96

In *Bild* 77 sind die Bruchflächen von Zugproben aus dem Grundwerkstoff S1100QL für Wasserstoffkonzentrationen von 0 bis 4 ml/100g dargestellt. Wie schon beim Grundwerkstoff S690Q beobachtet, ist selbst bei geringen Konzentrationen von ca. 1ml/100g eine signifikante Veränderung im Bruchmodus zu beobachten. Verglichen mit dem wasserstofffreien Gefüge (*Bild* 77a) werden die das Erscheinungsbild des Zähbruches ausmachenden Grübchen dichter und flacher (*Bild* 77b). Bei einer Wasserstoffkonzentration von 2ml/100g (*Bild* 77c) ist ein Umschlagen des Bruchmodus zu transkristallinem Sprödbruch zu beobachten, der an Ausgeprägtheit zu höheren Wasserstoff eine erhebliche Versprödung (*Bild* 77d) hin zunimmt. Dies zeigt deutlich, dass Wasserstoff eine sprödbruchartigem Versagen führen kann. Die Änderungen im Bruchmodus weisen wie beim S690Q auf eine Degradation der mechanischen Eigenschaften hin, wie nachfolgend dargestellt wird.



c) 2 ml/100g

d) 4 ml/100g

Bild 77: Bruchflächen des Stahles S1100QL bei verschiedenen Wasserstoffgehalten

Der Grundwerkstoff S1100QL löst mehr Wasserstoff als der Stahl S690Q im Lieferzustand. Gründe hierfür könnten neben einer erhöhten Versetzungsdichte die das Austenitgebiet erweiternden Legierungselemente C und Ni sein, die diesem Stahl in höheren Konzentrationen zugesetzt sind als dem S690Q. Somit ist davon auszugehen, dass die M_f-Temperatur zu niedrigeren Werten verschoben wird, so dass bei Raumtemperatur Restaustenit vorliegt. Dieser Restaustenit wurde bereits in supermartensitischen Stählen als der wesentliche Gefügebestandteil identifiziert, der die Wasserstofflöslichkeit erhöht [168].

In Anbetracht der Zielstellung dieser Arbeit wurde jedoch auf weitere Untersuchungen zu den Ursachen unterschiedlichen Lösungsvermögens der Gefüge verzichtet, zumal im Gegensatz zum Grundwerkstoff die Gefüge der schweißsimulierten WEZ und des Schweißgutes eine ähnliche Wasserstofflöslichkeit wie die des Stahles S690Q aufwiesen.

Wie zuvor schon für den Stahl S690Q wurden in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration anhand der mechanisch-technologischen Festigkeitskennwerte wiederum hardening Effekte beobachtet (*Bild 78* bis *Bild 81*). Im Gegensatz zu den untersuchten Schweißnahtgefügen des Stahles S690Q ist zu beachten, dass das Festigkeitsniveau des Schweißgutes Union X96 unter dem des Grundwerkstoffes liegt, da es sich um einen Schweißzusatzwerkstoff für Feinkornbaustähle mit einer Mindeststreckgrenze von lediglich 960 MPa handelt.

Im Vergleich von *Bild 68* bis *Bild 71* mit *Bild 78* bis *Bild 81* ist festzustellen, dass diejenige Wasserstoffkonzentration, ab der die Zugfestigkeit auf das Niveau der Streckgrenze des Grundwerkstoffes ohne Wasserstoffbeladung abgesunken ist, für alle Gefüge des Stahles S1100QL gegenüber dem Werkstoff S690Q wesentlich geringere Werte annimmt. Sogar im Lieferzustand nehmen ab dieser Wasserstoffkonzentration Zugfestigkeit und 0,2 % Dehngrenze denselben Wert an.



Bild 78: Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, Lieferzustand



Bild 79: Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, schweißsimulierte Feinkornzone



Bild 80: Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, schweißsimulierte Grobkornzone



Bild 81: Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, Schweißgut Union X96



Bild 82: kritische Wasserstoffkonzentration, bei der die Zugfestigkeit unter die Werte für die Dehngrenze sinkt, in Abhängigkeit vom Gefüge für die hochfesten Feinkornbaustähle S355, S690Q und S1100QL

Die Wasserstoffkonzentration, ab der die Zugfestigkeit mit der Streckgrenze übereinstimmt, kann als charakteristischer Wert für einen nahezu vollständigen Duktilitätsverlust der

verschiedenen Gefügearten angesehen werden. Um die Verformungsreserven von Feinkornbaustählen in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration zu veranschaulichen, wurde dieser Wert über der entsprechenden Festigkeitsklasse für die untersuchten Stähle im Vergleich zu einem Feinkornbaustahl S355 dargestellt (*Bild 82*).

Daran zeigt sich nicht nur sehr deutlich, dass mit der Erhöhung der Festigkeitsklasse der Grundwerkstoffe die kritische Wasserstoffkonzentration, bei der Zugfestigkeit und Dehngrenze zusammenfallen, sinkt, sondern dass hiervon mit zunehmender Festigkeit der Grundwerkstoffe sämtliche Gefügearten einer Schweißnaht betroffen sind. So existiert ein solcher Grenzwert für den S355 nur für die Gefüge der WEZ, während beim S690Q WEZ und Schweißgut und beim S1100QL Grundwerkstoff, WEZ und Schweißgut betroffen sind. Aus dem Diagramm wird außerdem mit unmissverständlicher Deutlichkeit klar, dass die Duktilitätsreserven, wie sie trotz erheblicher Wasserstoffkonzentrationen in den Schweißnahtgefügen des Stahles S355 immer noch bestehen, beim Schweißen der hochfesten Varianten und insbesondere des Stahles S1100QL praktisch nicht mehr vorliegen.

Dies zeigt sich auch anhand der Werte für die wahre Bruchdehnung, die ebenfalls bei relativ geringen Wasserstoffkonzentrationen von ca. 1 Nml/100g für alle Gefüge stark abnehmen und die darüber hinaus ein konstant niedriges Niveau annehmen. Insgesamt weisen alle untersuchten Gefüge der Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S1100QL/Union X96 auch bei wasserstofffreiem Metallgitter ein geringeres Dehnungsvermögen auf als die des S690Q. Der unbeeinflusste Grundwerkstoff (*Bild 83*) sowie die beiden schweißsimulierten WEZ-Gefüge (*Bild 84* und *Bild 85*) verlieren im Gegensatz zum S690Q fast das gesamte Dehnungsvermögen.



Bild 83: Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, Lieferzustand



Bild 84: Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, schweißsimulierte Feinkornzone



Bild 85: Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, schweißsimulierte Grobkornzone



Bild 86: Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, Schweißgut Union X96

Trotz seiner geringeren Festigkeit reagiert das Schweißgut sogar noch sensibler auf Wasserstoffkonzentrationen unterhalb von 1 Nml/100g mit einer sprunghaften Abnahme der Dehnungskennwerte (*Bild 86*). Dies kann als Hinweis darauf gewertet werden, dass die Abnahme des Verformungsvermögens hochfester Feinkornbaustähle nicht nur mit der Festigkeitsklasse an sich, sondern auch mit der Wärmebehandlung bzw. den Abkühlungsbedingungen zusammenhängt.

Lieferzustand	obere Kurve	$\varepsilon_{w} = 1,1545 \cdot e^{-\frac{HD}{1,2659}} + 0,0564$	(38)
	untere Kurve	$\varepsilon_{w} = 0,8062 \cdot e^{-\frac{HD}{0,7967}} + 0,3390 \cdot e^{-\frac{HD}{0,8324}} + 0,0329$	(39)
Schweißsimulierte Feinkornzone	obere Kurve	$\varepsilon_w = 0.996 \cdot e^{-\frac{HD}{1.058}} + 0.0714$	(40)
	untere Kurve	$\varepsilon_{w} = 0,467 \cdot e^{-\frac{HD}{0.8697}} + 0,585 \cdot e^{-\frac{HD}{0.873}} + 0,023$	(41)
Schweißsimulierte Grobkornzone	obere Kurve	$\varepsilon_w = 0.9135 \cdot e^{-\frac{HD}{1.312}} + 0.1147$	(42)
Grobkorrizone	untere Kurve	$\varepsilon_{w} = 0,7464 \cdot e^{\frac{HD}{1,15}} + 0,2456 \cdot e^{\frac{HD}{1,147}} + 0,0134$	(43)
Schweißgut Union X96	obere Kurve	$\varepsilon_{w} = 0,593 \cdot e^{-\frac{HD}{0,3307}} + 0,13$	(44)
	untere Kurve	$\varepsilon_{w} = 0.614 \cdot e^{-\frac{HD}{0.2296}} + 0.093 \cdot e^{-\frac{HD}{3.639}}$	(45)

Tabelle 13: kritische Werte der wahren Bruchdehnung in Abhängigkeit von der	Wasser-
stoffkonzentration für die Schweißnahtgefüge S1100QL/Union X96	3

Wie für den Stahl S690Q anhand von *Bild 73* bis *Bild 76* wurden auch für den Stahl S1100QL aus den Diagrammen in *Bild 83* bis *Bild 86* die Hüllkurven für die ermittelten wasserstoffabhängigen Werte der wahren Bruchdehnung anhand von Gleichungen erfasst, welche wiederum den Grenzbereich für Rissfreiheit des jeweiligen Gefüges in Abhängigkeit vom Wasserstoffgehalt darstellen (*Tabelle 13*).

Zusammenfassend kann für den Stahl S1100QL festgestellt werden, dass die untersuchten Schweißnahtgefüge zwar empfindlicher bezüglich der Festigkeitswerte auf im Metallgitter gelösten Wasserstoff reagieren als die des S690Q. Wie zuvor wird aber deutlich, dass Dehnungskennwerte, insbesondere in Form der wahren Bruchdehnung, eindeutigere und quantifizierbarere Aussagen zur Wasserstoffdegradation von Gefügen hochfester Feinkornbaustähle liefern.

4.1.2 Kerbzugproben

4.1.2.1 Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S690Q/NiMoCr

Da an realen Schweißverbindungen neben dem Einfluss des Wasserstoffes auch stets mit festigkeitsbeeinflussenden Kerbwirkungen zu rechnen ist, wurden für die Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S690Q/NiMoCr entsprechende Kerbzugversuche durchgeführt. Um die an den realen Schweißverbindungen der durchgeführten Kaltrissversuche auftretenden Kerbwirkungen nachzubilden, wurden entsprechende Kerbformzahlen in kaltrisskritischen Nahtbereichen von 2,91 bis 3,45 im TEKKEN- und CTS-Versuch ermittelt und auf gekerbte Zugproben übertragen. Aus den Implant-Tests konnten die Kerbformzahlen direkt auf die Zugproben übertragen werden. Wenngleich die Kerbtiefe bei den mehr technologischen Prüfverfahren TEKKEN und CTS-Versuch nicht exakt ermittelt werden kann, liegt jedoch der in diesen Tests gemessene Kerbradius mit Werten zwischen 0,07 mm und 0,12 mm im Bereich der Kerbe der Implantprobe von 0,1 mm. Es ergaben sich bei gleichem Kerbradius von 0,1 mm die Kerbtiefen 0,10 mm, 0,15 mm und 0,25 mm. Die Herstellung der Zugproben mit den entsprechenden Gefügen, die Wasserstoffbeladung und die Durchführung der Zugversuche erfolgte unter den gleichen Bedingungen wie für die glatten Zugproben. Der entsprechende Kerb wurde als Ringkerb jeweils in der Mitte des Prüfbereiches eingebracht und auf mechanische Unebenheiten kontrolliert, um undefinierte Spannungszustände im Kerbgrund auszuschließen.

Die mit Hilfe der Kerbzugproben bestimmten wasserstoffabhängigen Werte für die Kerbzugfestigkeit der verschiedenen Schweißnahtgefüge sind in *Bild 87* bis *Bild 90* in Form von Ausgleichsgeraden der Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit, abhängig von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, dargestellt.

Erwartungsgemäß nimmt bei allen untersuchten wasserstofffreien Gefügezuständen die Kerbzugfestigkeit mit wachsender Kerbtiefe aufgrund der Verformungsverfestigung zu. Wie schon anhand der mit glatten Proben ermittelten Festigkeitskennwerte zu erkennen ist (*Bild 68* bis *Bild 71*), weisen die schweißsimulierten Gefüge der Grob- und Feinkornzone infolge ihrer größeren Härte ein höheres Spannungsniveau auf als der Grundwerkstoff und das Schweißgut. Wie zu erwarten ist, nimmt die Kerbzugfestigkeit mit einer Zunahme der Wasserstoffkonzentration in allen Gefügen ab. Eine Zunahme der Kerbtiefe führt offensichtlich zu einer Parallelverschiebung der dazugehörigen Ausgleichsgeraden im Grundwerkstoff, im Schweißgut und in der Feinkornzone zu jeweils höheren Werten. Die ermittelte Festigkeitsabnahme infolge einer zunehmenden Wasserstoffkonzentration verläuft für

die glatten Proben dieser Gefüge steiler.



Bild 87: Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S690Q, Grundwerkstoff im Lieferzustand



Bild 88: Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S690Q, schweißsimulierte Feinkornzone



Bild 89: Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S690Q, schweißsimulierte Grobkornzone



Bild 90: Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, Schweißgut Union NiMoCr

Dies bedeutet, dass der Einfluss der konstruktiven Kerbe den des Wasserstoffes in diesen Gefügen überlagert. Daraus lässt sich ableiten, dass sich die Herabsetzung der mechanischen Eigenschaften infolge zunehmender Wasserstoffkonzentration in diesen Gefügen anhand glatter Proben besser nachweisen lässt als unter Verwendung gekerbter Proben.



Bild 91: Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S690Q/Union NiMoCr, Wasserstoffkonzentration 0 Nml/100g



Bild 92: Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S690Q/Union NiMoCr, Wasserstoffkonzentration 1 Nml/100g

Davon abweichend wird infolge einer Wasserstoffbeladung des grobkörnigen WEZ-Gefüges mit ansteigender Kerbtiefe das Festigkeitsniveau abgesenkt. Nur hier scheint der Einfluss der konstruktiven Kerbe zumindest teilweise gegenüber dem des Wasserstoffes untergeordnet zu sein. Als Ursache dafür kann die Relation von Korngröße zu Kerbgröße angenommen werden.



Bild 93: Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S690Q/Union NiMoCr, Wasserstoffkonzentration 3 Nml/100g



Bild 94: Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S690Q/Union NiMoCr, Wasserstoffkonzentration 5 Nml/100g

Bild 91 bis *Bild 94* zeigen ausgehend von der Zugfestigkeit (Kerbtiefe 0,00 mm) die Änderung der Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe für verschieden hohe Wasserstoffkonzentrationen in den untersuchten Gefügen. Für alle Wasserstoffkonzentrationen zeigt sich eine lineare Zunahme der Kerbzugfestigkeit mit der Kerbtiefe für den Grundwerkstoff und das Schweißgut. In der grob- und feinkörnigen WEZ nimmt die Kerbzugfestigkeit jedoch nicht linear mit der Kerbtiefe zu und in der schweißsimulierten Grobkornzone bei höheren Wasserstoffkonzentrationen sogar signifikant ab. Aus diesen Ergebnissen lässt sich ebenfalls ableiten, dass in den gekerbten Proben der Einfluss des Wasserstoffs auf die Herabsetzung der mechanischen Eigenschaften der Gefüge nur in der Grobkornzone wirklich deutlich zu Tage tritt und dass insbesondere im Grundwerkstoff und im Schweißgut die Effekte des Wasserstoffs in Form einer Duktilitäts- und Festigkeitsabnahme durch die rein mechanisch bedingte Zunahme der Festigkeit in den gekerbten Proben zumindest teilweise verdeckt werden.

