

Dipl.-Ing. Thomas Lausch

**Zum Einfluss der Wärmeführung auf
die Rissbildung beim Spannungsarmglühen
dickwandiger Bauteile aus 13CrMoV9-10**

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

Impressum

**Zum Einfluss der Wärmeführung auf
die Rissbildung beim Spannungsarmglühen
dickwandiger Bauteile aus 13CrMoV9-10**

2015

Herausgeber:

BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung

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 © 2015 by

BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung

Layout: BAM-Referat Z.8

ISSN 1613-4249

ISBN 978-3-9817149-5-1

**Zum Einfluss der Wärme­führung
auf die Rissbildung beim Spannungsarmglühen
dickwandiger Bauteile aus 13CrMoV9-10**

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur

(Dr.-Ing.)

von Dipl.-Ing. Thomas Lausch

geb. am 9. Oktober 1978 in Berlin

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

Gutachter:

Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Kannengießer

Prof. Dipl.-Ing. Dr.-techn. Peter Mayr

Promotionskolloquium am 27. April 2015

Für
Katrīn, Lasse
und
Jame
Danke



In Gedanken an
meine Schwester
Regine
† 26. August 2002

Zusammenfassung

Wirtschaftliche und ökologische Aspekte führten in den letzten Jahren zu deutlich gesteigerten Anforderungen an die Effizienz und die Flexibilität petrochemischer Anlagen. Die heutzutage geforderten Prozesstemperaturen und -drücke lassen sich nur durch den Einsatz neuer warmfester Stahlgüten erreichen. Der mit Vanadium modifizierte Stahl 13CrMoV9-10 weist eine bessere Kriech- und Druckwasserstoffbeständigkeit auf und wird seit Mitte der 90er Jahre im petrochemischen Reaktorbau eingesetzt. Aufgrund der niedrigen Zähigkeit und hohen Festigkeit des Schweißgutes im geschweißten, nicht spannungsarm geglühten Zustand sowie einer erhöhten Sensitivität gegenüber Spannungsrelaxationsrissen bedarf dieser Stahl allerdings einer äußerst sorgfältigen schweißtechnischen Verarbeitung. Bisherige Untersuchungen zur Rissentstehung in warmfesten Stählen konzentrierten sich vorrangig auf thermische und metallurgische Einflussfaktoren, bieten jedoch nur wenige Erkenntnisse zum Einfluss des Schweißprozesses auf die Rissbildung beim Spannungsarmglühen unter Berücksichtigung realitätsnaher Fertigungsbedingungen.

Im ersten Teil wurde zunächst der Einfluss der Wärmeführung auf die mechanischen Eigenschaften anhand von frei schrumpfenden Laborproben untersucht. Während sich die Wärmeführung wesentlich auf die Schweißnahtstruktur auswirkte, war ein signifikanter Effekt auf die mechanischen Eigenschaften nicht nachweisbar. Auch traten infolge der Wärmenachbehandlung der frei schrumpfend geschweißten Proben keine Spannungsrelaxationsrisse auf.

Der zweite Teil umfasste die realitätsnahe Abbildung der Fertigungsbedingungen im petrochemischen Reaktorbau. Zu diesem Zweck wurden die konstruktiven Randbedingungen während des Vorwärmens, Schweißens, des Wasserstoffarmglühens und der abschließenden Wärmenachbehandlung realitätsnah in einer speziellen 3-D-Prüfanlage zur Simulation von Bauteilschweißungen abgebildet. Unter konstruktiver Schrumpfbehinderung gelang der Nachweis der unterschiedlichen Wirkung von Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur und Streckenenergie auf die resultierenden Kräfte, Momente und Spannungen. Die Gesamtreaktionsspannung nach dem Schweißen wurde innerhalb des untersuchten Parameterfeldes maßgeblich durch die Streckenenergie beeinflusst. Ein möglichst geringer Gesamtwärmeeintrag hat die niedrigste Bauteilbeanspruchung zur Folge. Während der Wärmenachbehandlung kam es in allen Versuchen zu Spannungsrelaxationsrissen. Deren kumulierte Länge korrelierte mit den ermittelten schweißbedingten Reaktionsspannungen. Die Detektion der Risse während der Wärmenachbehandlung im Bauteilversuch erfolgte erstmalig in-situ mittels Schallemissionsanalyse. Die Rissinitiierung fand nachweislich im Temperaturbereich von 300 °C bis 500 °C statt. Die Reaktionsspannungen nach der Wärmenachbehandlung lagen unabhängig von der Ausgangsbelastung auf einem vergleichbaren Niveau. Die Zähigkeit der Schweißverbindung nahm klar gegenüber den frei schrumpfend geschweißten Proben ab.

Mittels REM- und TEM-Analysen an vergleichbaren belasteten und unbelasteten Proben wurde eine beschleunigte Alterung, durch das frühzeitige Ausscheiden von Sonderkarbiden während der Wärmenachbehandlung unter definierter Einspannung (d. h. unter Belastung), nachgewiesen. Die verstärkte Korngrenzensegregation korrelierte mit der signifikanten Abnahme der Kerbschlagarbeit der unter Einspannung geschweißten Proben.

Abstract

Over the past years economic and environmental considerations have led to a markedly increased demand for efficiency and flexibility in petrochemical plants. The operational temperatures and pressures required today can only be achieved by using new heat resistant grades of steel. The modified 13CrMoV9-10 vanadium steel shows a better resistance to creep and compressed hydrogen and has been in use for the construction of petrochemical reactors since the mid-1990s. However, processing of this type of steel requires extreme care during the welding procedure due to its low toughness and high strength in the welded state when not post weld heat treated, in addition to its increased susceptibility to cracking during stress relaxation. Previous research into crack formation in heat resistant steel has largely focussed on thermal and metallurgical factors; however, little knowledge has been gathered regarding the influence of the welding procedure on crack formation during post weld heat treatment taking into account real-life manufacturing conditions.

In the first part, the influence of heat control on the mechanical properties has been investigated using freely shrinking laboratory samples. Whereas heat control was clearly shown to have an impact on the structure of the weld, it had no significant effect on the mechanical properties. Furthermore, there was no stress relief cracking resulting from post weld heat treatment of the samples welded under conditions allowing free shrinkage.

The second part concerns the reproduction of real-life manufacturing conditions prevailing during the construction of petrochemical reactors. To this end, the basic constructional conditions during pre-heating, welding, dehydrogenation heat treatment, and the final post weld heat treatment were realistically simulated in a special 3-D testing facility designed to prevent shrinkage during welding and subsequent heat treatments. Under conditions restricting shrinkage it was possible to show the different effects of pre-heating and interpass temperatures and heat input on the resulting forces, momentums and stresses. Within the range of parameters examined the total reaction stress applied after welding depended largely on the heat input. The lowest possible total heat input results in the lowest stress load on the building parts. In all experiments stress relief cracks were formed during post weld heat treatment. The summary length of the cracks correlated with the measured reaction stresses due to welding. In the test, detection of the cracks during post weld heat treatment was for the first time performed in-situ using acoustic emission analysis. Crack formation was thus shown to start in the temperature range between 300 °C and 500 °C. The reaction stresses after post weld heat treatment reached a similar level regardless of the load initially applied. The toughness of the weld significantly decreased in comparison with the samples welded in conditions allowing free shrinkage.

REM and TEM analyses of comparable samples with and without load showed accelerated aging as a result of early precipitation of special carbides during post weld heat treatment in defined clamping conditions. The increase in grain boundary segregation correlated with a significant decrease of the notched bar impact value of samples welded when clamped in.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Fachbereich 9.4 Integrität von Schweißverbindungen der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung in Berlin im Rahmen eines industriellen Forschungsprojektes mit der voestalpine Böhler Welding Germany GmbH.

An erster Stelle gilt mein Dank meinen Eltern, die mich in meinem bisherigen Leben immer unterstützt haben und mir den Freiraum gaben, eigene Wege zu gehen.

Mein herzlicher Dank gilt meinem Doktorvater und Fachbereichsleiter Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Kannengießer für die engagierte Betreuung und die Übernahme des Hauptgutachtens. Du hast mir das Vertrauen und den Spielraum gegeben, den man zum wissenschaftlichen Arbeiten braucht. Danke.

Herrn Prof. Dipl.-Ing. Dr.-techn. Peter Mayr danke ich für die unkomplizierte Übernahme des Gutachtens.

Ich danke der voestalpine Böhler Welding Germany GmbH für die finanzielle und materielle Unterstützung. Herrn Dr. Martin Schmitz-Niederau, Fred Grimm und Markus Kaizik möchte ich für die tolle Zusammenarbeit sowie die Begeisterung und Zuversicht in das Gelingen des Forschungsprojektes danken. Herrn Dr.-Ing. Frank Hanus von der AG der Dillinger Hüttenwerke danke ich für seine Unterstützung bei der Beschaffung des Grundwerkstoffes.

Meinem langjährigen Bürokollegen und Freund, Dr.-Ing. Arne Kromm, danke ich für die hervorragende Zusammenarbeit, die konstruktiven Diskussionen und die Korrektur meiner Arbeit. Vielen Dank für die schöne Zeit.

Mein besondere Dank gilt den Mitarbeitern der Fachbereiche 9.3 und 9.4. Für Ihre Unterstützung meiner Experimente, für die Einsatzbereitschaft bei diversen Nachtschichten und die Realisierung zahlreicher Sonderkonstruktionen möchte ich mich ganz besonders bei Andreas Hannemann, Marco Lammers, Thomas Michael, Marina Marten, Klaus Scheideck und Peter Friedersdorf bedanken. Mit eurer Hilfe konnte ich so manch brennende Idee experimentell umsetzen.

Herrn Dr. Bohse danke ich für die Bereitstellung der Schallemissionsanlage und die kompetente und umfangreiche Hilfe bei der Aufbereitung und Interpretation der Ergebnisse.

An der BAM hatte ich die Möglichkeit, zahlreiche Forschungs- und Analyseeinrichtungen zu nutzen. Allen Mitarbeitern der BAM, die mich dabei stets sehr offen empfangen und tatkräftig unterstützt haben, möchte ich auf diesem Wege meinen herzlichen Dank aussprechen. Es ist nicht selbstverständlich, sich für die Ideen und Fragestellungen ständig wechselnder Jungwissenschaftler zu begeistern und zu engagieren. Vielen Dank.

Für die Durchsicht der Arbeit bedanke ich mich ganz herzlich bei Jürgen und Regina Köhler.

Inhaltsverzeichnis

| | |
|---|-----------|
| 1 Herausforderungen bei der Verarbeitung von bainitischen Cr-Mo-(V)-Stählen | 1 |
| 2 Kenntnisstand | 5 |
| 2.1 Warmfeste Stähle | 5 |
| 2.2 Relaxationsversprödung – Rissbildung beim Spannungsarmglühen | 6 |
| 2.3 Mechanismen der Relaxationsversprödung | 7 |
| 2.4 Einflussgrößen auf die Relaxationsversprödung | 9 |
| 2.4.1 Metallurgische Einflussfaktoren der Relaxationsversprödung | 10 |
| 2.4.1.1 Legierungselemente | 10 |
| 2.4.1.2 Wirkung von Begleitelementen und Verunreinigungen | 14 |
| 2.4.1.3 Kriterien zur Bewertung der Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit | 16 |
| 2.4.2 Thermische Einflussfaktoren auf die Relaxationsversprödung | 20 |
| 2.4.2.1 Stahlherstellung – Grundwerkstoffeigenschaften | 20 |
| 2.4.2.2 Wärmeführung beim Schweißen | 22 |
| 2.4.2.3 Wärmenachbehandlung (PWHT) | 25 |
| 2.4.3 Mechanische Einflussfaktoren auf die Relaxationsversprödung | 32 |
| 2.4.3.1 Schrumpfbehinderung von Schweißnähten – Konzept des Entspanngrades | 32 |
| 2.4.3.2 Einfluss schweißbedingter Eigenspannungen auf die SRR-Empfindlichkeit | 34 |
| 2.4.3.3 Testverfahren zur Bewertung der SRR-Empfindlichkeit | 36 |
| 2.5 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen zum Kenntnisstand | 38 |
| 2.6 Aufgabenstellung | 41 |
| 3 Versuchsdurchführung | 43 |
| 3.1 Werkstoffcharakterisierung | 43 |
| 3.1.1 Grundwerkstoff | 43 |
| 3.1.2 Schweißgut | 46 |
| 3.2 Experimentelles | 48 |
| 3.2.1 Schweißanlage | 48 |
| 3.2.2 Ermittlung der Wasserstoffkonzentration | 49 |
| 3.2.2.1 Bestimmung des Wasserstoffgehaltes im Schweißgut mittels Trägergasheißextraktion | 50 |
| 3.2.2.2 Bestimmung des Wasserstoffgehaltes der Schweißzusatzwerkstoffe | 51 |
| 3.2.2.3 Bestimmung des Wasserstoffgehaltes der einzelnen Bestandteile des Schweißpulvers | 52 |
| 3.2.3 Schweißversuche an frei schrumpfenden Proben zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes | 52 |
| 3.2.3.1 Nahtkonfiguration und Probenentnahme | 53 |
| 3.2.3.2 Schweißparameter | 53 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 3.2.4 | Schweißversuche an frei schrumpfenden Proben zur Ermittlung des Einflusses der Schweißparameter auf die mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes | 53 |
| 3.2.4.1 | Nahtkonfiguration und Probenentnahme | 54 |
| 3.2.4.2 | Schweißparameter | 55 |
| 3.2.5 | Gleeble-Zugversuche bei geringer Dehnrates | 57 |
| 3.2.5.1 | Probengeometrie | 57 |
| 3.2.5.2 | Versuchsparameter | 59 |
| 3.2.6 | Einsensor-Differenz-Thermoanalyse | 60 |
| 3.2.7 | Bauteilsimulation mit der 2-MN-Prüfanlage | 62 |
| 3.2.7.1 | Ermittlung der Systemsteifigkeit und des Einspanngrades für die 2-MN-Prüfanlage | 64 |
| 3.2.7.2 | Versuchsaufbau und Probengeometrie | 67 |
| 3.2.7.3 | Schweißparameter | 68 |
| 3.2.7.4 | Temperaturführung | 68 |
| 3.2.7.5 | Ermittlung der mechanischen Eigenschaften | 71 |
| 3.2.8 | Schallemissionsprüfung | 72 |
| 4 | Ergebnisse und Diskussion | 75 |
| 4.1 | Qualifizierung einer geeigneten Draht/Pulver Kombination | 75 |
| 4.1.1 | Bewertung der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes | 75 |
| 4.1.2 | Bestimmung der mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes | 76 |
| 4.1.2.1 | Aufbau und Gefüge der Schweißnaht: Metallographie und Härte | 76 |
| 4.1.2.2 | Kerbschlagarbeit | 80 |
| 4.1.3 | Bestimmung des Wasserstoffgehaltes im Schweißgut | 80 |
| 4.1.4 | Untersuchungen zur Relaxationsversprödung (Gleeble-Zugversuch) | 82 |
| 4.2 | Schweißversuche unter freier Schrumpfung | 85 |
| 4.2.1 | Aufbau und Gefüge der Schweißnaht | 85 |
| 4.2.2 | Abkühlgeschwindigkeit | 86 |
| 4.2.3 | Härte | 87 |
| 4.2.4 | Kerbschlagarbeit | 91 |
| 4.2.5 | Einfluss der Wärmeführung auf die Relaxationsversprödung im Gleeble-Zugversuch | 97 |
| 4.3 | Einfluss der Wärmeführung auf das Umwandlungsverhalten des Schweißgutes | 99 |
| 4.3.1 | Einsensor-Differenz-Thermoanalyse | 99 |
| 4.3.1.1 | Bestimmung der Bainit- und Martensitumwandlungstemperaturen | 99 |
| 4.3.1.2 | Austenitbildung während der Aufheizphase | 101 |
| 4.3.2 | Einsatz der SS-DTA zur Erstellung eines Schweiß-ZTU-Schaubilds | 103 |
| 4.4 | Schweißversuche unter definierter äußerer Schrumpfbinderung | 108 |
| 4.4.1 | Einfluss der Wärmeführung auf den Aufbau und das Gefüge der Schweißnaht | 108 |
| 4.4.2 | Temperaturmessungen | 109 |
| 4.4.2.1 | Einfluss der Wärmeführung auf die $t_{8/5}$ -Zeit | 109 |
| 4.4.2.2 | Einfluss der Wärmeführung auf das Temperaturprofil während des Schweißens | 111 |
| 4.4.3 | Reaktionskräfte während der schweißtechnischen Verarbeitung | 113 |
| 4.4.3.1 | Reaktionskraftverlauf während des Vorwärmens (II) | 113 |
| 4.4.3.2 | Reaktionskraftverlauf während des Schweißens (III) | 114 |
| 4.4.3.3 | Reaktionskraftverlauf während des Wasserstoffarmglühens und der Abkühlung auf Umgebungstemperatur (IV) | 120 |
| 4.4.3.4 | Reaktionskraftverlauf während der Wärmenachbehandlung | 121 |

| | | |
|----------|---|------------|
| 4.4.4 | Einfluss der Wärmeführung auf die Reaktionskräfte beim Schweißen | 122 |
| 4.4.4.1 | Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskräfte | 122 |
| 4.4.4.2 | Einfluss der Streckenenergie auf die Reaktionskräfte | 126 |
| 4.4.4.3 | Statistische Auswertung des Einflusses der Wärmeführung auf die Reaktionskraft | 129 |
| 4.4.5 | Entwicklung der Reaktionsmomente während der schweißtechnischen Verarbeitung | 130 |
| 4.4.5.1 | Momentenverlauf während des Vorwärmens (II) | 132 |
| 4.4.5.2 | Momentenverlauf während des Schweißens (III) | 134 |
| 4.4.5.3 | Momentenverlauf während des Wasserstoffarmglühens und der Abkühlung auf Umgebungstemperatur (IV) | 138 |
| 4.4.5.4 | Momentenverlauf während der Wärmenachbehandlung | 139 |
| 4.4.6 | Einfluss der Wärmeführung auf das Reaktionsmoment während des Schweißens | 141 |
| 4.4.6.1 | Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionsmomente | 142 |
| 4.4.6.2 | Einfluss der Streckenenergie auf das Reaktionsmoment während des Schweißens | 143 |
| 4.4.6.3 | Statistische Auswertung des Einflusses der Wärmeführung auf das Reaktionsmoment | 147 |
| 4.4.7 | Einfluss der Wärmeführung auf die Reaktionsspannungen | 150 |
| 4.4.8 | Einfluss der Wärmeführung auf die Entstehung von Spannungsrelaxationsrissen (SRR) | 153 |
| 4.4.9 | Einfluss der Wärmeführung auf die Kerbschlagarbeit des Schweißgutes | 155 |
| 4.5 | Rissbildung während der Wärmenachbehandlung unter definierten Einspanbedingungen | 157 |
| 4.5.1 | In-Situ-Beobachtung der Rissentstehung mittels Schallemissionsmessung | 158 |
| 4.5.2 | Rissanalyse | 160 |
| 4.5.2.1 | Magnetpulver-Rissprüfung | 160 |
| 4.5.2.2 | Lichtmikroskopie | 161 |
| 4.5.2.3 | Rasterelektronenmikroskopie (REM) | 163 |
| 4.5.2.4 | Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) | 165 |
| 5 | Zusammenfassung und Schlussfolgerungen | 171 |
| | Literatur | 177 |
| | Abbildungsverzeichnis | 195 |
| | Tabellenverzeichnis | 205 |
| | Abkürzungs- und Symbolverzeichnis | 207 |
| | Anhang | 213 |
| A.1 | Stand der Technik | 213 |
| A.1.1 | Einteilung unlegierte und legierte Stähle | 213 |
| A.1.2 | Berechnungsansätze zur Abschätzung der maximalen Härte in der Wärmeeinflusszone | 214 |
| A.2 | Experimentelles | 215 |
| A.3 | Untersuchungen zur Reduzierung des Wasserstoffgehaltes im Schweißgut | 216 |
| A.3.1 | Alternative Analysemethoden zur Bestimmung der Wasserstoffkonzentration unverarbeiteter Schweißzusatzwerkstoffe | 216 |

| | | |
|-----------------------------|--|------------|
| A.3.2 | Analyse des Wasserstoffgehaltes in ausgewählten Rohstoffen des Schweißpulvers | 220 |
| A.4 | Schweißversuche unter freier Schrumpfung | 223 |
| A.5 | ZTU-Schaubild eines V-Ti-B modifizierten und eines konventionellen 2,25Cr-1Mo-Stahls | 224 |
| A.6 | Schweißversuche unter Schrumpfbehinderung | 224 |
| A.7 | Rissanalyse | 228 |
| Stichwortverzeichnis | | 229 |

1 Herausforderungen bei der Verarbeitung von bainitischen Cr-Mo-(V)-Stählen

Niedriglegierte, bainitische Cr-Mo-(V)-Stähle werden vorrangig im petrochemischen Reaktorbau (vgl. *Abbildung 1.1*), z. B. für Hydrocracker und dickwandige Hochtemperatur-Wasserstoffdruckbehälter, eingesetzt. Cr-Mo-(V)-Stähle zeichnen sich durch ihre hohe Warmfestigkeit, gute Druckwasserstoffbeständigkeit und ihre hohe Lebensdauer unter Kriechbelastung aus. Der klassische Werkstoff zur Herstellung solcher Anlagen war in den letzten 50 Jahren der Stahl 10CrMo9-10, mit 2,25 % Cr und 1 % Mo, in verarbeiteten Wandstärken von 150 mm bis 350 mm und einer maximalen Prozessstemperatur von 454 °C [1, 2]. Steigende Umweltauflagen und das Streben nach einer möglichst effizienten und flexiblen Verarbeitung des Erdöls erforderten jedoch die Anhebung der Prozesstemperaturen und -drücke und führten zur stetigen Weiterentwicklung der Stähle. Die heute zur Herstellung moderner synthetischer Kraftstoffe geforderten Prozesstemperaturen von bis zu 482 °C und Wasserstoffdrücke von bis zu 34,5 MPa lassen sich nur durch den Einsatz V-modifizierter, mikrolegierter Stähle erreichen [3]. Der mit 0,25 % V modifizierte Stahl 13CrMoV9-10 wird seit Mitte der neunziger Jahre im petrochemischen Reaktorbau eingesetzt und weist eine wesentlich verbesserte Kriechbeständigkeit bei höheren Temperaturen sowie einen höheren Widerstand gegen wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung und Plattierungsablösungen auf [4, 5].



Abbildung 1.1: Raffinerieanlage von BP „Eine Raffinerieanlage steht fast niemals still – sogar bei Nacht verwandelt Sie Erdöl in Produkte des täglichen Bedarfs.“ [6]

Die schweißtechnische Verarbeitung des modernen V-modifizierten Stahls gilt jedoch als anspruchsvoller als die der Standardgüte, sodass derzeit nur wenige Hersteller petrochemischer Reaktoren qualifiziert sind den neuen Typ zu verarbeiten [3–5]. *Abbildung 1.2* veranschaulicht die Reduzierung des Parameterfensters¹ beim Einsatz V-modifizierter Stahlgüten (CrMoV, T23, T24), welche nur durch präzise Prozessführung und hoch spezialisiertes Personal zu verarbeiten sind. Die Herstellung petrochemischer Reaktoren mit Wandstärken von bis zu 475 mm, einem Durchmesser von bis zu 8 m, einer Länge von bis zu 30 m und einem Gewicht von mehreren 100 t erfolgt in zahlreichen einzelnen Schritten über einen Zeitraum von mehreren Monaten [3]. Dabei erfordern die niedrige Zähigkeit, die hohe Härte und die hohe Festigkeit des Schweißgutes im geschweißten Zustand eine äußerst umsichtige Handhabung der Komponenten bis zur abschließenden Wärmenachbehandlung (PWHT²).