4.1.2.2 Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S1100QL/UnionX96

Die Ausgleichsgeraden der Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit abhängig von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration für die verschiedenen Schweißnahtgefüge des S1100QL und zugehörigem Schweißzusatzwerkstoff Union X96 sind in *Bild 95* bis *Bild 98* dargestellt.



Bild 95: Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, Grundwerkstoff im Lieferzustand



Bild 96: Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, schweißsimulierte Feinkornzone



Bild 97: Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, schweißsimulierte Grobkornzone



Bild 98: Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, Schweißgut Union X96

Wie zuvor für die Schweißnahtgefüge des Werkstoffes S690Q nimmt die Kerbzugfestigkeit mit wachsender Kerbtiefe aufgrund der Verformungsverfestigung auch in den wasserstofffreien Gefügen des Stahles S1100QL zu. Hierbei ist jedoch im Gegensatz zum Werkstoff S690Q das Spannungsniveau für die wasserstofffreien Gefüge des Grundwerkstoffes und der schweißsimulierten Feinkorn- und Grobkornzone nahezu gleich. Lediglich das Gefüge der Schweißgutproben besitzt aus bekannten Gründen eine um ca. 22% niedrigere Festigkeit.

Mit zunehmender Wasserstoffkonzentration weisen alle Schweißnahtgefüge des Stahles S1100QL eine lineare Abnahme der Ausgleichsgeraden der Kerbzugfestigkeit auf. Im Gegensatz zu den Diagrammen für den Stahl S690Q in *Bild 87* bis *Bild 90*, lässt sich eine Parallelverschiebung dieser Geraden mit zunehmender Kerbtiefe nur für die schweißsimulierte Feinkornzone erkennen (*Bild 96*). Für alle anderen Gefügearten des Stahles S1100QL stellt sich mit zunehmender Kerbtiefe ein steilerer Abfall der Kerbzugfestigkeit ein. Dies wird besonders deutlich anhand der Kerbzugfestigkeit für Proben mit einer Kerbtiefe von 0,15 mm und 0,25 mm, die bei höheren Wasserstoffkonzentrationen unter das Niveau der Kerbzugfestigkeit für Proben mit einer Kerbtiefe von 0,10 mm fällt. Es zeigt sich jedoch auch, dass der Abfall der Kerbzugfestigkeit für Proben mit einer Kerbtiefe von 0,10 mm geringer ausfällt als beispielsweise der Abfall der Zugfestigkeit für glatte Proben. Dies bedeutet generell, dass bei gekerbten Proben das kaltverformte Gefüge an der Kerbspitze unterschiedlich sensibel auf Wasserstoff reagiert. Es ist anzunehmen, dass eine Wechselwirkung des Wasserstoffs mit einer erhöhten Versetzungstätigkeit an der Kerbspitze eintritt.

In jedem Fall aber zeigt sich erneut, dass die Wirkung der Kerbe auf die mechanischen Eigenschaften die eigentlichen Effekte des Wasserstoffs auf die mechanischen Eigenschaften der Schweißnahtgefüge überlagert bzw. diese verdeckt.



Bild 99: Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S1100QL/Union X96, Wasserstoffkonzentration 0 Nml/100g



Bild 100: Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S1100QL/Union X96, Wasserstoffkonzentration 1 Nml/100g



Bild 101: Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S1100QL/Union X96, Wasserstoffkonzentration 3 Nml/100g



Bild 102: Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S1100QL/Union X96, Wasserstoffkonzentration 5 Nml/100g

Um dies weiter zu verdeutlichen, wurde in *Bild* 99 bis *Bild* 102 für die untersuchten Gefügezustände ausgehend von der glatten Probe (Kerbtiefe 0,00 mm) die Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe für verschieden hohe Wasserstoffkonzentrationen dargestellt. Es zeigt sich sehr deutlich, dass eine lineare Zunahme der Kerbzugfestigkeit mit der Kerbtiefe nur in den wasserstofffreien Gefügen gegeben ist. Sobald sich Wasserstoff im Gefüge befindet, ist eine nicht quantifizierbare Entfestigung, die sich mit zunehmenden Wasserstoffkonzentrationen in einer deutlichen Abnahme der Kerbzugfestigkeit äußert, festzustellen.

4.2 Kaltrisstests nach ISO 17642

4.2.1 S690Q/Union NiMoCr

In *Tabelle 14* und *Tabelle 15* sind die Ergebnisse der durchgeführten Implant- und TEKKEN-Versuche zusammengefasst. Auf die detaillierte Darstellung der CTS-Versuche (*Tabelle 16*) kann verzichtet werden, da unter den gewählten Bedingungen keine Kaltrisse auftraten. Dies bedeutet, dass selbst bei Wasserstoffgehalten von 1% im Schutzgas, was einer Wasserstoffkonzentration von ca. 5 ml/100g im aufgeschmolzenen Werkstoff entspricht, für die gewählte Blechdicke und die gewählten Schweißparameter (*Abschnitt 3.3*) der CTS-Versuch kaltrissfrei geschweißt werden kann.

Wie den Tabellen zu entnehmen ist, wurden dem Schutzgas verschieden hohe Volumenanteile an Wasserstoff zugesetzt, um die in das Schweißgut eingebrachte Wasserstoffkonzentration in den verschiedenen Gefügebereichen so zu variieren, dass sie den Wasserstoffkonzentrationen der elektrolytisch beladenen Zugproben entsprach. Die nach dem Schweißen nach ISO 3690 ermittelte Wasserstoffkonzentration kann ebenfalls den Ergebnistabellen entnommen werden. Sie kann jedoch allenfalls als Richtwert betrachtet werden, da durch diese Art der Konzentrationsbestimmung nur ein integraler Wert über den aufgeschmolzenen Werkstoffbereich bestimmt wird. Der in die WEZ und den Grundwerkstoff diffundierende Volumenanteil an Wasserstoff wird zwar messtechnisch erfasst, bleibt aber bei der rechnerischen Normierung auf 100 g aufgeschmolzenen Werkstoff unberücksichtigt. Zwar erfolgte die Rissinitiierung und –ausbreitung bei den Implant- und TEKKEN-Proben fast ausschließlich in der grobkörnigen Wärmeeinflusszone, jedoch in unmittelbarer Nähe der Schmelzlinie (*Bild 103, Bild 104*).

In erster Näherung wird daher angenommen, dass während der Zeit bis zum Risseintritt Wasserstoff nur in unwesentlichen Anteilen entwichen ist, und dass die nach ISO 3690 bestimmte versagensrelevante Wasserstoffkonzentration im aufgeschmolzenen Schweißgut gleichermaßen für Schweißgut und WEZ gilt. Die exakte Bestimmung der Wasserstoffkonzentration in den einzelnen Gefügebreichen muss jedoch numerischen Simulationen vorbehalten bleiben [172], da eine experimentelle, nach Gefügebereichen differenzierte Wasserstoffanalyse, nicht möglich ist.

						Wasserstoff-	
					Wasserstoff-	Konzentration im	
Implant-				Implant-	Konzentration im	aufgeschmolzenen	0
Probe	t _{8/5}	t _{3/1}	Standzeit	spannung	Schutgas	Werkstoff	Q
Ø 6 mm	[s]	[s]	[s]	[MPa]	[%]	[ml/100g]	[KJ/mm]
Nr.					-		
A1	4,3	105,5	kein Bruch	552	0	0,9	1,1
A2	4,5	99,0	kein Bruch	621	0	0,9	1,0
A3	4,5	103,4	kein Bruch	690	0	0,9	1,1
A4	4,8	95,6	kein Bruch	725	0	0,9	1,1
A5	4,3	97,5	kein Bruch	759	0	0,9	1,1
A41	4,0	104,6	8536	400	0,5	4,0	1,1
A42	4,4	102,0	Anriss	475	0,5	4,0	1,1
A43	5,0	107,0	2142	552	0,5	4,0	1,1
A36	4,6	102,0	9703	604	0,5	3,6	1,1
A37	4,6	103,6	1637	621	0,5	3,6	1,0
A44	4,5	106,5	1519	621	0,5	4,0	1,1
A38	5,0	100,0	980	690	0,5	3,6	1,1
A45	4,7	102,0	1200	690	0,5	4,0	1,1
A39	4,6	106,4	900	725	0,5	3,6	1,1
A40	4,8	107,2	1143	759	0,5	3,6	1,1
A31	4,7	104,5	kein Bruch	235	1	5,1	1,1
A32	4,8	104,0	2482	276	1	5,1	1,1
A33	4,8	103,5	3458	345	1	5,1	1,1
A34	4,7	101,0	1333	414	1	5,1	1,1
A35	4,8	108,0	1113	483	1	5,1	1,1
A26	4,4	103,0	kein Bruch	235	2	7,8	1,1
A27	5,0	99,0	587	276	2	7,8	1,1
A28	4,5	106,5	9209	345	2	7,8	1,1
A29	4,5	103,5	568	414	2	7,8	1,1
A30	5,0	105,0	1024	483	2	7,8	1,1

Tabelle 14: Ergebnisse der Implant-Tests Werkstoff S690Q/Union NiMoCr



Bild 103: Querschliff Implantprobe A42 mit Rissbildung in der grobkörnigen WEZ, Werkstoff: S690Q/Union NiMoCr

Bild 104: Rissverlauf in der WEZ einer TEKKEN – Probe, Werkstoff: S690Q/Union NiMoCr

Die Implant-Proben (Durchmesser 6 mm, Grundplatte 20 mm), TEKKEN-Proben (Blechdicke 18 mm) und CTS-Proben (Blechdicke 10 mm) wurden ohne Vorwärmung mit dem MAG-Verfahren und den Schweißparametern in *Abschnitt 3.3* geschweißt und unter Aufzeichnung aller relevanten Größen, wie Spannung, Stromstärke, Schweißgeschwindigkeit und Drahtvorschub bis zu 48 Stunden belastet bzw gelagert. Versagten die Proben nicht während der Prüfzeit, erfolgte für die Implant-Proben ein oxidierendes Glühen bei 300°C für ca. 2 Stunden und nachfolgendes Herausziehen der Implant-Probe aus der Einschweißplatte. Eventuell vorhandene Anrisse konnten so aufgrund des Oxidbelages von der Restbruchfläche unterschieden werden. Bezüglich der TEKKEN- und CTS-Proben wurden für diesen Fall die nach ISO 17642 geforderten metallografischen Schliffe angefertigt. Stichprobenartig wurde diese Vorgehensweise auch für die Implant-Proben angewendet.

Mittels dieser metallografischen Untersuchungen wurde festgestellt, dass die Rissinitiierung in den TEKKEN-Versuchen stets an der schärferen der beiden durch den Wurzelspalt entstehenden Kerben im Bereich der grobkörnigen WEZ erfolgte. In Übereinstimmung mit den Implant-Versuchen setzte sich der Riss in den TEKKEN-Versuchen mit dem Stahl S690Q überwiegend parallel zur Schmelzlinie innerhalb der grobkörnigen WEZ fort.

Bei einem Wasserstoffanteil von 0% im Schutzgas versagten weder die Implant- noch die TEKKEN-Proben. Für die Implant-Proben reichte selbst eine Spannung in Höhe von 1,1 × Streckgrenze nicht aus, um einen Riss zu erzeugen. Die sich in den TEKKEN-Proben einstellende mechanische Spannung ist aufgrund der Spezifik dieses Versuches (Selbstbeanspruchung) nicht messbar, es kann aber von Spannungen im Bereich der Streckgrenze ausgegangen werden. Der Einfluss der eingestellten Implantspannung auf die Standzeit der Implant-Proben wird bei einem Wasserstoffanteil von 0,5% im Schutzgas sichtbar. Zwar sind die Ergebnisse von einer für Implant-Versuche typischen hohen Streuung ge-

kennzeichnet, doch ist erwartungsgemäß ein Absinken der Standzeit bei Erhöhung der Implantspannung zu verzeichnen. Die gleiche Aussage kann für Wasserstoffgehalte im Schutzgas von 1% bzw. 2% getroffen werden. Außerdem sinkt bei erhöhten Wasserstoffgehalten die bei gleicher Standzeit ertragbare Implantspannung. Bei den TEKKEN-Proben verursachte die Erhöhung des Wasserstoffanteils im Schutzgas erwartungsgemäß eine Verringerung der Standzeit.

TEKKEN- Probe Dicke 18 mm	Vorwärm- Temperatur [°C]	t _{8/5} [s]	t _{3/1} [s]	Standzeit [s]	Wasserstoff- Konzentration im Schutzgas [%]	Wasserstoff- Konzentration im aufgeschmolzenen Werkstoff [ml/100g]	Q [KJ/mm]
Nr.							
T154	RT	1	1	kein Bruch	0	0,9	1,1
T151	RT	/		2990	0,5	3,9	1,1
T153	RT	1	1	1109	0,5	3,9	1,1
T155	RT	7	89	n.m.	0,5	3,9	1,1
T156	RT	/	/	4266	0,5	3,9	1,1
T157	RT	4	83	1262	1	5,2	1,0
T158	RT	/	1	1229	1	5,2	1,1
							<u> </u>
T152	RT	1	1	520	2	7,8	1,0

Tabelle 15: Ergebnisse TEKKEN-Tests Werkstoff S690Q/Union NiMoCr

Tabelle 16: Ergebnisse CTS-Tests Werkstoff S690Q/Union NiMoCr

						Wasserstoff-	
					Wasserstoff-	Konzentration im	
CTS-	Vorwärm-				Konzentration im	aufgeschmolzenen	
Proben	Temperatur	t _{8/5}	t _{3/1}	Standzeit	Schutzgas	Werkstoff	Q
Dicke 10 mm	[°C]	[s]	[s]	[s]	[%]	[ml/100g]	[KJ/mm]
Nr.							
100 - 109	RT	1	1	keine Risse	0% - 1%	1 - 5	1,0 - 1,1

4.2.2 S1100QL/Union X96

Die Ergebnisse für die Kaltrisstests nach ISO 17642 mit der Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S1100QL/Union X96 sind in *Tabelle 17* bis *Tabelle 19* zusammengefasst. Die Probenmaße und Schweißparameter (*Abschnitt 3.3*) entsprachen denen für den Stahl S690Q. Wiederum traten an den CTS-Proben keine Kaltrisse auf. Dem Schutzgas wurden wiederum verschieden hohe Volumenanteile an Wasserstoff (0,5% bis 1%) zugesetzt, um die in das Schweißgut eingebrachte Wasserstoffkonzentration in den verschiedenen Gefügebereichen zu variieren.

Die nach dem Schweißen nach ISO 3690 ermittelte Wasserstoffkonzentration kann aus den in Abschnitt 4.2.1 beschriebenen Gründen wiederum nur als Richtwert betrachtet werden.

Aufgrund seiner niedrigeren Festigkeit erfolgte die Rissinitiierung und -ausbreitung sowie bei den Implantals auch bei den TEKKEN-Proben der Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S1100QL/Union X96 im Unterschied zu S690Q/NiMoCr im Schweißgut (Bild 105, Bild 106). Insofern stimmt die nach ISO 3690 bestimmte Wasserstoffkonzentration mit der tatsächlichen Wasserstoffkonzentration im Bereich der Rissbilduna besser überein als für die Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S690Q/NiMoCr, da der Bereich der Rissbildung und der aufgeschmolzene Werkstoffbereich identisch sind.



Bild 105: Bruchfläche Implantprobe B28, Bild 106: Rissverlauf im Schweißgut einer Werkstoff: S1100QL/Union X96

TEKKEN - Probe, Werkstoff: S1100QL/Union X96

Im Gegensatz zur Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S690Q/NiMoCr versagten die Implant-Proben der Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S1100QL/Union X96 auch bei wasserstofffreien Schutzgasen, und zwar ab einer Implantspannung von ca. 0,5 × Streckgrenze des Zusatzwerkstoffes. Mit Erhöhung der Implantspannung erniedrigt sich die Standzeit auf lediglich 267 s bei einer Implantspannung von ca. 1,3 × Streckgrenze des Zusatzwerkstoffes. Bei einem Wasserstoffanteil von 0,5 % im Schutzgas traten bei gleicher Spannungsabstufung Anrisse, deren Initiierung durch Auswertung des Kraftsignals nicht eindeutig bestimmbar war, schon bei einer Implantspannung von 330 MPa auf. Die Standzeit verringerte sich auf durchnittlich 100 s für eine Implantspannung von lediglich 770 MPa, was ca. 0,8 × Streckgrenze des Zusatzwerkstoffes entspricht. Diese Ergebnisse zeigen einmal mehr die erhöhte Empfindlichkeit der untersuchten Werkstoffe gegen wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung bei Erhöhung der Festigkeitsklasse.

						Wasserstoff-	
					Wasserstoff-	Konzentration im	
Implant-				Implant-	Konzentration im	aufgeschmolzenen	
Probe	t _{8/5}	t _{3/1}	Standzeit	spannung	Schutgas	Werkstoff	Q
Ø6mm	[s]	[s]	[S]	[MPa]	[%]	[ml/100g]	[KJ/mm]
Nr.							
D.07							
B27	4,2	101,2	kein Bruch	330	0	0,7	1,1
B28	4,2	97,2	Anriss	440	0	0,7	1,1
B29	4,7	96,1	16851	550	0	0,7	1,1
B30	4,5	109,2	5617	660	0	0,7	1,1
B31	4,2	105,5	3267	770	0	0,7	1,1
B22	4,3	93,9	924	880	0	0,7	1,0
B23	4,3	93,0	912	990	0	0,7	1,1
B24	4,2	91,0	672	1100	0	0,7	1,1
B25	4,4	91,1	481	1155	0	0,7	1,1
B26	4,2	96,4	267	1210	0	0,7	1,1
B32	4,2	98,5	Anriss	330	0,5	4,1	1,0
B37	4,2	109,5	Anriss	330	0,5	3,6	1,0
B33	4,3	99,5	1110	440	0,5	4,1	1,0
B38	4,1	104,0	1029	440	0,5	3,6	1,0
B34	4,1	109,5	566	550	0,5	4,1	1,0
B39	4,2	103,0	421	550	0,5	3,6	1,0
B35	4,2	102,0	210	660	0,5	4,1	1,0
B40	4,1	102,0	463	660	0,5	3,6	1,1
B36	4,1	99,5	118	770	0,5	4,1	1,0
B41	4,0	104,5	84	770	0,5	3,6	1,1

Tabelle 17: Ergebnisse der Implant-Tests Werkstoff S1100QL/Union X96

Die TEKKEN-Versuche ergaben Rissfreiheit für wasserstofffreies Schutzgas und Risseintritt für einen Wasserstoffanteil von 0,5% im Schutzgas. Dabei trat der Riss bereits nach 1063 s ein. Im Unterschied zum Stahl S690Q wurden auch einige TEKKEN-Versuche unter Vorwärmung bei einer Temperatur von 80 °C durchgeführt. Der Tabelle 18 ist zu entnehmen, dass mit einer solchen Vorwärmung erreicht werden kann, dass bei einer Wasserstoffkonvon 0.5% Schutzgas. keine Kaltrissbildung zentration im auftritt. Die Wasserstoffkonzentration von 0,5% im Schutzgas entspricht für diesen Stahl der äußerst kritischen Wasserstoffkonzentration von ca. 4ml/100g aufgeschmolzenem Werkstoff und zieht bei Verzicht auf eine Vorwärmung unweigerlich Rissbildung nach sich. Für eine kaltrissfreie Schweißung nach Erhöhung des Wasserstoffanteils im Schutzgas auf 1% reichte eine Vorwärmtemperatur von 80°C jedoch nicht mehr aus. Auf die eingehende Ermittlung von Vorwärmtemperaturen zur Vermeidung einer Kaltrissbildung bei höheren

Wasserstoffkonzentrationen im Schweißgut und die Klärung der Frage, ob gegebenenfalls Nachwärmungen erforderlich sind, wurde im Rahmen dieser Arbeit jedoch verzichtet. Prinzipiell lässt sich jedoch ableiten, dass eine Vorwärmung und die damit verbundene Möglichkeit einer ausgeprägteren Wasserstoffeffusion auch für den hochfesten Feinkornstahl S1100QL am oberen Ende der Festigkeitsskala kaltrissfreie Schweißverbindungen ermöglichen.

TEKKEN- Probe	Vorwärm- Temperatur	t _{8/5}	t _{3/1}	Standzeit	Wasserstoff- Konzentration im Schutzgas	Wasserstoff- Konzentration im aufgeschmolzenen Werkstoff	Q
Dicke 18 mm	[°C]	[s]	[s]	[s]	[%]	[ml/100g]	[KJ/mm]
Nr.							
T551	RT	1	1	kein Bruch	0	1,2	1,1
T552	RT	/	1	1063	0,5	3,6	1,0
T553	80	1	/	kein Bruch	0	0,9	1,1
T554	80	1	/	kein Bruch	0,5	4,2	1,0
T555	80	1	/	kein Bruch	0,5	4,2	1,0
T556	80	1	1	257	1	6,0	1,0

Tabelle 18: Ergebnisse TEKKEN-Tests Werkstoff S1100QL/Union X96

Tabelle	19 [.] Fraehniss	e CTS-Tests	Werkstoff	S1100OL/Unior	1 X96
rabelie	19. LIYCOIII33		WCIRSION V		17/30

CTS-	Vorwärm-				Wasserstoff- Konzentration im	Wasserstoff- Konzentration im aufgeschmolzenen	
Proben	Temperatur	t _{8/5}	t _{3/1}	Standzeit	Schutgas	Werkstoff	Q
Dicke 10 mm	[°C]	[s]	[s]	[s]	[%]	[ml/100g]	[KJ/mm]
Nr.							
501 - 517	RT	1	1	keine Risse	0% - 1%	1 - 5	1,0 - 1,1

4.2.3 Vergleich und Bewertung der Ergebnisse der durchgeführten Kaltrisstests nach ISO 17642 mit den Ergebnissen der Zugversuche

Wesentlich zur Identifikation eines geeigneten Parameters zur Beschreibung der Empfindlichkeit eines bestimmten Gefüges gegen wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung ist ein Vergleich der Ergebnisse aus den Zugversuchen mit denen der durchgeführten Kaltrisstests. Hierbei repräsentieren die Ergebnisse der Zugversuche entsprechende Referenzwerte, weil zumindest an den glatten Proben der direkte Zusammenhang zwischen der in einem bestimmten Gefüge vorliegenden Wasserstoffkonzentration und der ertragbaren mechanischen Beanspruchung hergestellt wird. Die Vergleichbarkeit zwischen den verschiedenen Gefügen muss hierbei sichergestellt sein. In den durchgeführten Arbeiten wurde dies durch identische $\Delta t_{8.5^-}$ und $\Delta t_{3.1}$ -Zeiten sowohl bei den Kaltriss-Versuchen als auch bei der Herstellung der Zugproben mit schweißsimulierten Gefügen der WEZ (*Bild 42*) und mit Schweißgutgefügen sichergestellt.

Weiterhin können für die primäre Vergleichbarkeit zwischen den Zugversuchen und den Kaltrisstests fraktografische Untersuchungen herangezogen werden. Mittels begleitender REM-Untersuchungen wurde festgestellt, dass sich mit zunehmender Wasserstoffkonzentration das Bruchbild in den Zugversuchen in vergleichbarer Weise auch in den Kaltrisstests veränderte. Prinzipiell konnte mit zunehmender Wasserstoffkonzentration ein Übergang vom duktilen Wabenbruch in einen transkristallinen Quasi-Spaltbruch beobachtet werden. Dabei entsprachen die Wasserstoffkonzentrationen, bei denen qualitativ ein Quasi-Spaltbruch in den Kaltrisstests nachgewiesen werden konnte, grundsätzlich denen, bei denen diese Bruchform auch in den Zugversuchen auftrat. Exemplarisch sind hierzu einige REM-Aufnahmen (*Bild 107* bis *Bild 110*) zusammengestellt worden.



Bild 107: "Fischauge" auf der Bruchfläche einer Implant-Probe, Werkstoff: S690Q

Bild 108: "Fischauge" auf der Bruchfläche einer wasserstoffbeladenen Zugprobe, Werkstoff: S690Q



Bild 109: Quasispaltbruchfläche einer wasserstoffbeladenen Zugprobe (S690Q)

Bild 110: Quasispaltbruchfläche einer gebrochenen TEKKEN-Probe (S690Q)

Grundsätzlich ist eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse aus Zugversuchen und Kaltrisstests auf der Basis technologischer Festigkeitskennwerte, wie zum Beispiel Zugfestigkeit und 0,2% Dehngrenze, kaum zu erreichen. Hierzu müsste die während der Abkühlung auftretende Spannung in den vorliegenden Kaltrisstests numerisch berechnet werden. Ein Vergleich mit den technologischen Festigkeitskennwerten aus den Zugversuchen bereitet aber schon deshalb Schwierigkeiten, weil einer solchen nicht-linearen numerischen Berechnung in aller Regel auch die wahren Spannungs-Dehnungs-Diagramme zugrunde liegen müssten [173].

Aus diesen Gründen ist ein Vergleich zwischen den Zugversuchen und den Kaltrisstests auf der Basis von Festigkeitskennwerten nur anhand entsprechend gekerbter Proben möglich. Die Korrelation zwischen den Kerbzugproben und den Kaltrisstests wurde bereits in *Abschnitt 4.1.2* beschrieben. Die Vergleichbarkeit der entsprechenden Spannungswerte zwischen den Zugproben und den Implant-Proben war verhältnismäßig einfach anhand des jeweils dokumentierten Kraftverlaufes zu realisieren. Die Bestimmung der Spannungswerte ist aber an TEKKEN-Proben nicht ohne numerische Simulationen möglich, weil ihr Wert in Abhängigkeit von Nahtgeometrie, Ort und Schweißparametern variiert. Unter der Berücksichtigung der Tatsache, dass ab einer bestimmten Wasserstoffkonzentration die Zugfestigkeit auf das Niveau der Streckgrenze in allen untersuchten Schweißnahtgefügen abfällt, ist es jedoch für eine Abschätzung der Rissbildung zulässig, als minimalen Wert für die ertragbare mechanische Spannung die Streckgrenze des jeweils versagenden Gefüges anzunehmen.



Bild 111: Ertragbare Spannung abhängig von der Wasserstoffkonzentration für die grobkörnige WEZ des Stahles S 690Q

Für den Vergleich zwischen den Kerbzugversuchen und den Kaltrisstests sind nun in den Diagrammen von *Bild 111* und *Bild 112* die ertragbaren Spannungen der Gefüge, in denen primär die Kaltrissbildung auftrat (grobkörnige WEZ des Stahles S690Q und Schweißgut des Stahles S1100QL), über der Wasserstoffkonzentration dargestellt.

In *Bild 111* ergibt sich für die kritische Implant-Spannung, also der Spannung, bei der die Implant-Proben bei der entsprechenden Wasserstoffkonzentration versagten (*Tabelle 14*), für den Werkstoff S690Q eine lineare Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration im aufgeschmolzenen Schweißgut. Die für die TEKKEN-Versuche zugrundegelegten Werte, ab denen eine Rissbildung auftritt, liegen etwa in demselben Bereich.

Die kritische Implant-Spannung fällt zunächst linear bis auf ca. 250 MPa ab. Ab diesem Grenzwert ist die kritische Implantspannung unabhängig vom Wasserstoffgehalt. Die Ausgleichsgerade der Ergebnisse der Kerbzugversuche an Proben mit dem entsprechendem wasserstoffbeladenem Gefüge (schweißsimulierte grobkörnige WEZ, S690Q) und vergleichbarem geometrischem Kerb (Radius=0,1 mm, Tiefe=0,25 mm) weist die gleiche Steigung auf wie die Ausgleichsgerade der kritischen Implant-Spannung. Dies bedeutet jedoch nur, dass der wasserstoffabhängige Festigkeitsabfall der grobkörnigen WEZ im Implant-Versuch in etwa dem des schweißsimulierten Gefüges in den Zugversuchen entspricht.



Bild 112: Ertragbare Spannung abhängig von der Wasserstoffkonzentration für das Schweißgut des Stahles S 1100 QL

Aus dem Diagramm in *Bild 111* ist zu erkennen, dass die Ausgleichsgerade für die wasserstoffabhängige Änderung der Kerbzugfestigkeit um etwa 600 MPa parallel bei höheren Werten verläuft. Daran zeigt sich offensichtlich, dass die Kerbzugfestigkeit bei gleicher Kerbgeometrie und für ein vergleichbares schweißsimuliertes Gefüge kein geeigneter Parameter ist, um die Kerbzugversuche mit den Kaltrisstests zu vergleichen.

Für das Schweißgut der Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S1100QL/Union X96 konnte kein Gradient der Implant-Spannung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration (*Bild 112*) festgestellt werden. Die ohne Vorwärmung durchgeführten Implant-Versuche ergaben, dass eine Kaltrissvermeidung unabhängig von der Wasserstoffkonzentration im aufgeschmolzenen Zusatzwerkstoff erst ab einer sehr niedrigen Implantspannung von lediglich 330 – 440 MPa (30-40% der 0,2%-Dehngrenze des Grundwerkstoffes) möglich ist. Auch die TEKKEN-Versuche ließen sich ohne Vorwärmung praktisch nicht kaltrissfrei schweißen. Die Kerbzugfestigkeit des Schweißgutes wies hingegen einen Gradienten mit zunehmender Wasserstoffkonzentration auf (siehe auch *Bild 98*).

Es lässt sich also festhalten, dass sich die Kerbzugfestigkeit nicht als mechanischer Parameter eignet, um in Abhängigkeit der vorliegenden Wasserstoffkonzentration die Resistenz eines bestimmten Gefüges gegen wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung quantitativ zu beschreiben. Mit der Ermittlung wasserstoffabhängiger Festigkeitswerte gekerbter Zugproben mit schweißsimulierten Gefügen lässt sich allenfalls eine qualitative Aussage bezüglich der Beschreibung der Kaltrissneigung der untersuchten Schweißnahtgefüge hochfester Feinkronbaustähle erreichen.

Da in den technologischen Kaltriss-Prüfverfahren Risse in den Gefügen auftraten, für die in den Zugversuchen das unter Wasserstoffeinfluss geringste Dehnungsvermögen bei gleichzeitig geringer Sättigungskonzentration nachgewiesen wurde (*Bild* 75 für S690Q, *Bild* 86 für S1100QL), gibt dies einen weiteren Hinweis darauf, dass Dehnungswerte geeignetere Parameter zur quantitativen Beschreibung der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung in Schweißnähten hochfester Feinkornbaustähle repräsentieren.

Um die Aussagekraft der wahren Bruchdehnung in dieser Hinsicht zu überprüfen, wurden die experimentell mittels glatter Zugproben ermittelten kritischen Werte der wahren Bruchdehnung für den Stahl S690Q (*Tabelle 12*) denen aus numerischen Berechnungen gegenübergestellt. Untersucht wurde, ob die numerisch bestimmten Dehnungswerte im Wurzelspalt von TEKKEN-Proben [173] für den Fall einer Kaltrissbildung die an Zugproben bei derselben Wasserstoffkonzentration ermittelten kritischen Dehnungskennwerte übertreffen.