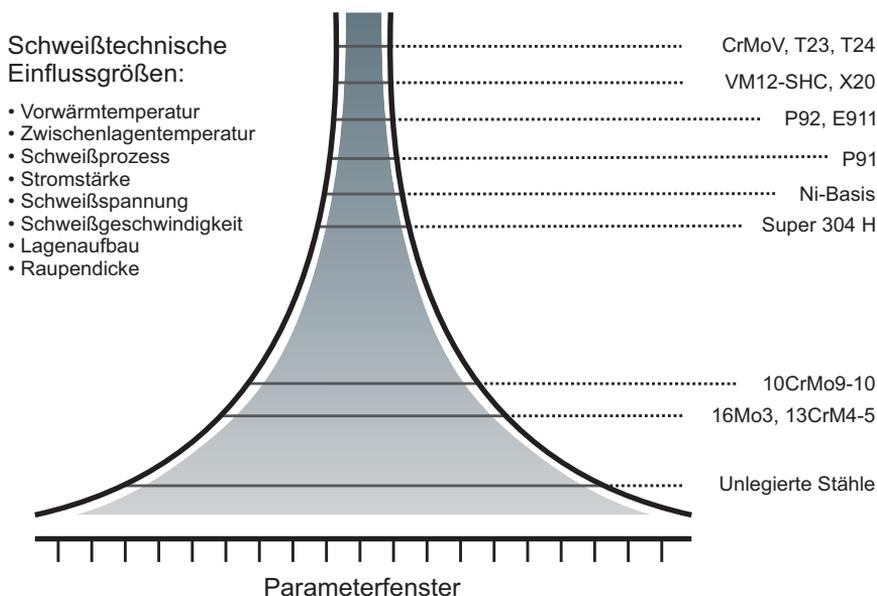


Abbildung 1.2: Parameterfenster zur sachgerechten Schweißung warmfester Stähle [7–9]

Das PWHT erfolgt nach Abschluss aller schweißtechnischen Verarbeitungsschritte durch eine Wärmebehandlung des kompletten Behälters und dient der Einstellung der mechanischen Güterwerte im Schweißgut und der Wärmeeinflusszone (WEZ³) sowie dem Abbau schweißbedingter Bauteil- und Eigenspannungen. Sowohl der klassische als auch der V-modifizierte Werkstoff weisen jedoch eine hohe Sensitivität gegenüber Spannungsrelaxationsrissen (SRR) auf. Bei SRR handelt es sich um ein Phänomen, das beim Zwischenglühen (ISR⁴), beim PWHT und im Hochtemperaturbetrieb auftreten kann. Die Rissbildung ist an technologische Abläufe gebunden, bei denen zunächst in

1 Wärmeeinbringung, Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Wasserstoffgehalt der Schweißzusatzwerkstoffe, Schweißprozess, Stromstärke, Schweißspannung, Schweißgeschwindigkeit, Lagenaufbau, Raupendicke, Umgebungsbedingungen (Klima).

2 Wärmenachbehandlung / Spannungsarmglühen, engl.: Post Weld Heat Treatment (PWHT).

3 Wärmeeinflusszone, engl.: Heat Affected Zone (HAZ).

4 Zwischenglühen, eng.: Intermediate Stress Relief (ISR).

Lösung gegangene Ausscheidungen¹ während einer erneuten Erwärmung wieder ausgeschieden werden und zu Festigkeitsunterschieden zwischen dem Korninneren und den Korngrenzen führen. Die Rissbildung, mit interkristallin verlaufendem Risspfad, wird im Wesentlichen durch die Wechselwirkung thermischer, metallurgischer und mechanischer Faktoren beeinflusst.

Bisherige Untersuchungen konzentrierten sich vorrangig auf den Einfluss und die Wechselwirkung thermischer und metallurgischer Faktoren und vernachlässigten den mechanischen Einfluss durch die konstruktive Schrumpfbehinderung, wie sie vor allem in dickwandigen Rohrkonstruktionen vorliegt. Aufgrund neuer, mikrolegierter Werkstoffkonzepte mit sehr hohem Reinheitsgrad treten bisher bekannte SRR-Ursachen, wie die Versprödung der ehemaligen Austenitkorngrenzen durch P- oder S-Ausscheidungen, in den Hintergrund. Insbesondere das Auftreten von Schadensfällen bei Verarbeitern, welche noch unerfahren im Umgang mit V-modifizierten Stählen waren, weisen darauf hin, dass die Ursachen für SRR vor allem im Verarbeitungsprozess zu suchen sind [8–10]. Der Einfluss der Wärmeführung beim Schweißen auf die resultierende Bauteilbeanspruchung sowie die Rissbildung beim Spannungsarmglühen unter Berücksichtigung realistischer Fertigungsbedingungen, insbesondere der konstruktiven Schrumpfbehinderung, wurde bisher noch nicht untersucht.

Im Folgenden wird der Kenntnisstand reflektiert, welcher zunächst die Mechanismen der Rissentstehung beim Spannungsarmglühen und die bekannten Einflussgrößen auf die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit wiedergibt. In diesem Zusammenhang werden unterschiedliche Kriterien zur Bewertung der SRR-Empfindlichkeit, das Ausscheidungsverhalten der Karbide in niedriglegierten Cr-Mo-(V)-Stählen sowie bisherige Erkenntnisse zum kritischen Temperaturbereich der Rissinitiierung wiedergegeben. Da ein wesentlicher Anteil dieser Arbeit darin bestand, die Produktionsbedingungen realitätsnah im Bauteilversuch abzubilden, erfolgt eine kurze Erläuterung zum Konzept des Einspanngrades. Ferner werden bisherige Veröffentlichungen zur Entstehung von schweißbedingten Spannungen unter definierten Einspannbedingungen und deren Einfluss auf die Entstehung von SRR diskutiert.

1 Karbide, Begleit- und Legierungselemente, Verunreinigungen.

2 Kenntnisstand

Das folgende Kapitel fasst den aktuellen Stand der Technik zu den wichtigsten Aspekten der vorliegenden Arbeit zusammen. Beginnend mit den Grundlagen zum Einsatz niedriglegierter Stähle im Kraftwerks- und petrochemischen Reaktorbau sowie deren schweißtechnische Verarbeitung, wird insbesondere auf die Gefahr der Rissbildung während der Wärmenachbehandlung eingegangen. Es werden neben den Mechanismen vor allem die thermischen, metallurgischen und mechanischen Einflussfaktoren der Rissbildung erörtert.

2.1 Warmfeste Stähle

Warmfeste Stähle zeichnen sich dadurch aus, dass ihre mechanischen Eigenschaften auch bei hohen Temperaturen weitestgehend erhalten bleiben. Das heißt, dass ihre Festigkeit mit steigender Temperatur nur geringfügig abfällt und sie einen hohen Widerstand gegenüber Kriechen¹ aufweisen. Sie werden hauptsächlich für Bauteile eingesetzt, die bei hohen Temperaturen mechanischen sowie chemischen Beanspruchungen unterliegen. Hierzu zählen neben dem Kessel- und Kraftwerksbau vor allem der petrochemische Reaktorbau sowie der Gasturbinen- und Triebwerksbau.

Warmfeste Stähle lassen sich nach ihrer Einsatz- bzw. Betriebstemperatur in ferritische und austenitische warmfeste Stähle einteilen. Für Betriebstemperaturen bis 600 °C werden Stahlsorten mit einem ferritisch- perlitischen bis martensitischen Gefüge mit unterschiedlichem Legierungsgehalt eingesetzt. Dabei beschränkt sich der Bereich der unlegierten Feinkornstähle² auf eine max. Einsatztemperatur von rund 400 °C [14, S. E45]. Höhere Zeitstandfestigkeiten werden durch das Zulegieren der Elemente Molybdän, Chrom und Vanadium erreicht, welche temperaturbeständige Sonderkarbide bilden und die Warmfestigkeit der Matrix durch Mischkristallverfestigung und Ausscheidungsverfestigung³ erhöhen. Liegen die Gehalte der einzelnen Legierungselemente unter 5 % werden die Stähle als niedriglegierte, bei höheren Legierungsgehalten als hochlegierte warmfeste (ferritische) Stähle bezeichnet. Niedriglegierte Stähle können aufgrund der mit steigender Temperatur rasch zunehmenden Verzunderung bis 550 °C, hochlegierte ferritische Stähle ($\text{Cr} \geq 12\%$) mit martensitischer Matrix bis max. 600 °C eingesetzt werden. Betriebstemperaturen zwischen 570 °C – 750 °C erfordern den Einsatz hochlegierter austenitischer Chrom-Nickel-Stähle, welche eine hohe Zunder- und Korrosionsbeständigkeit⁴ aufweisen.

Die Fertigung der zumeist extrem dickwandigen Konstruktionen erfordert in der Regel den Einsatz der Schweißtechnik als Fügeverfahren. Hieraus ergibt sich die wichtigste technologische Forderung, eine gute Schweißbeugung, welche durch die Begrenzung des Kohlenstoffgehaltes auf 0,2%,

1 Kriechen bezeichnet die stetige (zeitabhängige) Zunahme der plastischen Verformung bei konstanter Belastung [11, S. 177, 12, S. 355].

2 Bezeichnung nach DIN EN 10020 [13].

3 Durch Bildung von interstitiellen Phasen (Einlagerungsstrukturen), welche die Atombeweglichkeit und Versetzungsvorgänge (Klettern, Quergleiten) hemmen [12, S. 32 ff.].

4 Schutz durch festhaftende Oxidschicht.

ein feinkörnig erschmolzenes Grundwerkstoffgefüge sowie geringste Gehalte an Begleit- und Spurenelementen, wie zum Beispiel S, P, Pb usw., erreicht wird [14, S. E39 ff.].

Trotz der grundsätzlich guten Schweißbarkeit erfordern warmfeste Stähle eine äußerst sorgfältige schweißtechnische Verarbeitung. Die große Bauteilsteifigkeit sowie die niedrigen Zähigkeiten und sehr hohen Festigkeiten des Schweißnahtgefüges im nicht spannungsarmgeglühten Zustand bergen eine hohe Rissgefahr. Zur Vorbeugung wasserstoffunterstützter Kaltrisse sind die Bauteile vor dem Fügen zwingend vorzuwärmen und nach dem Schweißen, aus der Schweißwärme heraus, einer Wasserstoffarmglühung (DHT¹) zu unterziehen. Weiterhin erfordern die Einstellung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindung und der Abbau der schweißbedingten Eigenspannungen eine abschließende Wärmenachbehandlung der Bauteile (PWHT). Dabei können insbesondere bei dickwandigen Bauteilen (> 200 mm) oder im Bereich extremer Schrumpfbehinderung verbunden mit hohen Spannungen, z.B. von eingeschweißten Stützen, sogenannte Spannungsrelaxationsrisse entstehen. Dieses Rissphänomen, im Englischen auch als Stress Relief Cracking (SRC) bezeichnet, beruht auf der Relaxationsversprödung des Schweißnahtgefüges infolge von Ausscheidungsvorgängen von zuvor zwangsgelösten Sonderkarbiden und Karbonitriden. Eine detaillierte Beschreibung der Rissmorphologie und der Mechanismen erfolgt im nächsten Abschnitt.