Anhand dieses Vergleiches der in *Tabelle 20* zusammengefassten Dehnungswerte wird zunächst deutlich, dass die für die TEKKEN-Versuche an der risskritischen Stelle an der Wurzelkerbe zwischen Schweißgut und Grundwerkstoff numerisch berechnete lokale Dehnung in Nahtquerrichtung $\varepsilon_{loc} = 0,09$ [173] die kritische Dehnung in keinem der vier verschiedenen Gefüge erreicht, wenn eine vergleichsweise niedrige lokale Wasserstoffkonzentration von 0,9 Nml/100g vorliegt. Auch die entsprechende TEKKEN-Probe T154 versagte nicht. Bei höheren Wasserstoffkonzentrationen (3,9, 5,2 und 7,8 Nml/100g) trat in den TEKKEN-Versuchen eine Rissbildung auf und zwar in der Wärmeeinflusszone (*Bild 104*). Aus der *Tabelle 20* ist ersichtlich, dass für diese Wasserstoffkonzentrationen die berechnete lokale Dehnung die kritische wahre Bruchdehnung überschreitet und zwar ausschließlich in den Gefügebreichen der WEZ, in denen die Rissbildung auch auftrat.

	ε _{krit}				ε _{loc} =0,09	Riss (TEKKEN-Probe)
					ϵ_{loc} > ϵ_{krit} ?	
Wasserstoffkonzentration	Schweißgut	GWEZ	FWEZ	Grundwerkstoff		
0,9 Nml/100g	0,40	0,24	0,16	0,89	nein	nein (T154)
3,9 Nml/100g	0,12	0,07	0,06	0,47	ja	ja (T151, T153)
5,2 Nml/100g	0,10	0,05	0,06	0,40	ja	ja (T157, T158)
7,8 Nml/100g	0,09	0,03	0,06	0,33	ja	ja (T152)

Tabelle 20: Vergleich wasserstoffabhängiger kritischer Dehnungswerte mit der berechneten lokalen Dehnung

Diese Ergebnisse zeigen, dass sich die in den TEKKEN-Versuchen mit dem Stahl S690Q auftretenden Kaltrisse anhand eines Vergleiches der lokalen Dehnung mit der kritischen wasserstoffabhängigen wahren Bruchdehnung, die mittels wasserstoffbeladener Zugproben ermittelt wurde, nachweisen lassen. Die Eignung der wahren Bruchdehnung als Parameter zur quantitativen Erfassung der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung kann damit zumindest als teilweise verifiziert angesehen werden. Da sich die wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration bereits in ähnlicher Weise als geeigneter Parameter herausgestellt hat, um die wasserstoffunterstützte Spannungsrisskorrosion beispielsweise von supermartensitischen Stählen quantitativ zu erfassen und auch numerisch zu simulieren [174], ist davon auszugehen, dass sich die hier beschriebene Vorgehensweise auch auf Feinkornbaustähle anderer Festigkeitsklassen sowie auf andere Kaltrisstests bis hin zu realen geschweißten Konstruktionen übertragen lässt. Aus diesem Grund wurden weitere Kaltrissversuche mit der Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S1100QL/Union X96 durchgeführt und deren Ergebnisse mit numerischen Simulationen verglichen.

4.2.4 IRC-Versuche

Als geeigneter Kaltrisstest wurde der in *Abschnitt 2.3.2.3* beschriebene IRC-Test ausgewählt, da er die Möglichkeit bietet, die sich während und nach dem Schweißen aufbauenden Reaktionskräfte, -momente und -spannungen zu messen bzw. zu berechnen. In Verbindung mit der Aufnahme von Temperaturfeldern und der Applizierung von geeigneten Dehnmessstreifen ergibt sich die Möglichkeit, die Ergebnisse der numerischen Berechnungen anhand der im Experiment gemessenen Größen zu überprüfen. Gegebenenfalls kann dann über die vielfältigen Möglichkeiten der modernen FEM-Software eine Kalibrierung der numerischen Modelle erfolgen.

Tabelle 21 fasst die Ergebnisse der durchgeführten IRC-Versuche zusammen. Es wird deutlich, dass der IRC-Versuch, der ohne Vorwärmung mit der kürzesten möglichen Einspannlänge von 110 mm und damit unter der höchstmöglichen Einspannung geschweißt wurde, im Vergleich zum TEKKEN-Versuch bei annähernd gleicher Blechdicke eine geringere Prüfschärfe besitzt. Kaltrisse traten erst bei einem Wasserstoffgehalt im Schutzgas von 0,5% auf, während sich der TEKKEN-Test mit dem Stahl S1100QL selbst bei wasserstofffreiem Schutzgas nicht kaltrissfrei schweißen ließ. Mit einer Erhöhung des Wasserstoffgehaltes im Schutzgas auf 1% nahm die Standzeit rapide ab, wobei die Probe 652 mit einer Standzeit von 25300 s als Ausreißer zu werten ist.

IRC- Probe Dicke 20 mm	Vorwärm- Temperatur [°C]	t _{8/5} [s]	t _{3/1} [s]	maximale Reaktionskraft [MPa]	Standzeit [s]	Wasserstoff- Konzentration im Schutzgas [%]	Wasserstoff- Konzentration im aufgeschmolzenen Werkstoff [ml/100g]	Q [KJ/mm]
Nr.								
Vorversuch	RT	5,9	130	/	kein Riss	0,0	0,9	0,90
654	RT	/	/	104	kein Riss	0,1	1,7	0,90
655	RT	/	/	104	kein Riss	0,2	1,9	0,91
653	RT	/	/	83	32000	0,5	3,8	0,86
656	RT	/	/	102	kein Riss	0,5	3,8	0,90
651	RT	/	/	88	2900	1,0	5,3	0,85
652	RT	/	/	106	25300	1,0	5,3	0,88
657	RT	/	/	93	2185	1,0	5,3	0,86

Tabelle 21: Ergebnisse IRC-Versuche Werkstoff S1100QL/Union X96

Die Standzeit wurde durch die Auswertung des Kraftsignals bestimmt, indem sie mit der Zeit für den durch das Risswachstum verursachten signifikanten Kraftabfall gleichgesetzt wurde. *Bild 113* verdeutlicht diese Vorgehensweise, die auch bei der Bestimmung der Standzeit für die Implant-Proben verwendet wurde.





Gleichzeitig wird anhand der Abbildung die Streuung der Versuchsergebnisse deutlich, die trotz Einhaltung identischer Schweißparameter auftrat. Grund dafür kann z.B. die minimal unterschiedliche Ausrichtung der IRC-Proben im IRC-Rahmen sein, die zu einer Veränderung der geometrischen Einflussfaktoren und damit zu unterschiedlich hohen Reaktionskräften führt. Dies gilt natürlich auch für die autretenden Reaktionsmomente und Dehnungen.

4.2.5 Temperaturfeld- und Strukturberechnungen an IRC- Proben mittels numerischer Simulation

Wie im Abschnitt 3.5 beschrieben, erfolgte als erster Teil die numerische Berechnung des sich beim Schweißen einer IRC-Probe ergebenden Temperaturfeldes. Dazu wurden neben dem sämtliche geometrische und materialspezifische Daten enthaltenden Modell (Bild 65) mit Hilfe der zur Verfügung stehenden Funktionen der FE-Software alle erforderlichen Randbedingungen definiert. Das der realen Schweißgeschwindigkeit entsprechende Fortschreiten der Wärmequelle und das Einbringen des Zusatzwerkstoffes wurde durch die Definition eines sich bewegenden Koordinatensystems in Verbindung mit einer zeitabhängigen Wiederbelebung (Abschnitt 3.5.1) der zuvor "gelöschten" Elemente in der Schweißnaht realisiert. Da die Ergebnisse der Temperaturfeldberechnung die Grundlage für die nachfolgende Strukturberechnung sind, muss sichergestellt werden, dass sie denen einer realen Temperaturfeldmessung entsprechen. Aus diesem Grund wurden Thermoelemente so auf IRC-Proben appliziert, dass sie sich genau an entsprechenden Knoten des Modells befanden. Damit war die Vergleichbarkeit von Messung und Simulation gewährleistet. Um eine möglichst gute Übereinstimmung der Ergebnisse zu erzielen, wurden insbesonders die Vernetzung und damit die Elementgröße sowie deren Verteilung variiert. Bild 114 zeigt am Beispiel der Thermoelemente 2 und 4 die durch diese Maßnahme zufriedenstellende Übereinstimmung von Simulation und Messung.



Bild 114: Vergleich der gemessenen und der berechneten Temperatur an einer IRC-Probe, Werkstoff: S1100QL/Union X96

Nach dem Abgleich der thermalen Analyse wurden deren Ergebnisse als Grundlage für die Strukturanalyse verwendet. Nach deren Auswertung wurde die mit Hilfe des im IRC-Rahmen integrierten Messsystems bestimmte Reaktionskraft mit der numerisch berechneten Reaktionskraft verglichen. In *Bild 115* ist das Ergebnis der berechneten Reaktionskraft Fy in Nahtquerrichtung den real gemessenen Reaktionskräften gegenübergestellt.





Dabei wurde, entsprechend den jeweils zugrunde gelegten Messwerten, eine Abweichung von 15 – 30 % festgestellt. Generell lag die berechnete Reaktionskraft höher als diejenige, die in den IRC-Versuchen bestimmt wurde. Die bei der Berechnung berücksichtigte Steifigkeit des verwendeten IRC-Rahmens wurde von Neuhaus [129] sowohl experimentell als auch numerisch bestimmt. Der sich daraus ergebende Einspanngrad betrug 22,77 kN/mm·mm.

Um einen Vergleich von Dehnungswerten vornehmen zu können, wurden die IRC-Proben auf der Unterseite mit Dehnmessstreifen (DMS) im kürzest möglichen Abstand zur Schweißnaht versehen (*Bild 47*). Aufgrund der eingeschränkten Temperaturbeständigkeit der DMS betrug der Abstand 20 mm. Im Diagramm in *Bild 116* ist am Beispiel der IRC-Probe 657 der Vergleich zwischen gemessener und berechneter elastischer Dehnung in Nahtquerrichtung dargestellt. Zwar steigt der Wert für die berechnete Dehnung steiler an als für die gemessene, jedoch beträgt die Abweichung des sich nach dem Abkühlen einstellenden Endwertes lediglich 4%. Durch die in den Diagrammen *Bild 114* bis *Bild 116* dargestellten guten Übereinstimmungen der berechneten und gemessenen Werte kann das verwendete numerische Modell als ausreichend verifiziert angesehen werden. Auf dieser Grundlage ergibt sich die Möglichkeit, weiterführende Parameterstudien durchzuführen, wie z.B. die Variation der Schweißparameter oder der Geometrie bzw. der Steifigkeit der Probe oder der umgebenden Konstruktion. Andererseits können den Ergebnissen der numerischen Berechnungen auch Werte entnommen werden, die durch eine Messung nicht
verifiziert werden können, da der thermischen Belastbarkeit der dazu notwendigen Sensoren Grenzen gesetzt sind. In Hinblick auf die Ermittlung risskritischer Dehnungswerte an IRC-Proben bedeutet dies, den rissgefährdeten Bereich zu lokalisieren und die durch die numerische Berechnung bereitgestellten Daten für diesen Bereich auszuwerten.



Bild 116: Vergleich der gemessenen und berechneten Dehnung an einer IRC-Probe im Abstand von 19 mm zum Wurzelspalt, Werkstoff: S1100QL/Union X96

Im folgenden Abschnitt werden die diesbezügliche Vorgehensweise und die Ergebnisse zusammengefasst.

4.2.6 Kaltrissabschätzung geschweißter Komponenten mittels Time-Strain-Fracture (TSF) Diagrammen

Die Grundidee eines TSF-Diagramms [175] besteht darin, die durch ein Bauteil oder eine Probe akkumulierte Dehnung bis hin zur Bruchdehnung über der Zeit aufzutragen. Durch einen Versuchsaufbau, der variable Dehnraten in Verbindung mit einer elektrolytischen Wasserstoffbeladung der Probe ermöglicht, können dann beispielsweise Schadenskurven abgeleitet werden, welche die Degradation des Werkstoffes in Abhängigkeit von der ertragenen Dehnung und einer über die Zeit im Werkstoff eingestellten Wasserstoffkonzentration widerspiegeln. Die Ergebnisse in [175] zeigen, dass durch niedrige Dehnraten die ertragbare Dehnung abnimmt, da sich über der Zeit eine den Werkstoff schädigende hohe Wasserstoffkonzentration in der Probe einstellt. Höhere Dehnraten hingegen führen zu höheren ertragbaren Dehnungen, da die sich im Werkstoff einstellende Wasserstoffkonzentration zeitabhängig ist und somit eine geringere Degradation der mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes vorliegt. Es lässt sich somit eine kritische Dehnrate ermitteln, bei deren Unterschreiten für eine bestimmte Kombination aus Werkstoff und Umgebungsbedingungen die Duktilität des Werkstoffes versagensrelevant abnimmt. Diese Vorgehensweise, die sich für die Untersuchung der Bedingungen bei der Spannungsrisskorrosion anbietet, wurde im Rahmen dieser Arbeit erstmals in ähnlicher Weise für die Bedingungen der Kaltrissbildung anhand von IRC-Versuchen angewendet. Im Gegensatz zu den Versuchsbedingungen in [175] (slow-strain-rate Tests bei gleichzeitiger elektrolytischer Wasserstoffbeladung) tritt jedoch beim Schweißen zumindest im Schweißgut eine sofortige Wasserstoffaufnahme mit der damit verbundenen Degradation der mechanischen Eigenschaften auf. Außerdem kann die Dehnrate nur über die Abkühlgeschwindigkeit beeinflusst werden. Bei den durchgeführten IRC-Versuchen wurde lediglich der Einspanngrad durch Veränderung der Einspannlänge und damit die Höhe der auftretenden lokalen und globalen Spannungen und –dehnungen variiert. Durch den Vergleich experimentell bestimmter wasserstoff- und gefügeabhängiger kritischer Dehnungswerte mit an risskritischen Stellen numerisch bestimmten lokalen Dehnungen lässt sich auf diese Weise das Kaltrissrisiko einer geschweißen IRC-Probe abschätzen.

Die Vorraussetzungen, um eine Abschätzung der Kaltrissgefährdung auf der Grundlage kritischer Dehnungswerte vornehmen zu können, wurden einerseits durch die im experimentellen Teil dieser Arbeit an Zugproben bestimmten wasserstoff- und gefügeabhängigen Werte für die wahre Bruchdehnung und andererseits durch die Modellierung des IRC-Tests geschaffen. Durch die Gegenüberstellung berechneter und gemessener Temperatur-, Kraftund Dehnungswerte anhand von IRC-Versuchen mit der Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination S1100QL/Union X96 wurde sichergestellt, dass Experiment und Simulation vergleichbare Ergebnisse liefern.



Bild 117: durch Kaltrissversuche festgestellter risskritischer Bereich der IRC-Proben

Bei der Durchführung der IRC-Versuche, sowie auch der Implant- und TEKKEN-Versuche mit dieser Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination wurde festgestellt, dass die wasserstoffunterstützte Rissbildung stets im Schweißgut aufgrund der werkstoffbedingten geringeren Festigkeit erfolgte. Da an der Nahtunterseite Druckspannungen und an der Nahtoberseite Zugspannungen vorherrschen, wurde als rissgefährdeter Bereich der IRC-Proben die Nahtoberseite identifiziert. Da die sich den globalen Reaktionsspannungen überlagernden lokalen schrumpfbedingten Eigenspannungen in Nahtquer- und Nahtlängsrichtung ihr Maximum in der Mitte der Schweißnaht erreichen, wurden die entsprechenden Knoten in *Bild 117* auf der Nahtoberfläche für die Gegenüberstellung experimenteller und berechneter Dehnungswerte ausgewählt. Der auf der Nahtunterseite bezeichnete Knoten Nr. 12370 markiert den Ort der Vergleichsmessung mittels Dehnmessstreifen.

Unter Verwendung des time-history-postprocessors wurden für den Fall der bei den IRC-Versuchen verwendeten Einspannlänge von 110 mm die zeitabhängigen Dehnungswerte für die entsprechenden Knoten ausgelesen und in das Diagramm in Bild 118 eingetragen. Um einen Vergleich mit den an glatten Zugproben gewonnenen Werten für die wahre kritische Bruchdehnung zu ermöglichen, wurden hierfür die Werte für die Vergleichsdehnung nach v. Mises genutzt. Diese Vorgehensweise wurde deshalb gewählt, weil bei der Bestimmung der wahren Bruchdehnung nach Gleichung (29) auch sämtliche Dehnungsanteile in die Querschnittsänderung der Zugproben eingehen. Trägt man nun die experimentell bestimmten bzw. nach Gleichung (45) berechneten wasserstoffabhängigen kritischen Werte für die wahre Bruchdehnung des Schweißgutes gegen die für das rissgefährdete Schweißgut berechneten Werte auf, wird deutlich, dass für eine Einspannlänge von 110 mm der kritische Dehnungswert ab einem Wasserstoffgehalt von 5ml/100g von den im rissgefährdeten Bereich befindlichen Knoten überschritten wird. Diese Wasserstoffkonzentration wird im Schweißgut bei einem Wasserstoffgehalt von 1% im Schutzgas erreicht. Der Knoten 12370 liegt außerhalb des rissgefährdeten Bereiches und erfährt in Übereinstimmung mit den Experimenten eine nur äußerst geringe Dehnung im elastischen Bereich. Unter Beachtung der Ergebnisse der IRC-Versuche in Tabelle 21 kann die numerische Berechnung für diesen Fall als ausreichend verifiziert angesehen werden, denn bei allen Proben (651, 652, 657) mit diesem Wasserstoffgehalt im Schweißgut trat Rissbildung auf.

Da die für die numerischen Berechnungen generierten Modelle weitgehend parametrisiert erstellt wurden, konnten unter geringem Zeitaufwand weitere Berechnungen mit veränderten Randbedingungen durchgeführt werden. Beispielhaft dafür wurden die berechneten Dehnungswerte einer IRC-Probe mit einer Einspannlänge von 300 mm in das Diagramm in *Bild 119* eingetragen. Durch Verlängerung der Einspannung von 110 mm auf 300 mm verringert sich nach Gleichung (12) der Gesamteinspanngrad durch den verringerten Blechkonfigurationsanteil. Die Folge ist eine insgesamt verringerte Belastung der geschweißten Probe, da ein geringerer Einspanngrad natürlich auch eine geringere Schrumpfbehinderung bedeutet. Dem *Bild 119* ist zu entnehmen, dass die Dehnungswerte der entsprechenden Knoten im Gegensatz zur kürzeren Einspannlänge geringer ausfallen und erst ab einem Wasserstoffgehalt zwischen 6 und 7ml/100g den kritischen Dehnungswert überschreiten.



Bild 118: numerisch bestimmte Vergleichsdehnung nach v.Mises im risskritischen Bereich einer IRC-Probe, Werkstoff: S1100QL/Union X96, Einspannlänge 110 mm



Bild 119: numerisch bestimmte Vergleichsdehnung nach v.Mises im risskritischen Bereich einer IRC-Probe, Werkstoff: S1100QL/Union X96, Einspannlänge 300 mm

Dies bedeutet, dass für den vorliegenden Fall einer "weicheren Konstruktion" bei gleichem Wasserstoffgehalt keine Kaltrissgefahr vorliegt. Eine experimentelle Verifizierung mit entsprechend konfigurierten IRC-Versuchen muss aber zukünftigen Forschungsarbeiten

vorbehalten bleiben. Es konnte jedoch zumindest ansatzweise gezeigt werden, dass eine Abschätzung des Kaltrissrisikos auf Grundlage experimentell bestimmter Dehnungskennwerte in Verbindung mit entsprechenden numerischen Simulationen möglich ist. Diese Vorgehensweise kann zukünftig dazu beitragen, die Sicherheit geschweißter Bauteile und Konstruktionen gegen wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung zu erhöhen. Insbesondere ist diese Abschätzung anzuraten, wenn aufgrund der Komplexität eines Bauteils oder einer Konstruktion die Anwendung der in ihrer Geometrie sehr einfachen Kaltrissprüfverfahren als nicht ausreichend erscheint.

5 Schlussfolgerungen

Aus dem Kenntnisstand und dem Ergebnisteil der Arbeit lassen sich zusammenfassend folgende Schlussfolgerungen ziehen:

- Die im Abschnitt 2.3 beschriebenen Kaltrisstests bieten die Möglichkeit, die untersuchten Werkstoffe oder Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination in Abhängigkeit geometrischer oder schweißtechnischer Parameter bezüglich ihrer Kaltrissempfindlichkeit einerseits zu klassifizieren. Andererseits lassen sich quantitative Aussagen bezüglich der untersuchten Parameter ableiten. Ein universell einsetzbarer Kaltrisstest existiert nicht. Die Verwendung eines bestimmten Kaltrissprüfverfahrens sollte vom jeweiligen Anwendungsfall abhängig gemacht werden. Die Bewertung und Gegenüberstellung aller dokumentierten Kaltrissprüfverfahren in *Tabelle 1* bis *Tabelle 5* kann diesbezüglich als Entscheidungshilfe herangezogen werden.
- Die Verwendung unterschiedlich scharf gekerbter Zugproben hat gezeigt, dass sich die 2. aus der Kerbwirkung resultierenden Effekte gegenüber dem reinen Einfluss des Wasserstoffs auf die mechanischen Eigenschaften der untersuchten Gefüge der Stähle S690Q, S1100QL und der zugehörigen Schweißgüter nicht exakt trennen lassen. Umgekehrt wird sich Wasserstoff auf die Effekte der Kerbwirkung, zum Beispiel durch Anlagerung und Transport entlang der Versetzungen, auswirken. Aus diesem Grund erscheint der Einsatz von gekerbten oder auch bruchmechanischen Proben zur Beschreibung des Wasserstoffeinflusses auf ein bestimmtes Gefüge als nicht zielführend. Die bisherigen Untersuchungen in der Literatur weisen zudem darauf hin, dass die Bauteilübertragbarkeit solcher Untersuchungen an gekerbten oder bruchmechanischen Proben erschwert ist, wenn sich die Kerb- oder Rissgeometrie im Realfall nicht exakt ermitteln lässt.
- 3. In Hinblick auf eine möglichst weitreichende Bauteilübertragbarkeit ist es angeraten, einen rein mechanischen Kennwert zur Beschreibung des Wasserstoffeinflusses auf ein bestimmtes Gefüge heranzuziehen. Aus den Ergebnissen umfangreicher Zugversuche mit wasserstoffbeladenen Proben konnte abgeleitet werden, dass sich im Gegensatz zu Festigkeitswerten hierfür die wahre Bruchdehnung als Parameter am besten eignet, da sie für alle untersuchten Gefügezustände in hochfesten Feinkornbaustählen die Effekte des Wasserstoffs über den gesamten Wasserstoffkonzentrationsbereich am signifikantesten reflektiert.
- 4. An **TEKKEN**und **IRC-Versuchen** für zwei verschiedene Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombination wurde durch den Vergleich risskritischer Dehnungswerte mit der berechneten lokalen Dehnung die wahre Bruchdehnung als geeigneter Parameter zur Beschreibung der Empfindlichkeit gegen wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung verifiziert, da ein Überschreiten der risskritischen Werte in allen Fällen zum Versagen der jeweiligen Proben führte. Da die Übertragbarkeit des identifizierten und für die Schweißnahtgefüge zweier Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombinationen bestimmten Parameters in Form der wahren Bruchdehnung auf Laborproben somit nachgewiesen werden konnte, erscheint dessen Übertragbarkeit auf reale Bauteile möglich, wenn die lokale Dehnung an rissgefährdeten Bereichen der entsprechenden Konstruktion bestimmt werden kann. Für diese Untersuchungen stehen nunmehr die Risskrite-

rien in Form mathematischer Gleichungen für zwei repräsentative Werkstoff/Zusatzwerkstoffkombinationen der Festigkeitsklassen S690 und S1100 zur Verfügung.

- 5. Die im Rahmen dieser Arbeit ermittelten Dehnungswerte, aber auch die ermittelten technischen Festigkeitskennwerte, weisen auf ein erheblich größeres Kaltrissrisiko dieser hochfesten Varianten gegenüber Feinkornbaustählen mit niedrigerer Festigkeit hin. Auf eine zukünftig stärkere Berücksichtigung dieses Verhaltens in den einschlägigen Regelwerken, wie z.B. dem SEW088, die bis zu diesem Zeitpunkt nur für Feinkornbaustähle mit Streckgrenzen bis 690 MPa gültig sind, muss durch weitere grundlegende Untersuchungen sowie durch die Sensibilisierung von Herstellern und Anwendern bezüglich der erhöhten Anforderungen beim Einsatz dieser Werkstoffe hingewirkt werden.
- 6. Ähnlich wie bei anderen Stählen verursacht Wasserstoff im Metallgitter eher eine Abnahme der Duktilität als der Festigkeit. Der Grenzwert der Wasserstoffkonzentration für einen nahezu kompletten Duktilitätsverlust, gekennzeichnet durch den Zusammenfall von Zugfestigkeit und 0,2% Dehngrenze, verlagert sich mit steigender Festigkeit der untersuchten Werkstoffe zu signifikant geringeren Werten. Dies bedeutet, dass die Empfehlungen und Regelwerke für die schweißtechnische Verarbeitung von Feinkonbaustählen niedrigerer Festigkeitsklassen nicht ohne weiteres auf Werkstoffe mit höheren Festigkeiten von bis zu 1100 MPa übertragen werden können. Es bedeutet jedoch nicht, dass die höhere Wasserstoffempfindlichkeit der hochfesten Feinkornbaustähle mit Streckgrenzen von bis zu 1100 MPa den Einsatz dieser innovativen Werkstoffe speziell für geschweißte Konstruktionen beschränkt. Vielmehr muss dieser Wasserstoffempfindlichkeit während Fertigung und Betrieb entsprechender Bauteile und Komponenten bezüglich einer wasserstoffunterstützten Rissbildung durch entsprechende Maßnahmen Rechnung getragen werden.
- 7. Die Kenntnis über wasserstoffabhängige Kennwerte der wahren Bruchdehnung bietet prinzipiell die Möglichkeit der quantitativen Beschreibung einer verzögerten wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung anhand von bereits für die Evaluation der wasserstoffunterstützten Spannungsrisskorrosion erfolgreich eingesetzten Time-Strain-Fracture Diagramme. Wird in ein solches Diagramm der numerisch berechnete Anstieg der lokalen Dehnung an einer risskritischen Stelle in einem Bauteil über der Zeit eingetragen und mit der kritischen Dehnung, die infolge des Wasserstoffeintrages über den Lichtbogen in den entsprechenden Schweißnahtgefügen abnimmt, verglichen, kann anhand der Überschneidung der lokalen mit der kritischen Dehnung der Zeipunkt des Risseintrittes ermittelt werden. Diese Vorgehensweise wurde anhand der Werkstoff/Zusatzwerkstoffkobination S1100QL/UnionX96 unter Anwendung des IRC-Tests gezeigt und führte vorerst zu gualitativen Aussagen bezüglich des Kaltrissrisikos in Abhängigkeit vom Einspanngrad. Weitere Optimierungen vor allem der numerischen Modelle werden dazu führen, die entsprechenden lokalen Dehnungen und die in dieser Arbeit nicht berücksichtigte Diffusion des Wasserstoffes und die damit verbundene zeitabhängige Eigenschaftsänderung des Werkstoffes noch exakter abzubilden. Dadurch kann das Potential der Time-Strain-Fracture Diagramme voll ausgenutzt werden, um die Gefahr einer verzögerten wasserstoffunterstützten Rissbildung in realen geschweißten Bauteilen auszuschließen.

6 Literatur

- [1] F. Schröter: Höherfeste Stähle für den Stahlbau Auswahl und Anwendung, Schweiß- und Prüftechnik, 10/2004, S.135-140
- [2] DIN EN 10025-1 bis 4: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen, 2004
- [3] DIN EN 10027-1 und 2: Bezeichnungssysteme für Stähle, 2005
- [4] DIN EN 10028-3: Flacherzeugnisse aus Druckbehälterstählen, Schweißgeeignete Feinkornbaustähle, normalgeglüht, 2003
- [5] DIN EN 10113: Warmgewalzte Erzeugnisse aus schweißgeeigneten Feinkornbaustählen, April 1993
- [6] DIN EN 10219-1: Kaltgefertigte geschweißte Hohlprofile für den Stahlbau aus unlegierten Baustählen und aus Feinkornbaustählen, 1997
- [7] DIN EN 10217-3: Geschweißte Stahlrohre für Druckbeanspruchungen, Rohre aus legierten Feinkornbaustählen, 2005
- [8] DIN EN 10137: Blech und Breitflachstahl aus Baustählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten oder im ausscheidungsgehärteten Zustand, September 1995
- [9] SEW 083: Stahl-Eisen-Werkstoffblätter des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, Schweißgeeignete Feinkornbaustähle für den Stahlbau, thermomechanisch gewalzt, Düsseldorf, Verlag Stahleisen, Oktober 1991
- [10] SEW 088: Stahl-Eisen-Werkstoffblätter des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, Schweißgeeignete Feinkornbaustähle, Richtlinien für die Verarbeitung besonders für das Schmelzschweißen, Düsseldorf, Verlag Stahleisen, Oktober 1993
- [11] A. Kern, B. Müsgen, U. Schriever: Einsatz von Bor in hochfesten Feinkornbaustählen, Thyssen Technische Berichte Nr.1, 1993, S.67-75
- [12] H. Baumgardt, B. Müsgen: Eigenschaften und Anwendung des normalgeglühten Feinkornbaustahls FG47C, Thyssen Technische Berichte Nr.1, 1993, S.557-65
- [13] M. Mayrhofer, G. Aigmüller, D. Geyer, R. Rauch: Höchstfeste schweißbare Baustähle – Beitrag zur Herstellung und schweißtechnischen Verarbeitung, Schweißtechnik Wien, Heft 1,1993, S.3-11
- [14] J. Degenkolbe: Stahlsorten und ihre Eigenschaften, VDEh-Vortragsveranstaltung "Stähle für den Stahlbau – Eigenschaften, Verarbeitung und Anwendung", Düsseldorf 1988, S.26-50
- [15] J. Degenkolbe, H. Dißelmeyer, B. Müsgen, U. Schriever: Hochfeste wasservergütete Stähle für den Kranbau und Nutzfahrzeugbau, Konferenzbericht "Stahl im Automobilbau", Würzburg, 09/1990, S.163-177
- [16] D. Schauwinhold, W. Schlüter: Entwicklung von Stahlarten und Stahlsorten in Abhängigkeit vom Gefüge, Stahl und Eisen 104, 1984, Nr.6, S.275-282
- [17] H. de Boer, U. Schriever : Erfahrungen bei der Herstellung vanadinlegierter HSLA-Stähle, Thyssen Technische Bericht, Nr.2, 1989, S.135-146
- [18] L. Meyer: Mikrolegierungselemente im Stahl, ThyssenTechnische Berichte, Nr.1, 1984, S.34-44
- [19] A. Kern, B. Müsgen, U. Schriever: Wirkung von Bor in wasservergüteten Stählen, Thyssen Technische Berichte, Nr.1, 1990, S.43-52