2.2 Relaxationsversprödung – Rissbildung beim Spannungsarmglühen

In dickwandigen Schweißverbindungen und Plattierungen² aus warmfesten, sonderkarbidbildenden Feinkornbaustählen können während der schweißtechnischen Verarbeitung, der Wärmenachbehandlung (PWHT) oder im Hochtemperaturbetrieb Risse im Schweißgut oder der Wärmeeinflusszone (WEZ) entstehen [11]. Die Rissbildung ist in jedem Fall an technologische Abläufe gebunden, bei denen zunächst in Lösung (beim Schweißen) gegangene Ausscheidungen während der erneuten Erwärmung (Folgelage, PWHT oder Betrieb) wieder ausgeschieden werden [15]. Der Risspfad verläuft zumeist interkristallin entlang der ehemaligen Austenitkorgrenzen sowohl quer als auch längs zur Schweißrichtung [11, 12, 16–31]. In der Literatur finden sich zahlreiche Bezeichnungen für dieses Rissphänomen, die sich entweder auf den Entstehungsort, den Zeitpunkt oder die Triebkraft der Rissbildung beziehen. Demnach wird das Phänomen nach dem Entstehungsort als *Nebennahtrissbildung* [32] oder *Rissbildung im Grobkornbereich der WEZ* [33, 34], nach dem Zeitpunkt der Rissbildung im fertigungstechnischen Ablauf als *Rissbildung beim Spannungsarmglühen* [34], *Reheat Cracking* (RHC) [20, 35–41] oder *Wiedererwärmungsrisse* bzw. nach der Triebkraft der Rissbildung³ als *Stress Relief Cracking* (SRC) [24–27, 42, 43], *Spannungsrelaxationsriss*, *Relaxationsversprödung* oder *Relaxationsrissigkeit* [15, 44, 45] bezeichnet. Eine weitere Bezeichnung, als *Ausscheidungsrisse*, findet sich in [11, S. 411, 12, S. 230].

In der vorliegenden Arbeit wird dieses Rissphänomen nach der Triebkraft der Rissbildung mit dem deutschen Begriff *Spannungsrelaxationsriss* (SRR) bzw. Relaxationsversprödung bezeichnet, was dem im englischen Sprachraum gebräuchlichen *Stress Relief Cracking* (SRC) entspricht.

Eine weitere Differenzierung der Rissbildung an warmfesten Stählen findet sich bei Schüller et al. [46], wonach Risse in warmfesten Stählen entsprechend ihrer Lage und ihrer Ausrichtung

1 Engl.: Dehydrogenation Heat Treatment.

2 Austenitische Schweißbandplattierung eines ferritischen Grundwerkstoffes.

3 Dem Spannungsabbau.

im Schweißnahtbereich klassifiziert werden. Risse im Schweißgut werden als Typ I bezeichnet, wenn sich ihr Auftreten auf das Schweißgut beschränkt. Erstrecken sich die Risse allerdings bis in die WEZ, werden sie dem Typ II zugeordnet. Risse vom Typ III hingegen entstehen im Grobkornbereich der Wärmeeinflusszone entlang der Schmelzlinie und können sich sowohl in diesem Bereich als auch bis in den Grundwerkstoff ausdehnen. Der von Brett [47] eingeführte Risstyp IIIa findet sich ebenfalls in der Region der Schmelzlinie, tritt jedoch nur innerhalb vollständig rekristallisierter Bereiche der WEZ auf. Risse in der Feinkorn- oder Anlass- bzw. Erweichungszone¹ im Übergangsbereich zum unbeeinflussten Grundwerkstoff werden als Typ IV-Risse bezeichnet. Die von Mayr [48] um den Typ IIIa erweiterte schematische Darstellung der Rissarten nach Schüller et al. [46], zeigt *Abbildung 2.1*.

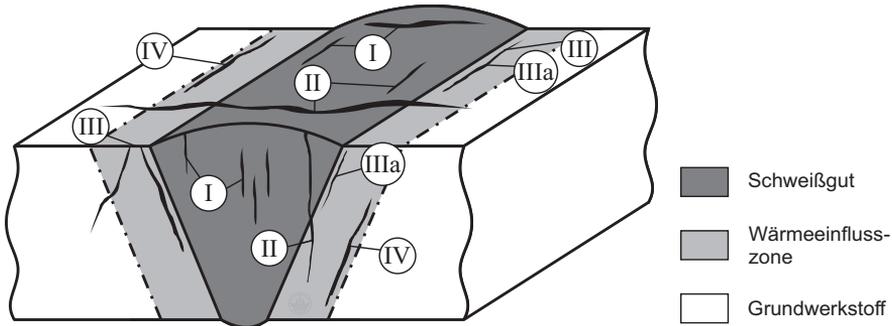


Abbildung 2.1: Erweiterte schematische Darstellung der Rissarten in Anlehnung an [46, 48]

Den aufgeführten Risstypen lassen sich verschiedenste Rissphänomene mit unterschiedlichen Bildungsmechanismen zuordnen. So lassen sich beispielsweise Heiß- und Kaltrisse als Typ I und Typ II klassifizieren, während Ermüdungsrisse² dem Typ IV zuzuordnen sind [48]. Spannungsrelaxationsrisse hingegen lassen sich sowohl dem Typ I und II als auch dem Typ III zuordnen. Dabei tritt SRR vom Typ I und II zumeist im Mehrlagenschweißgut auf, bei dem sich Zonen³ ähnlich der WEZ des Grundwerkstoffes einstellen, sodass hier identische Mechanismen zur Rissbildung führen. Eine ausführliche Beschreibung der einzelnen Risstypen und die Zuordnung der unterschiedlichen Rissphänomene findet sich in [48]. Die Mechanismen und Einflussgrößen der Relaxationsversprödung beim Spannungsarmglühen warmfester Stähle werden in den folgenden Abschnitten näher erläutert.

2.3 Mechanismen der Relaxationsversprödung

Ogleich die grundlegenden Mechanismen der Relaxationsversprödung allgemein bekannt und zahlreich in der Literatur dokumentiert sind, werden insbesondere die Einfluss- und Kontrollfaktoren sowie die detaillierten Vorgänge der Rissbildung weiterhin kontrovers diskutiert. Im Allgemeinen entstehen Spannungsrelaxationsrisse (SRR) wenn die Spannungen während der Wärmebehandlung das lokale Verformungsvermögen des Werkstoffes überschreiten. Dazu sind grundsätzlich folgende technologische Abläufe erforderlich:

¹ Engl.: intercritical zone.

² Hier: Rissbildung am Ende der Lebensdauer eines Bauteils unter Kriechbeanspruchung.

³ Fein-, Grobkorn- und Erweichungszone, (nicht rekristallisiertes Schweißgut), vgl. *Abschnitt 2.4.2.2*.

- Annähernd vollständige Auflösung der Karbide und Karbonitride im schmelzgrenznahen (Grobkorn-) Bereich während des Schweißens.
- Teilweise Zwangslösung (Übersättigung) der sonderkarbidbildenden Elemente infolge der schnellen Abkühlung nach dem Schweißen.
- Ausscheidung der zwangsgelösten Elemente und Bildung von Sonderkarbiden in der Matrix während einer weiteren Wärmenachbehandlung.

Einigkeit über die Rissentstehung besteht darin, dass Ausscheidungsvorgänge zu Festigkeitsunterschieden zwischen den Korngrenzbereichen und dem Korninneren führen. Infolge der geringeren Festigkeit finden die Relaxationsvorgänge größtenteils über Gleitvorgänge in den Korngrenzbereichen statt, vgl. *Abbildung 2.2* (a). Dabei führt das Gleiten über die Korngrenze (A–B) zum Aufreißen der benachbarten Korngrenze (B–C) und zur Rissinitiierung, vgl. *Abbildung 2.2* (b). Der Rissfortschritt erfolgt entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen und führt zur typischen, überwiegend interkristallinen Trennung, wie sie schematisch in *Abbildung 2.2*, Bild (a) dargestellt ist.

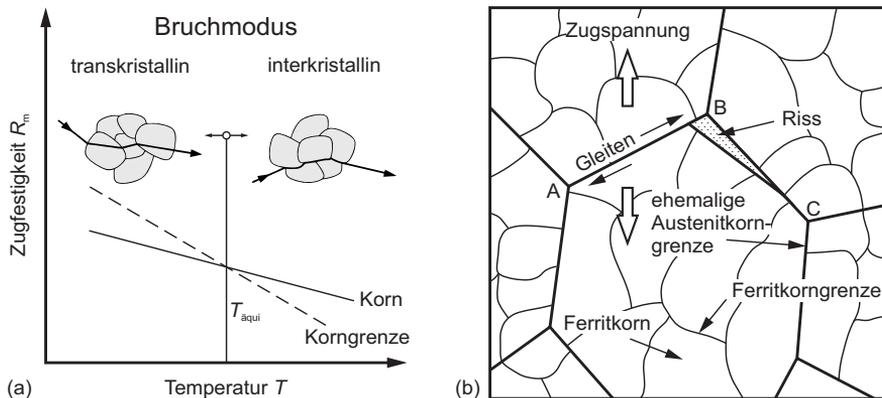


Abbildung 2.2: Schematische Darstellung des Bruchverhaltens metallischer Werkstoffe mit zunehmender Temperatur nach Bargel und Schulze [12, S. 33] (a), Schematische Darstellung der Rissinitiierung durch Korngrenzgleiten nach Tamaki et al. [37] (b)

Unterschiedliche Meinungen finden sich jedoch hinsichtlich der beim SRR wirksamen Ausscheidungsmechanismen und der daraus resultierenden Ver- oder Entfestigung der Korngrenzbereiche bzw. des Korninneren [21, 32, 38]. Sie lassen sich im Wesentlichen zu folgenden Annahmen zusammenfassen:

- Ausscheidungen von meist inkohärenten Karbiden wie Fe_3C , M_{23}C_6 oder M_6C auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen führen zur Schwächung der Korngrenzen und damit zur Werkstofftrennung während des Spannungsarmglühens [17, 34, 48–51].
- (Filmartige) Anreicherungen bestimmter Legierungs- und/oder Begleitelemente¹ an den ehemaligen Austenitkorngrenzen führen beim Spannungsarmglühens zur Korngrenzentrennung infolge von Fließvorgängen [18, 37, 39, 50, 52–55].

¹ Verunreinigungen.

- Feindisperse (meist kohärente) Ausscheidungen im Korninneren (z. B. V_4V_3 , Mo_2C) bewirken eine Festigkeitssteigerung der (Ferrit-)Körner gegenüber den ehemaligen Austenitkorgrenzen, sodass Fließvorgänge nur über Gleitvorgänge entlang der schwächeren Korngrenzbe- reiche ablaufen können, was zum Abgleiten der Korngrenzen, zur Bildung von Poren und letztlich zur Werkstofftrennung führen kann [16, 17, 37, 50, 56–59].

Es bleibt festzuhalten, dass sich sowohl die Schwächung der ehemaligen Austenitkorgrenzen als auch die Kornverfestigung auf die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit auswirken. Während Karbidausscheidungen jedoch eine notwendige Voraussetzung für SRR sind, wirken Verunrei- nigungen zwar begünstigend auf das Auftreten von SRR, sind jedoch nicht ursächlich [18]. Die Einflussgrößen auf die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit warmfester Werkstoffe werden in den folgenden Abschnitten diskutiert.

2.4 Einflussgrößen auf die Relaxationsversprödung – Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit

Die Relaxationsversprödung geschweißter Komponenten und Bauteile wird im Wesentlichen durch die Wechselwirkung thermischer, metallurgischer und mechanischer Faktoren beeinflusst, vgl. *Abbildung 2.3*. So wird beispielsweise der nach dem Schweißen vorliegende Ausscheidungszustand sowohl durch die Wärme- führung und den Energieeintrag beim Schweißen als auch durch die chemische Zusammensetzung der Grund- und Zusatzwerkstoffe beeinflusst.