- [20] A. Streisselberger, J. Bauer, W. Schütz, V. Schwinn: High strength line pipe steel plates based on TM-processing: Rev. de Mètallurgie CIT, Nr.1, 1995, S.109-119
- [21] K. Hoffmann: TM-Stähle, Herstellung und Verarbeitung im Druckbehälterbau, DVS Berichte Bd. 117, 1989, S.16-25
- [22] G. Aigmüller, F. Wallner: TM-Behandlung mikrolegierter Baustähle, BHM, Jg.133, 1988, S.42-50
- [23] H. Kammerstetter: Beitrag zur Quantifizierung der Gefüge- und Eigenschaftsänderungen in der Wärmeeinflusszone von mikrolegierten thermomechanisch behandelten Stählen, Dissertation, TU Graz, 1990
- [24] H. Baumgardt, M. Rhode, L. Schulz: Herstellung und mechanische Eigenschaften von thermomechanisch gewalzten Grobblechen, Thyssen Technische Berichte, Nr.2, 1982, S.126-135
- [25] R. Rauch, G. Auberger, H. Schütz, H. Mildner: Erfahrungen mit hochfesten TMgewalzten Feinkornbaustählen beim erstmaligen Einsatz im Druckrohrleitungsbau, Schweißtechnik Wien, Heft 1, 1995, S.2-8
- [26] P. Gerster: MAG-Schweißen hochfester Feinkornstähle im Fahrzeugkranbau, DVS Berichte 209, 2000, S. 41-46
- [27] B. Meyer, P. Nolde, G. Diers, Y. Sarhil, R. Rosert: Entwicklung neuer und Optimierung vorhandener MSG-Fülldrähte für das Schweißen hochfester Feinkornstähle, DVS 225, S.443-451, 2003
- [28] K. Röhrs, H. Pries, K. Dilger, H. Wohlfahrt: Untersuchungen zum Schweißen in kaltgeformten Bereichen von Feinkornbaustählen, DVS 225, S.437-442, 2003
- [29] H. Wegmann, P. Gerster: Schweißtechnische Verarbeitung und Anwendung hochfester Baustähle im Nutzfahrzeugbau, DVS 225, S.429-435, 2003
- [30] H. Heinemann, G. Köhler, B. Senk, F. Werner, M. Bergmann: Schweißverbindungen aus hochfesten Feinkornbaustählen mit allgemeinen Baustählen bzw. Feinkornbaustählen der Streckgrenzenklasse bis 355 N/mm² – metallurgische Besonderheiten und Belastungsverhalten, DVS 225, S.421-428, 2003
- [31] H. Heinemann: Metall-Aktivgasschweißen hochfester, vergüteter Feinkornbaustähle, Jahrbuch der Schweißtechnik 2001, S.50-57
- [32] H. Heinemann, G. Horn, S. Thieme: Metall-Aktivgasschweißen des höchstfesten Feinkornbaustahls S1100Q, DVS 204, 1999, S.266-271
- [33] H. Heuser: Schweißzusätze für hochfeste und warmfeste Stähle (Grobblech),
 4. Stahlsymposium-Werkstoffe, Anwendung, Forschung, 18.März 2004, Düsseldorf,
 Tagungsband 750
- [34] S. Göklü, H. Wegmann: Fügen hochfester Stähle, MP Materialprüfung, 44 (2002) 10, S.385-394
- [35] H. Wegmann, S. Göklü: Wirtschaftlich und leicht mit hochfesten Stählen im Fahrzeugbau, Stahl und Eisen 122 (2002) 5, S.57-64
- [36] T. Kannengießer: Untersuchungen zur Entstehung schweißbedingter Spannungen und Verformungen bei variablen Einspannbedingungen im Bauteilschweißversuch. Dissertation, 222 Seiten, Schriftenreihe Fügetechnik Magdeburg, Band 1/2000, Shaker Verlag, Aachen, 2000, ISBN 3-8265-8008-7

- [37] T. Böllinghaus: Wasserstoffunterstützte Schäden in metallischen Strukturwerkstoffen, Habilitationsschrift, Hamburg, März 1999
- [38] DIN EN ISO 3690: Schweißen und verwandte Prozesse Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes im ferritischen Schweißgut, 2001
- [39] A. Gedeon, T.W. Eager: Thermochemical Analysis of Hydrogen Absorptin in Welding, Welding Journal, Vol. 69, 1990, No. 7, S.264-271
- [40] R.A. Oriani: Hydrogen in Metals, Proc. of the Intern. Conf. on Fundamental Aspects on SCC (ed. R.W. Staehle et al.), NACE, Houston, 1969, S.32-50
- [41] R.N. Iyer, H.W. Pickering: Mechanism and Kinetics of Electrochemical Hydrogen Entry and Degradation of Metallic Systems, Annual Reviews of Material Science, Vol.20, 1990, S. 299-338
- [42] G. Gnir
 ß: Wasserstoff und seine Wirkung beim Schwei
 ßen, Teil 1: Grundlagen und Sch
 äden, T
 Ü 17, Nr.11, 1976
- [43] J.K. Tien, A.W. Thompson: Hydrogen Transport by Dislocations, Metallurgical Transactions A, 7A, 1976, S.821-829
- [44] C.A. Zapffe, C.E. Sims: Metalls and Alloys 11, 1940, S. 145-153
- [45] C.A. Zapffe, C.E. Sims: Hydrogen Embrittlement, Internal Stress and Defects in Steel, Trans. AIME 145, 1941, S.225-259
- [46] A.S. Tetelman, W.D. Robertson: Acta Metallica 11, 1963, S. 415-426
- [47] N.J. Petch, P. Stables: Nature 169, 1952, S.842-843
- [48] H.J. Engel, M.O. Speidel: Werkstoffe und Korrosion 20, 1969, S. 281-300
- [49] A.R. Troiano: The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals, Trans. ASM 52, 1960, S. 54–80
- [50] R.A. Oriani: A mechanistic theory of hydrogen embrittlement of steels, Berichte der Bunsengesellschaft für Physikalische Chemie 76, 1972, S. 848-857
- [51] R.A. Oriani, P.H. Josephic: Acta Metalica 22, 1974, S.1065-1074
- [52] W.Y. Chu, C.M. Hsiao, S.Q. Li: Srcipta Metall.13, 1979, S. 1063-1068
- [53] J. Felfeli: Wasserstoffinduzierte Änderung des Fließ- und Bruchverhaltens von Eisen und Stahl, Dissertation, RWTH Aachen, Institut für Eisenhüttenkunde, 1986
- [54] A.Wessel, F.Erdmann-Jesnitzer: Wasserstoffversprödung kubisch-flächenzentrierter Werkstoffe, Wasserstoff und Korrosion, 1986, Verlag Irene Kuron
- [55] M.I.Luppo, A.Hasarabedian, J.Ovejero-Garcia : Effect of delta ferrite on embrittlement of austenitic stainless steel welds, Corrosion Science 41, 1999
- [56] D.Eliezer, A.Arbel, P.Rozenak: Hydrogen induced delay failure of AISI 316L and 321 types stainless steels, Journal of materials science 2, 602-604, (1983)
- [57] K. Kussmaul, P.Deimel, E.Sattler, H.Fischer: Einfluss von Wasserstoff auf ausgewählte Werkstoffe für den Einsatz bei Transport und Speicherung von Wasserstoff, Abschlussbericht, Sonderforschungsbereich 270(1998), Univ.Stuttgart
- [58] E.Wendler-Kalsch: Grundlagen der H-induzierten Korrosion metallischer Werkstoffe, Wasserstoff und Korrosion, 1986, Verlag Irene Kuron

- [59] K. Kussmaul, P.Deimel, E.Sattler, H.Fischer: Einfluss von Wasserstoff auf ausgewählte Werkstoffe für den Einsatz bei Transport und Speicherung von Wasserstoff, Abschlussbericht, Sonderforschungsbereich 270(1998), Univ.Stuttgart
- [60] J.W.Watson, Y.Z.Shen, M.Meshii: Effect of cathodic charging on the mechanical properties of aluminum, Metallugical Transactions, Volume 19A, September 1988
- [61] T.D.Burleigh: The posulatet mechanisms for stress corrosion cracking of aluminum alloys, Corrosion, vol.47, No.2, 1991
- [62] R.Yeomans: Successful welding of aluminum and its alloys, Australian Welding Journal, Fourth Quarter 1990
- [63] R.S. Busk, E.G. Bobalek: AIME Techn.Publ. 2105, 1946, 1
- [64] G. Siebel: Z. Metallkunde, 39, 1948, 97
- [65] G.V. Raynor: The Physical Metallurgy of Mg and ist Alloys, London, Pergamon, 1959
- [66] W. Mannchen: Z. Metallkunde, 41, 1950, 255
- [67] J. Müller, H. Obmann: Freiberger Forschungshefte 38, 1955, 57
- [68] R.S. Stampella, R.P.M. Procter, V. Ashworth: Environmentally-Induced Cracking of Magnesium, Corrosion Science, Vol.24, No.4, 1984, S.325-341
- [69] P. Zimmer: Prüfung des Einflusses von Wasserstoff auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften einer Magnesiumlegierung mittels Zugversuch, Prüfbericht, Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung Berlin, 2003
- [70] ISO 17642: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Kaltrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse – Teil 1 bis 3, 2005
- [71] Deutscher Verband für Schweißtechnik e.V.: Richtlinie DVS 1001, Prüfung des Kaltrissverhaltens beim Schweißen, Implant-Test, Oktober 1985
- [72] Deutscher Verband für Schweißtechnik e.V.: Richtlinie DVS 1006, Kaltrissprüfverfahren, Übersicht, Juli 1996
- [73] G. Gnirß: Wasserstoff und seine Wirkung beim Schweißen, Teil 2: Pr
 üfverfahren, Messergebnis, Konsequenzen, T
 Ü 17, Nr.12, 1976
- [74] V. Neumann: Ein Beitrag zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrissneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle mit dem Implantversuch, Dissertation, Technische Universität Carolo-Wilhlmina zu Braunschweig, 1980
- [75] J.A. Davidson, P.J. Konkol, J.F. Sovak: Assessing Fracture Toughness and Cracking Susceptibility of Steel Weldments-A Rewiew, Welding Research Council Bulletin 1989, ISSN 0043-2326
- [76] A. Million: Stand der Kenntnisse über die Kaltrissbildung und die Beurteilung der Kaltrissanfälligkeit, DVS-Berichte, Band 64, 1980
- [77] E.L. Makarov: Einfluss der Feuchtigkeit von Elektroden auf die Beständigkeit der Stähle gegen Kaltrisse. Schweißen von Nichteisenmetallen und einigen legierten Stählen, Maschgis, Moskau, 1962

- [78] H. v.d. Linden, W. Schönherr: Compilation of cold cracking tests, IIW-Doc. IX-752-71
- [79] E.L. Makarov, V.F. Chaburkin, L.S. Livshits, A.S. Rakhmanov: Selection of a welding technology ensuring resistance of welded joints to the formation of cold cracks, Welding Production, Band 19, 1972, Nr.8, S.49-53
- [80] E.L. Makarov, et.al.: Influence of alloying elements on the resistance of high strength weld metal cold cracking, Welding Production, Band 22, 1975, Nr.4, S.13-16
- [81] W.F. Savage, E.F. Nippes, E.S. Szekeres: Hydrogen Induced Cracking in a Low-Alloy Steel, Weld. J., Res. Suppl., 55 (9), S.276-283, 1976
- [82] W.F. Savage, E.F. Nippes, H. Homma : Hydrogen Induced Cracking in HY-80 Steel Weldments, Weld.J., Res. Suppl., 55 (11), S. 368-376, 1976
- [83] W.F. Savage, E.F. Nippes, Y. Tokunaga : Hydrogen Induced Cracking in HY-130 Steel Weldments, Weld.J., Res. Suppl., 57 (4), S. 118-126, 1978
- [84] W.F. Savage, E.F. Nippes, E.I. Husa : Hydrogen Assisted Cracking in HY-130 Steel Weldments, Weld.J., Res. Suppl., 61 (8), S. 233-242, 1982
- [85] H. Kihara, H. Suzuki, H. Nakamura: Weld cracking tests of high strength steels and electrodes, Welding Journal 41, H.1, 1962, S.36-48
- [86] H. Suzuki: Cold Cracking and its Prevention in Steel Welding, IIS/IIW Doc. IX-1074-78
- [87] JIS Z 3157: Method of U-groove weld cracking test, 1993
- [88] C. Cottrell.: Controlled Thermal Severity Cracking Test, Supplement to the Weldig Journal 32, Nr.6, 1953, S.257-272
- [89] P. Lane: Behavior of Metals Subjected to Welding, IIW-Doc. IX-213-58
- [90] H. Hoffmeister, P. Schimmel, P. Nölle: Entwicklung und Aussagen eines intrumentierten Einspann-Schweißversuchs, Archiv für Eisenhüttenwesen, 49, 1978, H.3, S.151-154
- [91] T. Böllinghaus: Zur Bestimmung risskritischer Schrumpfbehinderungen und Wasserstoffverteilungen in Schweißverbindungen durch numerische Simulation, Dissertation, Universität der Bundeswehr Hamburg, 1995
- [92] K. Satho, S. Matsui, k. Horikawa, O. Takagi, K. Terai, S. Yamada, Y. Ohkuma: Correlation of the Implant Test with the RRC and the TRC Tests, Trans. JWS 6, 1975, Nr. 1, S.31-41 (IIW Doc. IX-874-74)
- [93] K.L. Zeyen: Informationen über Rissigkeitsprüfverfahren, Oerlikon Schweißmitteilungen, Nr.27, 1963 (Übersetzung d. Dokuments IIW/IIS-93-62, ex. Doc.IX-290-61)
- [94] T. North et al: Weldability of High Strength Line Pipe Steels, Welding Research Supplement, 1982, S.244-257
- [95] R.B. Lazor: High Restraint Cracking Test for HSLA Steel, Welding Institute of Canada, 1982
- [96] B. Meyer, P. Nolde, P. Seyffarth: Untersuchung der Kaltrissneigung hochfester schweißgeeigneter Baustähle, DVS Berichte Band 146, 1992, S.35-39

- [97] TGL 14914 Blatt 5: Prüfung der Schweißeignung Kaltrissbeständigkeit der Schweißverbindung, Juni 1988
- [98] B. Graville, M. McParlan: Weld Metal Cold Cracking, Metal Constr. & Brit. Weld. Journal 6, Nr.2, 1974, S.62-63
- [99] M. McParlan, B. Graville: Development of the G-BOP-Test for Weld Metal Cracking, IIW-Doc.
- [100] A.P. Chakravarti, S.R. Bala: Evaluation of weld metal cold cracking using the GBOP test, Welding Journal Vol.68, 1989, S.1-8
- [101] E. Perteneder,H. Königshofer: Capabilities and limitation of cellulosic electrodes a producers perspective. First international conference on weld metal hydrogen cracking, 1999, Wollongong, Australia
- [102] R.D. Stout, W.D. Doty: Weldability of Steels, 1st Ed., Welding Research Council, New York, 1953
- [103] C.B. Voldrich: Cold Cracking in the Heat-Affected Zone, Weld. J., Res. Suppl., 26 (3), S. 153-169, 1947
- [104] W.P. Benter Jr.: Weldability of Low-Alloy Steels for Line-Pipe Fittings, Weld. J., Res. Suppl., 53 (8), S. 361-367, 1974
- [105] R.D. Stout, W.D. Doty: Weldability of Steels, 3rd Ed., Welding Research Council, New York, 1978
- [106] W.H. Wooding: Welding Air-Hardened Alloy Steels, Weld. J., Res. Suppl., 29 (11), S. 552-564, 1950
- [107] J.E. Hackett, L.O. Seaborn: Evaluation of the Circular Patch Weld Test, Weld. J., Res. Suppl., 31 (8), S. 387-392, 1952
- [108] J. Grosse-Wordemann, S. Dittrich: Circumferential Welding of High-Tensile Line-Pipe Steels under Severe Weather Conditions, Proc. Int. Conf., Weld. HSLA (Microalloyed) Structural Steels, Rome, Italy, Nov. 1976, ASM
- [109] R.D. Stout, R. Vasudevan, A.W. Pense: Field Weldability Test for Pipeline Steels, Weld. J., Res. Suppl., 55 (4), S. 89-94, 1976
- [110] R. Vasudevan, R.D. Stout, A.W. Pense: Field Weldability Test for Pipeline Steels-Part II, Weld. J., 59 (3), S. 76-84, 1980
- [111] R. Vasudevan, R.D. Stout, A.W. Pense: Hydrogen Assisted Cracking in HSLA Pipeline Steels, Weld. J., Res. Suppl., 60 (9), S. 155-168, 1981
- [112] G.L. Archer, P.H.M. Hart, A.W. Stalker: An Assessment of Pipeline Girth Welds, WRC Symposium at 57th AWS Annual Meeting, St.Louis, MO, May 1976, Welding Research Council,1977, S.147-175
- [113] B. Bersch: Influence of Heat Input on the HAZ-Properties of Line-Pipe Steels, Weld. HSLA (Microalloyed) Structural Steels, Proc. Int. Conf., Rome, Italy, 1976, ASM
- [114] B. Bersch, F.O. Koch: Weldability of Pipe Steels for Low Operation Temperatures, 3R International, No. 1, 1977
- [115] K. Watanabe: Studies of Delayed Crack in Welds of High Strenghth Steel, IIW-Doc.IX-720-75

- [116] K. Satho: Correlation of the Implant-Test with the RRC and the TRC-Test, Trans.JWS 6, 1975, Nr.1, S. 31-41
- [117] Recerche en cooperation sur la fidelite de lèssai de severite thermique controlee pour létude de la soudabilite des aciers faiblement allies, Doc.IIS7IIW-7-58
- [118] N.E. Avatsmark, G.M. Evans, N. Christensen: Correlation of the Cruziform-Test with the Implant-Test, IIS/IIW Doc. IX-810-72
- [119] G.M. Evans, N. Christensen: Correlation of the CTS-Test with the Implant-Test, IIS/IIW Doc. IX-814-72
- [120] K. Satoh, S. Matsui: Reaction Stress and Weld Cracking under Hindered Contraction. IIW-Doc. IX-574-68, Commission IX, International Institute of Welding, 1968
- [121] K. Satoh, Y. Ueda, S. Matsui, M. Natsume, T. Terasaki, K. Fukuda, M. Tsuji: Japanese studies on structural restraint severity in relation to weld cracking (Preliminary Report). Welding in the World, Volume 15, No. 7/8, 1977
- [122] K. Satoh, S. Matsui, I. Nishimura, H. Iiyama, N. Chiba: Effect of Intensity of Bending Restraint on Weld Cracking in Multipass Weld. Transactions of the Japan Welding Society, Vol. 8, No. 1; April, 1977
- [123] M. Inagaki, K. Satho, S. Matsui, Y. Ohkuma: Application of Implant-Test on cold cracking, IIS/IIW-1078-78
- [124] K. Satoh, Y. Ueda, H. Kihara: Recent Trend of Researches on Restraint Stresses and Strains for Weld Cracking. Transactions of JWRI, Vol. 1, No. 1, 1972.
- [125] H. Wenkao, Z. Wenyue, C. Banggu: Relationship between restraint intensity and restraint stress in elastoplastic range. China Welding, Vol. 2, No. 2, 1993, Seite 118-124
- [126] K. Masubuchi, T. Ich: Computer Analysis of Degree of Constraint of Practical Butt Joints. Welding Research Supplement, 49, Seite 166- 176, 1970
- [127] Th. Böllinghaus: Zur Bestimmung risskritischer Schrumpfbehinderungen und Wasserstoffverteilungen in Schweißverbindungen durch numerische Simulation. Dissertation, Universität der Bundeswehr, Hamburg, 1995
- [128] Th. Böllinghaus, Th. Kannengießer, M. Neuhaus: Effects of the structural restraint intensity on the stress strain build up in butt joints, 7th International Seminar: Numerical Analysis of Weldability, 2003, Graz, Österreich, (Bisher unveröffentlichter Konferenzbeitrag)
- [129] M. Neuhaus: Zum Einfluss der Schrumpfbehinderung auf das thermomechanische Verhalten geschweißter Bauteile, Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2005, ISBN 3-8322-4126-4
- [130] W. Florian: Cold cracking in high strength weld metal Possibilities to calculate the necessary preheating temperature, IIW-Doc. IX-2006-01
- [131] D. Uwer, H. Höhne: Ermittlung angemessener Mindestvorwärmtemperaturen für das kaltrisssichere Schweißen von Stählen, Schweißen und Schneiden 43, Heft 5, 1991, S.282-286
- [132] N. Okuda, Y. Ogate, Y. Nishikawa, T. Aoki, A. Goto, T.Abe: Hydrogen induced cracking susceptibility in high strength weld metal, Welding Journal 66, 1987, S.141-146

- [133] N. Yurioka: Predictive methods for prevention and control of hydrogen assisted cold cracking, IIW-Doc. IX-1938-1999
- [134] P.H.M. Hart: Resistance to Hydrogen Cracking in Steel Weld Metals, Welding research suppl. January 1986, S.14-22
- [135] A.P. Chakravarti, S.R. Bala: Evaluation of weld metal cold cracking using G-BOB test, Welding Journal 68, 1989, S.1-8
- [136] C. Düren: Equations for the prediction of cold cracking resitance in field-welding large-diameter pipes, IIW-Doc.IX-1356-85
- [137] J. Defourny, R. D'Haeyer, Ph. Fourneaux: Significance of hardness for welded joints, IIW-Doc. IX-1885-97
- [138] T. Kannengießer: Welding and allied processes Procedure for determining the hydrogen content in arc weld metal, IIW Dokument II-1567r1-05, 2005
- [139] N.N.: Das Gasbuch- Ein Leitfaden f
 ür die industrielle Gasdetektion, Hrsg.: Zellweger Analytics, Zellweger Luwa AG, Z
 ürich, 1993
- [140] D.M. Seeger. Wasserstoffaufnahme und –diffusion in Schweißnahtgefügen hochfester Stähle, BAM-Dissertationsreihe, Band 5, 2005, ISBN 3-86505-271-3
- [141] v.d. Mee, V.: Round Robin on Effect of Atmospheric Storage Condition on Weld Metal Diffusible hydrogen Content of Gas Shielded Cored Wires, IIW-Doc II-1523-04
- [142] D. Radaj: Wärmewirkungen des Schweißens, Buch, 265 Seiten, Springer Verlag, Heidelberg, 1988, ISBN 3-540-18695-6
- [143] L. Karlsson: Thermal stresses in Welding, In:Thermal stresses, Band 1, Hrsg.: Hetnarski, R.B., Amsterdam: North –Holland, 1986, S. 299-389
- [144] N. N. Rykalin: Berechnung der Wärmevorgänge beim Schweißen. VEB Verlag Technik, Berlin, 1957
- [145] A. Norman, R. Ducharme, A. Mackwood, P. Kapadia, P. Prangnell: Application of thermal modelling to laser beam welding of aluminium alloys. Science and Technology of Welding and Joining, Vol.3 No.5, Seite 260-266, 1998
- [146] K. Kondoh, T. Ohji: In process heat input in arc welding. Science and Technology of Welding and Joining, Vol.3 No. 6, Seite 295-303, 1998
- [147] M. Hermans, G. den Ouden: Modelling of heat transfer in short circuiting gas metal arc welding. Science and Technology of Welding and Joining, Vol.3 No.3, Seie 135-138, 1998
- [148] R. Suzuki, O. Trevisan, R. Trevisan: Analytical solutions for heat flow in multiple pass welding. Science and Technology of Welding and Joining, Vol.5 No.2, Seite 63-70, 2000.
- [149] N. Nguyen, A. Ohta, K. Matsuoka, N. Suzuki, Y. Maeda: Analytical Solutions for Transient Temperature of Semi-Infinite Body Subjected to 3-D Moving Heat Sources. Welding Research Supplement, August, Seite 265-274, 1999.
- [150] V. Kamala, J. Goldak: Error Due to Two Dimensional Approximation in Heat Transfer Analysis of Welds. Welding Research Supplement, September, Seite 440-446, 1993.

- [151] T. Eagar, N. Tsai: Temperature Fields Produced by Traveling Distributed Heat Sources. Welding Research Supplement, Dezember, Seite 346-355, 1983.
- [152] T. Kasuya, N. Yurioka: Prediction of Welding Thermal History by a Comprehensive Solution. Welding Research Supplement, März, Seite 107-115, 1993.
- [153] S. Jeong, H. Cho: An Analytical Solution to Predict the Transient Temperature Distribution in Fillet Arc Welds. Welding Research Supplement, Juni, Seite 223-232, 1997
- [154] V. A. Sudnik, A. V. Ivanov, W. Diltey: Mathematical model of a heat source in gasshielded consumable electrode ARC welding. Welding International, 15 / 2001, Seite 146-152, 2001.
- [155] T. Ninh, N.T. Nguyen, Y.W. Mai, A. Ohta,: A new hybrid double-ellipsoidal heat source model for weld pool simulation. Australasian Welding Journal, Volume 46, Fourth Quarter, Seite 39-46, Australien 2001.
- [156] V. Frolov, Y. Shornikov, V. Sudnik, A. Rybakov: Mathematical modelling of the light beam welding process. Welding International, Ausg. 15 (8), Seite 652-655, 2001.
- [157] ANSYS User's Manual. CadFEM GmbH, München, 1999
- [158] SYSWELD: Metallurgy, Framasoft+CSI Verlag, 1994
- [159] ABAQUS: Standard User's Manual. Hibbit, Karlsson and Sorenson, Inc., 1999
- [160] MARC: MARC Analysis Research Corporation, 260 Sheridan Avenue, Suite 309, Palo Alto, CA 94306 USA
- [161] J.H. Argyris, J. Szimmat, K.J. William: Computational aspects of welding stress analysis. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering 33, 1982, Seite 635-666.
- [162] T. Inoue: Residual stresses and distortion metallo-thermo-mechanics: Simulation of engineering preocesses incorporating phase transformation. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4, Herausgeber: Cerjak, H.; Badeshia, H.K.D.H., The Institute of Materials, London 1998, Seite 547-575.
- [163] D. Radaj: Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen. Fachbuchreiche Schweißtechnik, Band 143, DVS-Verlag GmbH, 2002, ISBN 3-87155-194-5
- [164] F. Richter: Die wichtigsten Physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen. Verlag Stahleisen mbH, Stahleisen-Sonderberichte, Heft 8, Düsseldorf, 1973
- [165] F. Richter: Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit. Verlag Stahleisen mbH, Stahleisen-Sonderberichte, Heft 10, Düsseldorf, 1983
- [166] D. Radaj: Schweißprozeßsimulation Grundlagen und Anwendung. Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 141, Buch, 204 Seiten, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999, ISBN 3-87155-188-0
- [167] D. Brinkmann: Beitrag zur experimentellen und numerischen Verformungsanalyse von Schweißverbindungen. Dissertation, 167 Seiten, Berichte aus der Werkstofftechnik, Shaker Verlag, Aachen, 2000, ISBN 3-8265-8180-6
- [168] D. M. Seeger, Th. Boellinghaus: Hydrogen Permeation in Supermartensitic Stainless Steel Weld Microstructures, Corrosion 2004, paper 04142
- [169] G.E. Dieter: Mechanical Metallurgy, SI Metric Edition, McGraw-Hill Book Company, 1988, S.283-285, ISBN 0-07-100406-8

- [170] R.A. Oriani: Berichte der Bunsen-Gesellschaft, 76, 1972
- [171] H.G. Nelson: Hydrogen Embrittlement, Treatise on Materials Science and Technology, Vol.25, Briant, C.L., Banerji, S.K., Academic Press, New York, 1983, pp. 275-359
- [172] E. Viyanit: Numerical Simulation of Hydrogen Assisted Cracking in Supermartensitic Stainless Steel Welds, BAM Dissertationsreihe, Band 4, 2005, ISBN 3-86509-270-5
- [173] H. Wohlfahrt, M. Stadtaus: Abschlußbericht zum DFG-Vorhaben Wo 344/39-1 Simulation der Gefügeausbildung, der Wasserstoffverteilung und des Spannungs-Dehnungsaufbaus zur Bewertung der Kaltrisssicherheit im TEKKEN-, CTS- und Implanttest
- [174] Th. Boellinghaus, H. Hoffmeister: Numerical Model for Hydrogen Assisted Cracking, Corrosion, Vol. 56, 2000, No. 6, S. 611-622
- [175] H. Hoffmeister, Th. Böllinghaus: Time-Strain-Fracture (TSF) Diagrams for 13% Cr Steels Based on SSRT, Proc. of Eurocorr 99, Aachen, Germany

Abkürzungen und Formelzeichen

Symbol	Einheit	Bezeichnung
A	mm^2 , cm^2 , m^2	Fläche
а	mm²/s	Temperaturleitzahl
А	[%]	Bruchdehnung
D	cm ² s ⁻¹	Diffusionskoeffizient
d	mm	Blechdicke
E	N/m ²	E-Modul
Fy	N, kN	Reaktionskraft
H _{IIW}	ml/100g	diffusibler Wasserstoffgehalt nach ISO 3690
H _{GC}	ml/100g	diffusibler Wasserstoffgehalt nach gaschromatischer Methode
H _{JIS}	ml/100g	diffusibler Wasserstoffgehalt nach Glycerin-Methode
HD	%, Nml/100g	Wasserstoffkonzentration
HV	HV	Vickershärte
I	А	Stromstärke
k	J/K	Boltzmannkonstante
p _{H2}	Pa	Umgebungspartialdruck des Wasserstoffes
Q	kJ/mm	Wärmeeinbringung
R	J mol ⁻¹ K ⁻¹	Gaskonstante
R _{eH}	MPa	Streckgrenze
R _{Fy}	kN/mm•mm	Einspanngrad
R _m	MPa	Zugfestigkeit
R _{p0,2}	MPa	Dehngrenze
Т	K, °C	absolute Temperatur, Temperatur
T _P	°C	Vorwärmtemperatur
t	S	Zeit
t _{8,5}	S	Abkühlzeit zwischen 800°C und 500°C
T _{3,1}	s	Abkühlzeit zwischen 300°C und 100°C
U	V	Spannung

V	m/min	Schweißgeschwindigkeit
V	ml	Volumen
Z	[%]	Einschnürung
ε _{loc}	-	lokale Dehnung
ε _{krit}	-	kritische Dehnung