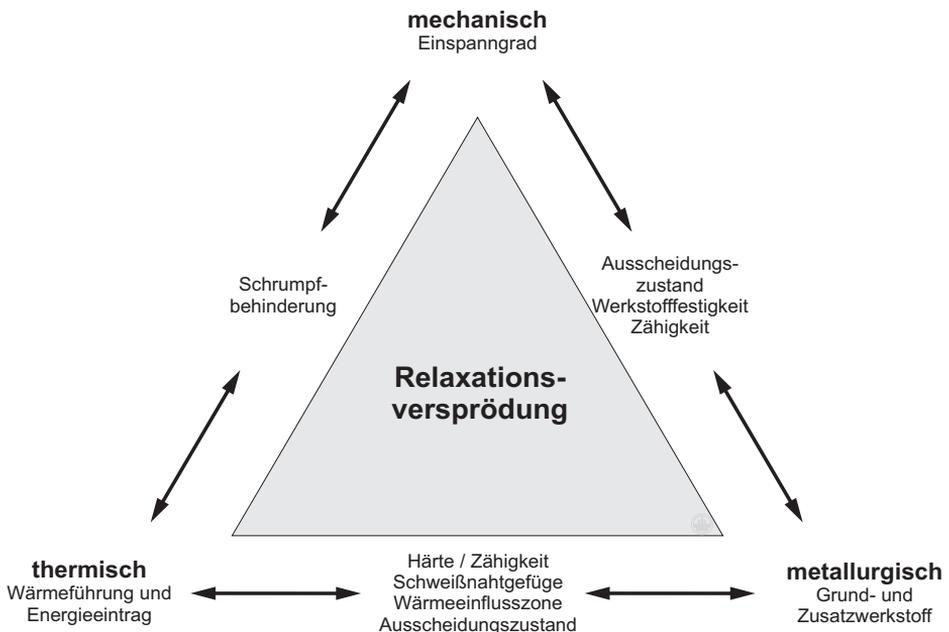


Abbildung 2.3: Einflussgrößen auf die Relaxationsversprödung bainitischer Cr-Mo-(V)-Stähle

Erkenntnisse zum Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen, der Wärmeleitung und der wirksamen Spannung welche sich zahlreich in der Literatur finden, beruhen vornehmlich auf Untersuchungen an idealisierten Laborproben und betrachten zumeist nur die Effekte und Wechselwirkung von höchstens zwei Faktoren (z. B. thermisch und metallurgisch). Der Einfluss und die Wechselwirkung mechanischer Faktoren, insbesondere der konstruktiven Schrumpfbehinderung, findet zumeist keine Berücksichtigung. Dennoch lassen sich aus den bisherigen Erkenntnissen wichtige Einflussgrößen und Maßnahmen zur Reduzierung der Rissempfindlichkeit ableiten. Anschließend werden deshalb die wesentlichen Einflussfaktoren auf die Relaxationsversprödung anhand ausgewählter Literaturstellen erläutert.

2.4.1 Metallurgische Einflussfaktoren der Relaxationsversprödung

Im folgenden Abschnitt werden die metallurgischen Einflüsse auf die Empfindlichkeit zur Relaxationsversprödung¹ reflektiert. Dabei wird vor allem auf den Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen auf den Ausscheidungszustand und die Rissempfindlichkeit eingegangen. Ferner werden Kriterien² zur Bewertung der Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit von Grund- und Zusatzwerkstoffen vorgestellt.

2.4.1.1 Legierungselemente

Die Eigenschaften von Stahl lassen sich durch Legieren vielfältig verändern. Als legiert werden Stähle nach DIN EN 10020 [13] bezeichnet, wenn der Legierungsgehalt wenigstens eines zugesetzten Elementes den festgelegten Grenzwert erreicht oder überschreitet, vgl. *Tabelle A.1* im Anhang. Zur Verbesserung der Verschleiß- und Festigkeitseigenschaften bei höheren Temperaturen, d. h. zur Steigerung der Warmfestigkeit, eignen sich vor allem Legierungselemente mit einer hohen Neigung zur Bildung von Sonderkarbiden und Nitriden sowie zur allgemeinen Steigerung der Festigkeit. Aufgrund der komplexen Wechselwirkungen und der nicht additiven Wirkung der Legierungselemente lässt sich der Einfluss einzelner Elemente auf die Relaxationsversprödung meist nur in sehr allgemeiner Form angeben. Die Wirkung der am häufigsten in Cr-Mo-V-Stählen eingesetzten Legierungselemente wird in den nächsten Abschnitten erläutert.

Wirkung von Chrom und Molybdän

Sowohl Cr als auch Mo lösen sich bevorzugt im Ferrit und scheiden sich durch geeignete Wärmebehandlungen als Karbide feinverteilt in der Matrix aus. Sie tragen zur Steigerung von Härte und Festigkeit des Stahls bei. Während Cr zu den schwächeren Karbidbildnern zählt und vornehmlich vom Fe_3C als Mischkristall aufgenommen wird sowie Mischkarbide der Form $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ bildet, gehört Mo zu den starken Karbidbildnern und bildet im Allgemeinen von der Gitterstruktur des Fe_3C abweichende Sonderkarbide der Form Mo_2C [12, S. 193].

Als karbidbildende Elemente erhöhen sowohl Cr als auch Mo die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit von Stahl. Während Ito und Nakanishi [23] sowie Nakamura et al. [57, 60] davon berichten, dass Stähle mit einem Chromgehalt $> 1,5\%$ unempfindlich gegenüber SRR sind, finden sich in der Literatur zahlreiche Aussagen die dies widerlegen und Stähle mit einem Chromgehalt von bis zu

1 Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit.

2 Berechnungskonzepte.

3 % als risskritisch klassifizieren [40, 61–63]. Zurückzuführen ist dies auf die Wechselwirkung mit anderen Legierungselementen wie V, Nb oder Ti.

Entsprechend der höheren Neigung zur (Sonder-) Karbidbildung ist der Einfluss und die Wirkung von Mo auf die Rissempfindlichkeit höher als der von Cr. Die frühe Ausscheidung von Mo_2C während der Wärmebehandlung führt zur Verfestigung der Matrix und erhöht damit die Rissempfindlichkeit. In Verbindung mit weiteren Karbidbildnern¹, die eine höhere Affinität zu C als zu Mo haben, bilden diese stabile Karbide während Mo in feste Lösung geht und eine Mischkristallverfestigung zur Folge hat [49, 64–66]. Basierend auf Untersuchungen an Cr-Mo-Stählen mit einem Chromgehalt von 0 %–5 % und einem Molybdängehalt von 0,25 %–1,5 % fassen Tamaki und Suzuki in [64, 67] die Wirkung beider Elemente wie folgt zusammen:

- Stähle mit einem Cr- und Mo-Gehalt $< 0,5\%$ sind relativ unempfindlich gegenüber SRR, vgl. Bereich I in *Abbildung 2.4*.
- Mo erhöht die Rissempfindlichkeit, insbesondere für Stähle mit einem Cr-Gehalt $< 1\%$, vgl. Bereiche I, IIa und III.
- Die Rissempfindlichkeit nimmt zunächst mit steigendem Cr-Gehalt (bis $\approx 1\%$) zu, fällt dann jedoch mit steigendem Cr-Gehalt, unabhängig vom Mo-Gehalt, ab.
- Stähle mit einem Mo-Gehalt $> 0,5\%$ und einem Cr-Gehalt von $0,5\%$ – 3% sind als sehr rissempfindlich einzustufen, vgl. Bereiche IIa, IIb und III.
- Die Rissempfindlichkeit der Stähle mit mittlerem Cr- und Mo-Gehalt (Feld IIb) verändert sich nur geringfügig wenn V zulegiert wird.
- Stähle mit einem Mo-Gehalt $> 1\%$ und $\approx 1\%$ Cr zeigen die höchste Rissempfindlichkeit, vgl. Bereich III.

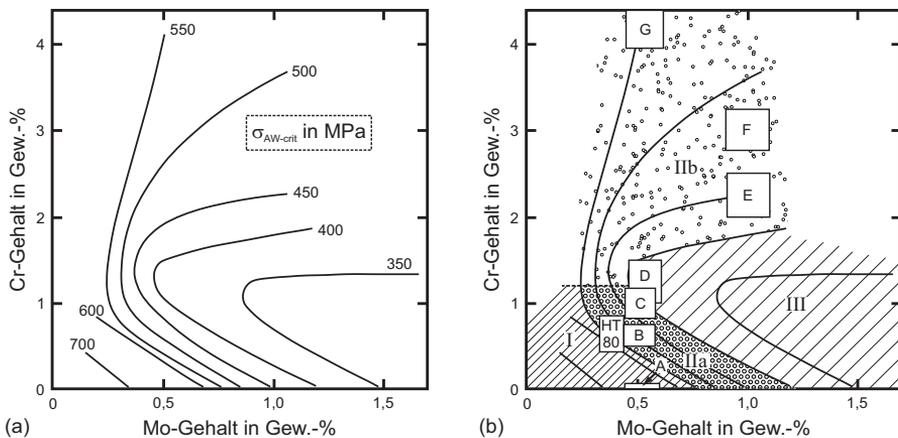


Abbildung 2.4: Darstellung der kritischen Spannung $\sigma_{AW-crit}$ als Konturlinien im Cr-Mo-Diagramm (a), Illustration der Rissempfindlichkeit (Bereiche I–III) im Cr-Mo-Diagramm (b) [64] untersuchte Stahlsorten: **A)** $1/2\text{Mo}$, **B)** $3/4\text{Cr}-1/2\text{Mo}$, **C)** $1\text{Cr}-1/2\text{Mo}$, **D)** $1\frac{1}{4}\text{Cr}-1/2\text{Mo}$, **E)** $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$, **F)** $3\text{Cr}-1\text{Mo}$, **G)** $5\text{Cr}-1/2\text{Mo}$

1 Zum Beispiel: V, Ti, Nb.

Wirkung von Vanadium

Vanadium gehört wie Molybdän zu den starken Karbidbildnern und bildet im Allgemeinen Sonderkarbide der Form VC [12, S. 193]. In Cr-Mo-Stählen hat das Zulegieren von V eine erhebliche Steigerung der Warmfestigkeit zur Folge, wodurch sich allerdings auch die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit drastisch erhöht [16, 23, 26, 27, 30, 38, 55, 64, 68]. Durch die feindisperse Ausscheidung von V_4C_3 -Karbiden innerhalb der Matrix verfestigt diese, sodass Fließvorgänge vor allem über die Korngrenzen stattfinden [52]. Die Wirkung von V lässt sich basierend auf Untersuchungen von [66, 67, 69, 70] für Cr-Mo-Stähle mit einem Chromgehalt von 0 %–2 %, einem Molybdängehalt von 0,28 %–1 % und einem V-Gehalt von 0 %–0,4 % wie folgt zusammenfassen:

- Die Rissempfindlichkeit von Stählen mit geringen Gehalten an Cr und Mo, die eigentlich unempfindlich sind, erhöht sich durch das Zulegieren von V sehr stark.
- Die Rissempfindlichkeit der ohnehin empfindlichen Stähle mit mittleren Gehalten an Cr und Mo erhöht sich nur leicht durch das Zulegieren von V.
- Die Bruchfestigkeit der meisten Cr-Mo-Stähle wird durch das Zulegieren von V nur geringfügig beeinflusst.