Bildverzeichnis

Bild 1:	Forumdach des Sony-Centers mit Komponenten aus hochfesten Feinkornbaustählen	15
Bild 2:	Mobilkran mit Komponenten aus hochfesten Feinkornbaustählen	15
Bild 3:	Höhenprofil des betroffenen Rohrleitungsabschnitts	17
Bild 4:	Schadensfall an einer Druckrohrleitung des Wasserkraftwerkes Cleuson- Dixence (Werkstoff: S690)	17
Bild 5:	Verfahrenswege zur Herstellung hochfester Stähle nach [1]	22
Bild 6:	Entwicklung der Mindeststreckgrenze für hochfeste Feinkornbaustähle [26]	22
Bild 7:	Einflussgrößen auf die mech. Eigenschaften von Schweißverbindungen [26]	24
Bild 8	Schweiß-Arbeitsfeld am Beispiel eines S960Q nach [1]	25
Bild 9:	REM-Aufnahme der Kaltriss-Bruchfläche einer TEKKEN-Probe (Werkstoff S690Q)	26
Bild 10:	Wasserstoffgehalt im aufgeschmolzenen Schweißgut nach ISO 3690 in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration im Schutzgas	28
Bild 11:	schematische Darstellung des Implant-Tests	37
Bild 12:	zeitlicher Verlauf der Zugspannungen beim TRC- und RRC-Test [76]	38
Bild 13:	LTP-Test [77]	39
Bild 14:	Augmented-Strain Cracking Test [84]	40
Bild 15:	TEKKEN-Test nach ISO 17642-2 [70]	41
Bild 16:	U-Naht-Prüfung nach ISO 17642-2 [70]	42
Bild 17:	Probenform für den Lehigh-Test (BAM Berlin)	43
Bild 18	CTS-Test nach [70]	44
Bild 19:	Prinzipdarstellung und Ergebnisdiagramm des IRC-Tests [72]	45
Bild 20:	Prinzipdarstellung des Rigid Restraint Cracking-Tests [92]	46
Bild 21:	Prinzipdarstellung des Cruciform-Versuchs [72]	47
Bild 22:	Prinzipdarstellung des WIC-Tests [72]	48
Bild 23:	schematische Darstellung des RGW-Tests [72]	49
Bild 24:	schematische Darstellung des GBOP-Tests [100]	50
Bild 25:	schematischer Aufbau des Bead Bend Tests [101]	51
Bild 26:	Batelle Underbead Cracking Test [103]	52
Bild 27:	Circular Patch Test [107]	53
Bild 28:	Schnad Fisco Test [108]	53
Bild 29:	Slot-Weld Test [111]	54
Bild 30:	Butt-Weld (WI) Cracking Test [114]	55
Bild 31:	Definition des Einspanngrades nach Satoh [120]	63
Bild 32:	Definition des Einspanngrades für den symmetrischen und den asymmetrischen Fall nach Böllinghaus [127]	66
Bild 33:	Unterteilung des Gesamteinspanngrades in Naht-, Blech- und Strukturkonfiguration [128]	67
Bild 34:	Einfluss des diffusiblen Wasserstoffgehaltes auf die Vorwärmtemperatur	71
Bild 35:	Einfluss des diffusiblen Wasserstoffgehaltes auf die Vorwärmtemperatur	72
Bild 36:	Einfluss der Grundwerkstoff- und Schweißgutzusammensetzung und damit der Festigkeit der WEZ und des Schweißgutes auf die Vorwärmtemperatur	73
Bild 37:	Einflussgrößen der Kaltrissbildung beim Schweißen	75
Bild 38:	Beispiel der Zugproben, in deren Prüfbereich das jeweilige Gefüge der einzelnen Schweißnahtbereiche eingestellt wurde	78

Bild 39:	Temperatur-Zeit-Verlauf in der Grobkornzone einer Auftragsschweißung (S690Q)	79
Bild 40:	Temperatur-Zeit-Verlauf in der Feinkornzone einer Auftragsschweißung (S690Q)	79
Bild 41:	Herstellung schweißsimulierter Gefüge mittels konduktiver Erwärmung	80
Bild 42:	Gefüge der Wärmeeinflusszone des Stahles S690Q	81
Bild 43:	Implantversuchsstände	83
Bild 44:	geschweißte TEKKEN-Probe	83
Bild 45:	Extensometer zur Bestimmung des Risszeitpunktes an TEKKEN-Proben	84
Bild 46:	vorbereitete und geschweißte CTS-Proben	85
Bild 47:	IRC-Rahmen und eingespannte IRC-Probe	86
Bild 48:	Prinzipdarstellung und Durchführung der Schweißung zur ISO 3690 [38]	87
Bild 49:	Wasserstoffanalyse mit der Quecksilbermethode nach ISO 3690 [38]	89
Bild 50:	schematischer Aufbau der Trägergasheißextraktions-Anlage [140]	91
Bild 51:	Signal des Wärmeleitfähigkeitsdetektors und daraus ermittelte Kalibrierungsgeraden.	92
Bild 52:	in der BAM entwickelte Trägergasheißextraktions-Anlage	93
Bild 53:	Entkopplung der sich gegenseitig beeinflussenden Vorgänge beim Schmelzschweißen nach Radaj [142] und Karlsson [143] unter Berücksichtigung der Schweißbarkeit nach DIN 8528.	96
Bild 54:	temperaturabhängiger Wärmeübergangskoeffizient für den Stahl S1100QL	99
Bild 55:	temperaturabhängige Enthalpie für den Stahl S1100QL	99
Bild 56:	temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit für den Stahl S1100QL	99
Bild 57:	temperaturabhängige Dichte für den Stahl S1100QL	99
Bild 58:	temperaturabhängiger Wärmeausdehnungskoeffizient für den Stahl S1100QL	100
Bild 59:	temeraturabhängiges E-Modul für den Grundwerkstoff des Stahles S1100QL	100
Bild 60:	temperaturabhängiges Spannungs-Dehnungsverhalten Grundwerkstoff S1100QL	100
Bild 61:	temperaturabhängiges Spannungs-Dehnungsverhalten feinkörnige WEZ S1100QL.	100
Bild 62:	temperaturabhängiges Spannungs-Dehnungsverhalten grobkörnige WEZ S1100QL.	100
Bild 63:	temperaturabhängiges Spannungs-Dehnungsverhalten Schweißgut Union X96	100
Bild 64:	für die numerischen Berechnungen verwendete Elementtypen nach [157]	102
Bild 65:	adaptive Vernetzung des FE-Modells und Berücksichtigung der verschiedenen Gefügezonen am Beispiel einer IRC-Probe	102
Bild 66:	Abschnitte einer Finite Elemente (FE) Berechnung [129]	103
Bild 67:	Bruchflächen des Stahles S690Q bei verschiedenen Wasserstoffgehalten	105
Bild 68:	Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration,S690Q, Lieferzustand	107
Bild 69:	Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzen-tration, S690Q, schweißsimulierte Feinkornzone	107
Bild 70:	Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzen-tration, S690Q, schweißsimulierte Grobkornzone	108
Bild 71:	Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzen-tration, Schweißgut Union NiMoCr	108
Bild 72:	Wirkung des Wasserstoffs auf das technische Spannungs-Dehnungs- Verhalten	109

Bildverzeichnis

Bild 73:	Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S690Q, Lieferzustand	110
Bild 74:	Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S690Q, schweißsimulierte Feinkornzone	111
Bild 75:	Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S690Q, schweißsimulierte Grobkornzone	111
Bild 76:	Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S690Q, Schweißgut Union NiMoCr	112
Bild 77:	Bruchflächen des Stahles S1100QL bei verschiedenen Wasserstoffgehalten	113
Bild 78:	Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, Lieferzustand	114
Bild 79:	Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzen-tration, S1100QL, schweißsimulierte Feinkornzone	115
Bild 80:	Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzen-tration, S1100QL, schweißsimulierte Grobkornzone	115
Bild 81:	Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzen-tration, Schweißgut Union X96	116
Bild 82:	kritische Wasserstoffkonzentration, bei der die Zugfestigkeit unter die Werte für die Dehngrenze sinkt, in Abhängigkeit vom Gefüge für die hochfesten Feinkornbaustähle S355, S690Q und S1100QL	116
Bild 83:	Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, Lieferzustand	117
Bild 84:	Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, schweißsimulierte Feinkornzone	118
Bild 85:	Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, schweißsimulierte Grobkornzone	118
Bild 86:	Wahre Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, Schweißgut Union X96	119
Bild 87:	Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzen-tration, S690Q, Grundwerkstoff im Lieferzustand	121
Bild 88:	Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzen-tration, S690Q, schweißsimulierte Feinkornzone	121
Bild 89:	Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzen-tration, S690Q, schweißsimulierte Grobkornzone	122
Bild 90:	Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzen-tration, Schweißgut Union NiMoCr	122
Bild 91:	Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S690Q/Union NiMoCr, Wasserstoffkonzentration 0 Nml/100g.	123
Bild 92:	Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S690Q/Union NiMoCr, Wasserstoffkonzentration 1 Nml/100g.	123
Bild 93:	Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S690Q/Union NiMoCr, Wasserstoffkonzentration 3 Nm/100g	124
Bild 94:	Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S690Q/Union NiMoCr, Wasserstoffkonzentration 5 Nml/100g.	124
Bild 95:	Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, Grundwerkstoff im Lieferzustand	125
Bild 96:	Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, schweißsimulierte Feinkornzone	126
Bild 97:	Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, S1100QL, schweißsimulierte Grobkornzone	126

Bild 98:	Zugfestigkeit bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration, Schweißgut Union X96	127
Bild 99:	Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S1100QL/Union X96, Wasserstoffkonzentration 0 ml/100g.	128
Bild 100:	Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S1100QL/Union X96, Wasserstoffkonzentration 1 ml/100g.	128
Bild 101:	Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S1100QL/Union X96, Wasserstoffkonzentration 3 Nml/100g	129
Bild 102:	Zug- bzw. Kerbzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Kerbtiefe und der Wasserstoffkonzentration, S1100QL/Union X96, Wasserstoffkonzentration 5 ml/100g.	129
Bild 103:	Querschliff Implantprobe A42 mit Rissbildung in der grobkörnigen WEZ, Werkstoff: S690Q/Union NiMoCr	132
Bild 104:	Rissverlauf in der WEZ einer TEKKEN – Probe, Werkstoff: S690Q/Union NiMoCr	132
Bild 105:	Bruchfläche Implantprobe B28, Werkstoff: S1100QL/Union X96	134
Bild 106:	Rissverlauf im Schweißgut einer TEKKEN – Probe, Werkstoff: S1100QL/Union X96	134
Bild 107:	"Fischauge" auf der Bruchfläche einer Implant-Probe, Werkstoff: S690Q	137
Bild 108:	"Fischauge" auf der Bruchfläche einer wasserstoffbeladenen Zugprobe, Werkstoff: S690Q	137
Bild 109:	Quasispaltbruchfläche einer wasserstoffbeladenen Zugprobe (S690Q)	137
Bild 110:	Quasispaltbruchfläche einer gebrochenen TEKKEN-Probe (S690Q)	137
Bild 111:	Ertragbare Spannung abhängig von der Wasserstoffkonzentration für die grobkörnige WEZ des Stahles S 690Q.	138
Bild 112:	Ertragbare Spannung abhängig von der Wasserstoffkonzentration für das Schweißgut des Stahles S 1100 QL.	139
Bild 113:	Reaktionskraftverlauf ausgewählter IRC-Proben, Werkstoff: S1100QL/Union X96	142
Bild 114:	Vergleich der gemessenen und der berechneten Temperatur an einer IRC- Probe, Werkstoff: S1100QL/Union X96	143
Bild 115:	Vergleich der gemessenen und berechneten Reaktionskraft an IRC-Proben, Werkstoff: S1100QL/Union X96	144
Bild 116:	Vergleich der gemessenen und berechneten Dehnung an einer IRC-Probe im Abstand von 19 mm zum Wurzelspalt, Werkstoff: S1100QL/Union X96	145
Bild 117:	durch Kaltrissversuche festgestellter risskritischer Bereich der IRC-Proben	146
Bild 118:	numerisch bestimmte Vergleichsdehnung nach v.Mises im risskritischen Bereich einer IRC-Probe, Werkstoff: S1100QL/Union X96, Einspannlänge 110 mm	148
Bild 119:	numerisch bestimmte Vergleichsdehnung nach v.Mises im risskritischen Bereich einer IRC-Probe, Werkstoff: S1100QL/Union X96, Einspannlänge 300 mm	148

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Kaltrissprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben	56
Tabelle 2:	Kaltrissprüfverfahren zum Test speziell von Rohrleitungsnähten mit selbstbeanspruchenden Proben	57
Tabelle 3:	Kaltrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchenden Proben und über die Messanordnung variierbarer Schrumpfbehinderung	59
Tabelle 4:	Kaltrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchenden Proben ohne zusätzliche Einspannung	60
Tabelle 5:	Kaltrissprüfverfahren mit selbstbeanspruchenden Proben mit unveränderlicher Geometrie	61
Tabelle 6:	Gültigkeitsbereiche für die Gleichungen der jeweiligen Berechnungskonzepte	70
Tabelle 7:	Gleichungsbestandteile der einzelnen Berechnungskonzepte	71
Tabelle 8:	berechnete Vorwärmtemperaturen [°C] für hochfeste Feinkornbaustähle und deren Schweißgüter	74
Tabelle 9:	chemische Zusammensetzung und mechanische Kennwerte der untersuchten Grundwerkstoffe und Schweißzusatzwerkstoffe	77
Tabelle 10:	Schweißparameter zur Durchführung der Kaltrissversuche	82
Tabelle 11:	Vergleichsmessungen zur Wasserstoffbestimmung zwischen Quecksilbermethode und Trägergasheißextraktion	95
Tabelle 12:	kritische Werte der wahren Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration für die Schweißnahtgefüge S690Q/Union NiMoCr	112
Tabelle 13:	kritische Werte der wahren Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Wasserstoffkonzentration für die Schweißnahtgefüge S1100QL/Union X96	119
Tabelle 14:	Ergebnisse der Implant-Tests Werkstoff S690Q/Union NiMoCr	131
Tabelle 15:	Ergebnisse TEKKEN-Tests Werkstoff S690Q/Union NiMoCr	133
Tabelle 16:	Ergebnisse CTS-Tests Werkstoff S690Q/Union NiMoCr	133
Tabelle 17:	Ergebnisse der Implant-Tests Werkstoff S1100QL/Union X96	135
Tabelle 18:	Ergebnisse TEKKEN-Tests Werkstoff S1100QL/Union X96	136
Tabelle 19:	Ergebnisse CTS-Tests Werkstoff S1100QL/Union X96	136
Tabelle 20:	Vergleich wasserstoffabhängiger kritischer Dehnungswerte mit der berechneten lokalen Dehnung	141
Tabelle 21:	Ergebnisse IRC-Versuche Werkstoff S1100QL/Union X96	142

Lebenslauf

Persönliche Daten:

Name, Vorname:	Zimmer, Peter
geboren am:	27.11.1966, Anklam
Anschrift:	Löcknitzstraße 20, 12587 Berlin
Familienstand:	verheiratet, 1 Kind
Staatsangehörigkeit:	deutsch

Berufliche Tätigkeiten:

seit 01/2006	Mitarbeiter der Vattenfall Europe PowerConsult GmbH, Abteilung "Messwesen, Werkstofftechnik"
06/2001 - 12/2005	Wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Bundesanstalt für Materialfor- schung und -prüfung (BAM) Berlin, Abteilung "Sicherheit in der Fügetechnik"
09/1993 - 05/2001	Mitarbeiter des Ingenieur- und Vermessungsbüros Dr. M. Stricker in Berlin
05/1988 - 08/1988	Werkstoffprüfer im Kernkraftwerk Greifswald
11/1986 - 04/1988	Grundwehrdienst
08/1986 - 10/1986	Werkstoffprüfer im Kernkraftwerk Greifswald

Hochschulbildung

09/1988 - 08/1993	Studium Allgemeiner Maschinenbau, Fachrichtung Werkstofftech-
	nik an der Technischen Universität Dresden

Berufsausbildung:

09/1983 - 07/1986Instandhaltungsmechaniker mit Abitur im Kernkraftwerk Greifswald09/1994 - 03/1996Staatlich geprüfter Vermessungstechniker

Schulbildung:

09/1973 - 08/1983 Polytechnische Oberschule in Wolgast

Berlin, Oktober 2007