Wirkung von Nickel

Ni gehört zu den starken Austenitbildnern und dient in warmfesten Stählen vornehmlich der Verbesserung der mechanischen Eigenschaften¹. Während durch Ito und Nakanishi, Nakamura et al. [23, 71] in Untersuchungen an Cr-Mo-Stählen mit einem Ni-Gehalt von $\leq 3,4\%$ kein Einfluss auf die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit festzustellen war, wiesen Tamaki und Suzuki [72] einen starken Anstieg der Rissempfindlichkeit für Cr-Mo-Stähle mit einem Ni-Gehalt $> 1,5\%$ nach. Dieser Effekt ist darauf zurückzuführen, dass Ni die Karbidausscheidungskinetik verändert, was von Ritchie et al. [73] nachgewiesen wurde. Durch Zulegieren von Nickel werden gegenüber dem konventionellen 2,25Cr-1Mo-Stahl M_2C , M_3C und M_7C bereits frühzeitig während der Wärmebehandlung durch $M_{23}C_6$ ersetzt. Entsprechend des Modells von Tamaki et al. [49] kann das frühzeitige Ausscheiden von feindispersen Karbiden innerhalb der Matrix dazu führen, dass die Kornverfestigung zu einem Zeitpunkt stattfindet, zu dem die Korngrenzenfestigkeit noch hoch ist und keine signifikante Versprödung stattgefunden hat. Infolge der zügigen Karbidbildung werden möglicherweise die Festigkeitsunterschiede zwischen den Korngrenzen und der Matrix vermieden und die Rissempfindlichkeit reduziert.

Wirkung von Mangan und Silizium

Während Mn ein starker Austenitbildner ist, bildet Si als Ferritbildner bevorzugt α -Mischkristalle². Durch Zulegieren von Mn erhöhen sich neben der Schmied- und Schweißbarkeit auch die Festigkeit und der Verschleißwiderstand. Si verbessert die Zunderbeständigkeit, die Fließeigenschaften der Schmelze und dient als Desoxidationsmittel [12, S. 153, S. 217].

Hinsichtlich der Wirkung von Mn und Si auf die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit finden sich in der Literatur unterschiedliche Meinungen. Nach Vinckier und Pense [74] bewirkt die Anhebung

¹ Streckgrenze, Zähigkeit.

² Mischkristallhärter.

des Mn-Si-Verhältnisses von zwei auf vier eine deutliche Reduzierung der Rissempfindlichkeit beim 2,25Cr-1Mo-Stahl. Ebenfalls eine Reduzierung der Rissempfindlichkeit mit zunehmendem Mn-Gehalt beobachten Mullery und Cadman, Ichikawa et al. [30, 75] währenddessen Bodnar et al., Weng und McMahon [76, 77] Mn-Ausscheidungen an den ehemaligen Austenitkorngrenzen finden und diesen eine versprödende Wirkung zuschreiben. Die Segregation von Si entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen und die Reduzierung der Rissempfindlichkeit durch Absenkung des Si-Gehaltes wies Boniszewski [78] nach. Ferner verbessert und beschleunigt Si die Ausscheidung von Mo_2C sowie die Auflösung von Fe_3C . Dies intensiviert die Ausscheidung stabiler Cr-, Mo-, und V-Karbide, was einen Anstieg der Sekundärhärte¹ und damit der Rissempfindlichkeit zur Folge hat [74, 79, 80].

Wirkung von Kupfer

Kupfer hat neben der Steigerung der Härbarkeit und Festigkeit² auch die Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit³ niedriglegierter Stähle zur Folge, führt jedoch gleichzeitig zu einer Abnahme der Duktilität.

Kupfer scheidet sich bei der Wärmebehandlung nicht in Form feiner Karbide sondern als feinverteilte Kupferpartikel aus und führt zur Aufhärtung der Matrix. Dadurch erhöht sich die Empfindlichkeit gegenüber Spannungsrelaxationsrissen [23, 81, 82]. In zahlreichen Untersuchungen an Cr-Mo-(V)-Stählen wiesen Boniszewski [78] und Hunter [39, 53] nach, dass die Empfindlichkeit gegenüber SRR sowohl in der Wärmeeinflusszone als auch im Schweißgut, mit steigendem Cu-Gehalt⁴ zunimmt.

Wirkung von Titan

Titan ist ein Ferritbildner und gehört zu den Elementen mit der größten Neigung zur Bildung von starken Sonderkarbiden (der Form TiC) und Nitriden bzw. Karbonitriden [12, S. 193 ff.]. Als Legierungselement in Stahl wird Titan häufig aufgrund seiner desoxidierenden und kornfeinenden Wirkung eingesetzt.

Sowohl Ito und Nakanishi [23] als auch Tamaki et al. [70] zeigen, dass Ti-Gehalte von 0,03 % – 0,07 % im Allgemeinen einen Anstieg der Relaxationsrissempfindlichkeit niedriglegierter Cr-Mo-Stähle zur Folge haben. Dabei hängt die Wirkung des Titans sowohl vom Cr- und Mo- Gehalt als auch vom V-Gehalt ab. Die Rissempfindlichkeit erhöht sich vor allem durch Ausscheidungshärtung infolge feindisperser Karbidausscheidungen⁵ innerhalb der Matrix, die den Spannungsabbau behindern.

1 Härteanstieg infolge einer Sekundärhärtung durch Ausscheidung von Sonderkarbiden.

2 Durch Mischkristallbildung.

3 Witterungsbeständigkeit.

4 Untersucht wurden Stähle mit einem maximalen Cu-Gehalt von 1 %.

5 V_4C_3 und TiC.

Wirkung von Niob

Niob gehört zu den Legierungselementen, die mit dem Ferrit Einlagerungsmischkristalle bilden und der Festigkeitssteigerung dienen. Nachteilig ist die dabei auftretende Zähigkeitsabnahme des Stahls. Ferner ist Nb ein sehr starker Karbid- und Nitridbildner [12, S. 193 ff.].

Zum Einfluss von Nb auf die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit warmfester Cr-Mo-(V)-Stähle finden sich nur wenige Publikationen, was auf den seltenen Einsatz von Nb als Legierungselement zurückzuführen ist. Ito und Nakanishi [23] wiesen in ihren Untersuchungen an 1Cr-0,5Mo einen signifikanten Anstieg der Rissempfindlichkeit infolge der Zulegierung von Nb (0,06 %–0,1 %) nach. Lundin und Khan berichten hingegen in [38] von Untersuchungen an zwei Chargen des Stahls 2,25Cr-1Mo, von denen die eine rissunempfindlich (0,013 % Nb, 0,005 % V) und die andere rissempfindlich (0,001 % Nb, 0,108 % V) war. Tamaki et al. bestätigen in [83] einen dem V ähnlichen Effekt von Nb, was dazu führte, dass die maximale Härte ab einem kritischen Nb-Gehalt von $\approx 0,03\%$ steil anstieg¹.

Wirkung von Kohlenstoff

Nach DIN EN 10020 [13] gehört Kohlenstoff nicht zu den Legierungselementen, sondern zählt zu den Begleitelementen bzw. Verunreinigungen. Insbesondere in warmfesten Stählen dient Kohlenstoff durch Bildung starker Karbide zur Steigerung der Härte und der Zugfestigkeit, weshalb Kohlenstoff in der Praxis häufig zu den Legierungselementen gezählt wird.

Kohlenstoff hat aufgrund seiner hohen Affinität zur Bildung von Karbiden einen sehr großen Einfluss auf die Rissempfindlichkeit warmfester Stähle, wird jedoch kaum bei der Bewertung von Stählen hinsichtlich SRR berücksichtigt, vgl. *Abschnitt 2.4.1.3*. Die nachteilige Wirkung von Kohlenstoff beruht einerseits auf der Verfestigung der Matrix durch Karbidausscheidungen im Korninneren [23, 77, 84] und andererseits auf der Schwächung der Korngrenzen durch den Anstieg von Phosphorreicherungen entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen mit steigendem C-Gehalt [85]. In [83] bestimmen Tamaki et al. den kritischen C-Gehalt für einen klaren Anstieg der Rissempfindlichkeit zu $C_{\text{krit}} \geq 0,15\%$. Damit können auch generell schweißgeeignete Stähle mit C-Gehalten zwischen 0,15 %–0,2 % eine erhöhte Sensitivität gegenüber SRR aufweisen. Für die meisten Cr-Mo-(V)-Stähle ist der maximale C-Gehalt nach DIN EN 10028-2 [86] jedoch auf $\leq 0,15\%$ beschränkt und liegt damit unterhalb des risskritischen Bereiches.

2.4.1.2 Wirkung von Begleitelementen und Verunreinigungen

Wie bereits unter *Abschnitt 2.2* angesprochen wurde, haben Begleitelemente (Verunreinigungen) im Stahl ebenfalls einen enormen Einfluss auf die Empfindlichkeit gegenüber SRR. So können beispielsweise Elemente wie P, Cu, Sn, Sb und As zur Kornvergrößerung beitragen in Folge dessen sich die mechanischen Eigenschaften des Stahl verschlechtern [12].

Im Folgenden werden die im Schrifttum gesichteten Effekte der am häufigsten in warmfesten Cr-Mo-(V)-Stählen anzutreffenden Begleitelemente kurz zusammengefasst und diskutiert. Einen detaillierten Überblick über die Wirkung der Begleitelemente liefern die Arbeiten von Lundin und Khan, Dhooge et al. [38, 55].

¹ Härteanstieg infolge einer Sekundärhärtung durch Ausscheidung von Sonderkarbiden.

Zahlreiche Autoren identifizierten P als das Element, welches sich am stärksten auf die Rissempfindlichkeit auswirkt. P scheidet sich entlang der ehemaligen Austenitkorgrenzen aus, führt zu deren Versprödung und zur verstärkten Hohlraumbildung [38, 77, 79, 85, 87, 88]. Ferner interagiert P mit anderen Legierungselementen innerhalb der Matrix¹, was zunächst die Korngrenzenbelegung durch P unterbindet. Durch Ausscheidung von Mo₂C während der Wärmebehandlung lösen sich Mo-P-Gruppen auf und P kann sich verstärkt entlang der ehemaligen Austenitkorgrenzen ausscheiden [79, 88, 89]. Viswanathan und Joshi berichten in [90], dass P einerseits stärker in martensitischem als in bainitischem Gefüge seigert und andererseits die Seigerung von P bei gleicher Gefügestruktur mit steigender Härte zunimmt.

Die Ergebnisse zahlreicher Untersuchungen von Tamaki et al. in [37, 65, 67, 83, 91] zum Einfluss von P auf die Rissempfindlichkeit lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Für Cr-Mo-Stähle liegt der kritische P-Gehalt in Abhängigkeit vom Cr- und Mo-Gehalt zwischen 0,008 Gew.-%–0,02 Gew.-%. Die geringste Tolleranz gegenüber P zeigte der Stahl 1Cr-0,5Mo.
- Bereits während des Schweißens wird P entlang der ehemaligen Austenitkorgrenzen ausgeschieden. Die Rissempfindlichkeit erhöht sich mit zunehmendem Ausscheidungsgrad.
- Die Löslichkeit von P im Austenit ist höher als im Ferrit. Beim Abkühlen reichert sich P entlang der Austenit/Ferrit-Grenzflächen, den späteren ehemaligen Austenitkorgrenzen, an. Dies führt dazu, dass bereits während des Schweißens die Ausscheidung von P und damit der Versprödungsprozess beginnt.
- Stähle mit einem Cr-Gehalt von 0 %–2 % und einem Mo-Gehalt von 0,5 % zeigen eine identische Rissempfindlichkeit solange der P-Gehalt unterhalb eines kritischen Wertes bleibt.

Silizium verstärkt die durch P verursachte Korngrenzenversprödung, da es eine abstoßende Wirkung auf P hat, die Bildung von Mo₂C durch Auflösung von Mo-P fördert und sich bevorzugt im Korninneren ausscheidet [79].

Zinn, Kupfer, Bor, Aluminium², Arsen und Antimon sind ebenfalls Begleitelemente im Stahl, welche die Empfindlichkeit gegenüber SRR erhöhen [38, 52, 92, 93].

Schwefel ist ein weiteres Begleitelement, dass sich bevorzugt entlang der ehemaligen Austenitkorgrenzen ausscheidet. Schwefel seigert vor allem in Bereichen hoher Versetzungsdichte und wird dort als Sulfid gebunden. Eine derartige Besetzung der Korngrenzen behindert die Versetzungsbewegungen und damit letztlich das Gleiten [87, 94–96]. Tamaki und Suzuki beschreiben in [67] den Effekt von S mit den Elementen Mn, Ca sowie mit seltenen Erden (REM³). Seltene Erden können Verunreinigungen wie S und P binden, deren Seigerung entlang der ehemaligen Austenitkorgrenzen verhindern und damit die Korngrenzenversprödung reduzieren. Sowohl Ca als auch Mn bilden mit S Sulfide der Form CaS und MnS und können die Empfindlichkeit gegenüber SRR verbessern, solange ein Kritischer S-Gehalt nicht überschritten wird [67, 97].

In aktuellen Untersuchungen weisen Chauvy und Pillot in [18–20] nach, dass bereits geringste Mengen⁴ der Elemente Pb, Bi und Sb einen gravierenden Anstieg der Rissempfindlichkeit (SRR) des Schweißgutes zur Folge haben.

1 Bildung von Mo-P, Cr-P usw.

2 Gehört nach DIN EN 10020 [13] zu den Legierungselemente.

3 Engl.: Rare Earth Metal.

4 Nach Gleichung 2.9 > 1,5 ppm.

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass sowohl die Legierungs- als auch die Begleitelemente einen signifikanten Einfluss auf die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit niedriglegierter warmfester Stähle haben. Grundsätzlich wirken sich all die Elemente negativ auf die Rissempfindlichkeit aus, die entweder Karbide bilden bzw. deren Bildung fördern oder für ihre Korngrenzenversprödene Wirkung während der Wärmebehandlung bekannt sind. Die Legierungselemente V und Cr haben die größte Wirkung auf die Rissempfindlichkeit, was auf die Kornverfestigung infolge feindisperser Karbidausscheidungen zurückzuführen ist, die zu einer höheren Fließgrenze des Korninneren gegenüber den ehemaligen Austenitkorngrenzen führt. Bei den Begleitelementen wirkt sich die Korngrenzenversprödung infolge von Phosphorseigerungen am stärksten auf die Rissempfindlichkeit aus, gefolgt von der schädlichen Wirkung des Schwefels.

Aufgrund der massiven Reduzierung der Begleitelemente S und P bei der Stahlherstellung¹ in den letzten 50 Jahren [98], sind SRR in modernen Stählen nicht mehr ohne Weiteres auf deren Wirkung zurückzuführen. Vielmehr wirken sich Spurenelemente wie Blei, Arsen und Bismut, denen in früheren Untersuchungen kein signifikanter Effekt zugeschrieben wurde, nun verstärkt auf die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit heutiger Cr-Mo-(V)-Stähle aus. Infolge der komplexen Wechselwirkungen der Legierungs- und Begleitelemente finden sich in der Literatur zahlreiche Ansätze zur Bewertung der Rissempfindlichkeit anhand der chemischen Zusammensetzung, welche im folgenden Abschnitt vorgestellt werden.

2.4.1.3 Kriterien zur Bewertung der Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit

Zur Bewertung der Rissempfindlichkeit warmfester, niedriglegierter Stähle haben zahlreiche Forscher Berechnungsansätze entwickelt. Basierend auf umfangreichen empirischen Untersuchungen versuchen sie, die Effekte der chemischen Zusammensetzung mit Hilfe von Bewertungskriterien zu erfassen und zu quantifizieren.

Nakamura et al. präsentierten bereits 1965 in [71] einen Berechnungsansatz zur Bewertung der SRR-Empfindlichkeit von Cr-Mo-(V)-Stählen mit folgenden Grenzgehalten an Legierungselementen: Cr; 0,1 % – 1,5 % Mo; 0,3 % – 0,6 % V; 0 % – 0,08 %. Mit Hilfe des Parameters² ΔG beschrieben Nakamura et al. [71] den Einfluss der Hauptlegierungselemente entsprechend *Gleichung 2.1*.

Formel von Nakamura et al. [71] (Gehalte in Gew.-%):

$$\Delta G = Cr + 3,3Mo + 8,1V - 2 \quad (2.1)$$

Die Klassifizierung eines Stahls als rissempfindlich erfolgt, wenn ΔG größer als Null ist.

Zu Beginn der 70er Jahre griffen Ito und Nakanishi [23] die Arbeiten von Nakamura et al. [71] auf und erweiterten diese. In ihren Untersuchungen variierten Ito und Nakanishi [23] neben den Elementen Cr, Mo und V auch die Gehalte an Mn, Ni, Nb, Ti, Si und entwickelten daraus den P_{SR} -Faktor (vgl. *Gleichung 2.2*), der auf Stähle folgender chemischer Zusammensetzung limitiert ist: C; 0,1 % – 0,25 % Mo; < 2 % Cr; < 1,5 % Cu; < 1 % V, Nb, Ti; < 0,15 %.

1 Reduzierung des P-Gehaltes von ≈ 260 ppm auf ≈ 60 ppm und des S-Gehalts von ≈ 170 ppm auf ≈ 6 ppm.

2 Es ist anzunehmen, dass sich die Bezeichnung ΔG auf den Festigkeitsunterschied zwischen Korn und Korngrenzen bezieht, da dieser maßgeblich für die Rissentstehung ist.

Formel von Ito und Nakanishi [23] (Gehalte in Gew.-%):

$$P_{SR} = Cr + Cu + 2Mo + 10V + 7Nb + 5Ti - 2 \quad (2.2)$$

Stähle aus deren chemischer Zusammensetzung sich ein P_{SR} -Faktor größer Null berechnet, gelten als rissempfindlich.

Dabei heben Ito und Nakanishi [23] jedoch hervor, dass Stähle mit einem Cr-Gehalt $> 2\%$ unempfindlich gegenüber SRR sind. Spätere Untersuchungen von Pense et al. [99] und McMahon Jr et al. [31] zeigten, dass sich sowohl der P_{SR} - als auch der ΔG -Faktor nicht zur Bewertung der Rissempfindlichkeit neuerer Stähle wie z. B. den A 535-A, A 517-F oder A 543 eignen. Ferner wurde in zahlreichen Untersuchungen nachgewiesen, dass 2,25Cr-1Mo-Stähle trotz eines Cr-Gehaltes von mehr als 2% empfindlich gegenüber SRR sind [19, 27, 78, 100–105].

Bruscato präsentierte parallel zu den Arbeiten von Ito und Nakanishi [23] in [52] einen Ansatz zur Bewertung der Rissempfindlichkeit, der erstmalig die versprödende Wirkung von Verunreinigungen im Stahl berücksichtigte. Der X-Faktor (Anlassversprödungsfaktor) basiert auf Untersuchungen an 2,25Cr-1Mo-Stählen und dient der Bewertung der Neigung zur Anlassversprödung an Hand von P, Sb, Sn und As, vgl. *Gleichung 2.3*.

Formel von Bruscato [52] (Gehalte in ppm):

$$X = \frac{(10P + 5Sb + 4Sn + As)}{100} \quad (2.3)$$

Der Bruscato-X-Faktor findet auch heute noch Anwendung und gilt sowohl für den Grundwerkstoff als auch für das Schweißgut. Die Rissempfindlichkeit nimmt mit höheren Werten zu. Für den modernen V-modifizierten Reaktorbaustahl 13CrMoV9-10 gelten heutzutage in der Praxis Grenzwerte von $X_B \leq 15$ ppm bzw. ≤ 10 ppm [2, 50, 106, 107].

1974 stellten Watanabe et al. in [108] den J-Faktor zur Bewertung der Versprödungsneigung warmfester Werkstoffe vor. Der J-Faktor gilt für den Grundwerkstoff und ist eine Funktion der Legierungs- (Mn, Si) und Begleitelemente (P, Sn), vgl. *Gleichung 2.4*.

Formel von Watanabe et al. [108] (Gehalte in Gew.-%):

$$J = (Mn + Si) \times (P + Sn) \times 10^4 \quad (2.4)$$

Für den Grundwerkstoff werden heutzutage in der Praxis üblicherweise Werte von $J_w \leq 150$ oder ≤ 160 [2, 106, 109], bzw. nach der aktuellen API Recommended Practice 934-A [50] sogar Werte ≤ 100 gefordert.

Ende der 70er Jahre erweiterten McMahon Jr et al. [31] die CERL-Formel von Brear und King [110] um den Einfluss von Cr und entwickelten das (CERL+Cr)-Kriterium, vgl. *Gleichung 2.5*.

Formel von McMahon Jr et al. [31] (Gehalte in Gew.-%):

$$CERL + Cr = Cr + 0,2Cu + 0,44S + P + 1,8As + 1,9Sn + 2,7Sb \quad (2.5)$$

Das (CERL+CR)-Kriterium kombiniert zur Bewertung der SRR-Empfindlichkeit ebenfalls den Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen. Die Rissempfindlichkeit steigt mit zunehmendem (CERL+CR)-Wert an.

In den frühen 1980er Jahren entwickelte Boniszewski [78] den MCF-Faktor (metal composition factor), der auf den Arbeiten von [17, 52, 108, 111] basiert. Boniszewski führt die SRR-Empfindlichkeit auf den schädlichen Einfluss korngrenzenversprödender Elemente zurück, vgl. *Gleichung 2.6*.

Formel von Boniszewski [78] (Gehalte in Gew.-%):

$$MCF = Si + 2Cu + 2P + 10As + 15Sn + 20Sb \quad (2.6)$$

Der MCF-Faktor korreliert mit der im Warmzugversuch ermittelten Bruchdehnung, welche mit steigendem MFC-Faktor abnimmt, was auf eine zunehmende Korngrenzenversprödung zurückzuführen ist.

In den 1990er Jahren führten Lundin und Khan [38] den $\Delta G1$ -Faktor ein, welcher auf dem ΔG -Faktor basiert und zusätzlich die Wirkung des Kohlenstoffes berücksichtigt, vgl. *Gleichung 2.7*.

Formel von Lundin und Khan [38] (Gehalte in Gew.-%):

$$\Delta G1 = Cr + 3,3Mo + 8,1V + 10C - 2 \quad (2.7)$$

Stähle aus deren chemischer Zusammensetzung sich $\Delta G1 > 2$ ergibt, werden als SRR-empfindlich kategorisiert.

Zusätzlich finden sich in der Literatur vereinzelt weitere Faktoren zur Bewertung der Versprödungsneigung, deren Aussagekraft sich jedoch zumeist auf spezielle Stahlsorten beschränkt. Ein Beispiel hierfür ist der R-Faktor, zur Bewertung von Verunreinigungen in 0,5CrMo-V-Stählen. Der R-Faktor ist wie folgt definiert:

$$R = P + 2,43As + 3,57Sn + 8,61Sb \quad (2.8)$$

Die Rissempfindlichkeit nimmt mit steigendem R-Wert zu.

Infolge mehrerer Schadensfälle bei der Herstellung großer Reaktoren aus Cr-Mo-V-Stählen untersuchten Chauvy und Pillot 2008 unterschiedliche Draht- / Pulverkombinationen und präsentierten zur Vermeidung weiterer Schadensfälle in [18–20] ein neues Kriterium zur Bewertung der Rissempfindlichkeit des Schweißgutes. Der k-Faktor ist eine Funktion der Elemente¹ Pb, Bi sowie Sb (vgl. *Gleichung 2.9*) und basiert auf Untersuchungen an 25 verschiedenen Draht- / Pulverkombinationen, die bereits bei der Behälterproduktion eingesetzt wurden.

Formel von Chauvy (Gehalte in ppm):

$$K = Pb + Bi + 0,03Sb \quad (2.9)$$

Als Indikator für die Rissempfindlichkeit verwenden Chauvy und Pillot [18–20] die Brucheinschnürung im RHC-Test (Reheat Cracking Test), einem Gleeble®-Zugversuch bei 650 °C. Aus den Ergebnissen der Zugversuche und den berechneten K-Faktoren (vgl. *Abbildung 2.5*) leiten sie folgendes mathematisches Modell¹ ab:

$$RoA\% = 13,4 + 27,3 \times e^{(-0,69 \times K)} \quad (2.10)$$

RoA% entspricht der Brucheinschnürung Z und zeigt einen deutlichen Abfall ab einem K-Faktor von ≈ 2 ppm. In den von Chauvy und Pillot durchgeführten Gleeble®-Zugversuchen erreichten alle Schweißgüter, bei denen während der industriellen Verarbeitung keine Risse auftraten, mindestens eine Bruchdehnung von 23 %. Chauvy und Pillot leiteten daraus für ein rissunempfindliches Schweißgut einen K-Faktor $< 1,5$ ppm ab. Damit stellt der K-Faktor eines der schärfsten Be-

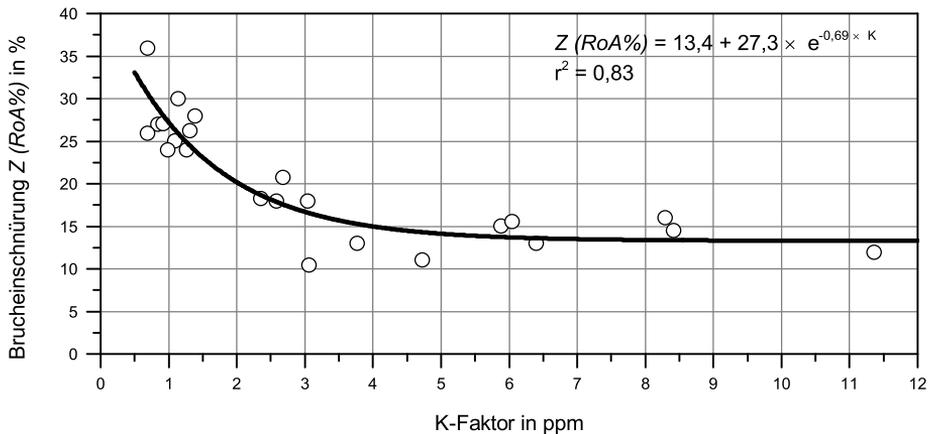


Abbildung 2.5: Brucheinschnürung Z (RoA%) bei 650 °C als Funktion des K-Faktors (Schweißgut) nach Chauvy und Pillot [18]

wertungskriterien² dar und berücksichtigt erstmals die Effekte von Pb und Bi bei der Bewertung der SRR-Empfindlichkeit. Zwar wird die Wirkung von Sb auch in den Kriterien X, J, MFC und (CERL+Cr) berücksichtigt, wirkt sich jedoch aufgrund der hohen Gewichtung anderer Elemente kaum auf die Bewertung heutiger Werkstoffe aus, sodass auf deren Basis kaum eine Differenzierung hinsichtlich der SRR-Empfindlichkeit möglich ist. Infolge der hohen Reinheit moderner Stahlgüten führen Chauvy und Pillot [18] die Rissempfindlichkeit des Stahls 13CrMoV9-10 auf die Wirkung der Spurenelemente Pb, Bi und Sb zurück. Sie betonen dabei, dass die Bestimmung derart geringer Gehalte an Verunreinigungen den Einsatz hochauflösender Analysetechnik wie die Glimmentladungs-Massenspektrometrie (GDMS³) erfordert um die Fehlbewertung von Werkstoffen zu vermeiden.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Wirkung der metallurgischen Einflussfaktoren, insbesondere der chemischen Zusammensetzung, seit den frühen 50er Jahren des letzten Jahrtausends umfangreich erforscht wird. Während der Einfluss der Legierungs- und Begleitelemente auf die SRR-Empfindlichkeit weitestgehend eruiert ist, bedarf es zur Klärung der Entstehungsmechanismen weiterer Untersuchungen. Cr-Mo-(V)-Stähle sind grundsätzlich als SRR-Empfindlich

1 Gegenüber den Veröffentlichungen von Chauvy und Pillot in [18–20] korrigiert.
 2 Basierend auf der chemischen Zusammensetzung.
 3 Engl.: Glow Discharge Mass Spectrometry.

einzustufen und bedürfen besonderen Maßnahmen bei der schweißtechnischen Verarbeitung. Die bisher vorliegenden Erkenntnisse zum Einfluss thermischer und mechanischer Faktoren auf die Relaxationsversprödung sonderkarbidbildender warmfester Feinkornbaustähle werden in den folgenden Abschnitten präsentiert und diskutiert.

2.4.2 Thermische Einflussfaktoren auf die Relaxationsversprödung

Neben der chemischen Zusammensetzung wird die Relaxationsversprödung warmfester Stähle auch durch thermische Faktoren beeinflusst. Beginnend mit der Stahlherstellung werden die in der Literatur dokumentierten Vorgänge¹, welche während der schweißtechnischen Verarbeitung und der abschließenden Wärmebehandlung ablaufen, vorgestellt.

2.4.2.1 Stahlherstellung – Grundwerkstoffeigenschaften

Die Anforderungen an warmfeste Stähle für den petrochemischen Reaktorbau und den Kraftwerksbau, sowohl bei der Verarbeitung als auch im Betrieb, sind in den letzten Jahren immer weiter gestiegen. Die Erhöhung des Wirkungsgrades² erfordert die Anhebung der Prozesstemperaturen und -drücke. Ferner verlangen sich schnell verändernde Märkte³ flexibel einsetzbare Anlagen für den dynamischen Betrieb⁴. Enge Grenzen bei der chemischen Zusammensetzung der Stähle durch internationale Normen⁵ lassen den Stahlherstellern nur wenig Spielraum zur Realisierung der erforderlichen mechanischen Eigenschaften. Diese werden neben der chemischen Zusammensetzung und der Blechdicke vor allem durch die Wärmebehandlung bestimmt [115, 116]. Die Wärmebehandlung umfasst neben den Prozessen der Stahlherstellung (Normalglühen, Anlassen und Abschrecken) ebenso das Spannungsarmglühen (PWHT) nach dem Schweißen sowie letztlich den Hochtemperaturbetrieb. Zur Gewährleistung einer sicheren Verarbeitung und eines sicheren Betriebs müssen bei der Herstellung des Grundwerkstoffes alle bei der Verarbeitung relevanten Wärmebehandlungsmaßnahmen⁶ berücksichtigt werden. Hierfür entwickelten Hollomon und Jaffe [117] bereits in den 1940er Jahren den Hollomon-Parameter (HP). Der Hollomon Parameter, welcher auch als Hollomon-Jaffe oder Larsen-Miller-Parameter (LMP) [118] bekannt ist, fasst alle relevanten Parameter⁷ einer Wärmebehandlung zu einem Wert zusammen, sodass der Effekt unterschiedlicher Wärmebehandlungsmaßnahmen anhand des Hollomon-Parameters vergleichbar ist, d. h., dass unterschiedliche Temperaturen und Haltezeiten die gleiche Wirkung auf den Werkstoff haben⁸. Der Hollomon-Parameter ist einheiteninkonsistent⁹ und wie folgt definiert:

1 Gefügeausbildung, Karbidausscheidung, Temperaturbereich für SRR usw.

2 Zur Erhöhung des wirtschaftlichen Nutzens.

3 Beispielsweise: Strom, Öl, Gas.

4 In der Petrochemie z. B.: flexible Prozessparameter (Druck, Temperatur, Chemie) zur Realisierung einer bedarfsgerechten Raffination. Im Kraftwerk: flexibler Kraftwerksbetrieb mit häufigen Lastwechseln zum Ausgleich der schwankenden Energiegewinnung aus erneuerbaren Energiequellen wie Sonne und Wind.

5 DIN EN 10028-2 [86], ASTM A 387/A 387M - 99 [112], ASTM A 542/A 542 M - 99 [113], ASTM A 832/A 832M - 99 [114].

6 Zum Beispiel: Wasserstoffarmglühen (DHT), Zwischenentspannungsglühen (ISR), Spannungsarmglühen (PWHT) usw.

7 Heizrate, Haltetemperatur und -zeit, Abkühlrate.

8 Hohe Temperatur und kurze Haltezeit haben die gleiche Wirkung wie niedrigere Temperaturen und längere Haltezeiten.

9 Die Variablen sind in den angegebenen Einheiten einzusetzen und der HP einheitenlos zu berechnen.

Hollomon-Parameter nach Hollomon und Jaffe [117]:

$$HP = (273 \text{ °C} + T) \times \left[20 + \log_{10} \left(\frac{t}{60} \right) \right] \times 10^{-3} \quad (2.11)$$

mit:

T ... Temperatur, in °C

t ... Zeit, in min

Weiterhin lässt sich bei festgelegtem HP für jede beliebige Zeit die erforderliche Wärmebehandlungstemperatur wie folgt berechnen:

$$T = \frac{10^3 \times HP}{20 + \log_{10} \left(\frac{t}{60} \right)} - 273 \text{ °C} \quad (2.12)$$

bzw. bei festgelegtem HP für jede Wärmebehandlungstemperatur die erforderliche Zeit wie folgt berechnen:

$$t = 60 \times 10 \left(\frac{10^3 \times HP}{273 \text{ °C} + T} - 20 \right) \quad (2.13)$$

Ergänzt um einen Zuschlag für die Aufheiz- und Abkühlphase:

$$t = \frac{T_g}{2,3 \frac{dT}{dt} \left[20 - \log \left(\frac{dT}{dt} \right) \right]} \quad (2.14)$$

lässt sich der Hollomon-Parameter für eine einzelne Wärmebehandlung nach Detemple und Demmerath [115] wie folgt berechnen:

$$HP = 10^{-3} \times (T + 273) \times \dots \times \left[\log \left(\underbrace{\frac{T + 273}{2,3K_h(20 - \log K_h)}}_{\text{Aufheizen}} + \underbrace{\frac{t}{60}}_{\text{Halten}} + \underbrace{\frac{T + 273}{2,3K_c(20 - \log K_c)}}_{\text{Abkühlen}} \right) + 20 \right] \quad (2.15)$$

mit:

T ... Temperatur, in °C

t ... Zeit, in min

K_h ... Aufheizrate, in °C/h

K_c ... Abkühlrate, in °C/h

Ursprünglich entwickelt zur Beschreibung der Härteänderung infolge einer Wärmebehandlung, dient der Hollomon Parameter heutzutage der ganzheitlichen Bewertung der Wärmebehandlungsmaßnahmen während der Fertigung. Mit Hilfe des HP lassen sich die fertigungsbedingten Wärmebehandlungsmaßnahmen bereits bei der Stahlherstellung berücksichtigen und die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Grundwerkstoffes optimal einstellen [115, 116]. Aussagen zum Einfluss der Wärmeführung während und nach der schweißtechnischen Verarbeitung auf die

SRR-Empfindlichkeit des Grundwerkstoffes sind mit Hilfe des HP jedoch nicht möglich.

2.4.2.2 Wärmeführung beim Schweißen

Die während der schweißtechnischen Verarbeitung von Stahl in der Wärmeeinflusszone stattfindenden werkstofflichen Prozesse sind komplex. Die vielfältig ablaufenden Phasenänderungen führen zur Ausbildung verschiedenster Gefüge mit unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften. Dabei beeinflusst der Schweißprozess einerseits das resultierende Gefüge des Schweißgutes, andererseits verändert er ebenfalls das Gefüge des Grundwerkstoffes innerhalb der WEZ. Das zuvor optimal eingestellte Grundwerkstoffgefüge wird im Bereich der WEZ teilweise aufgeschmolzen, austenitisiert und angelassen, wodurch sich in erster Linie die Zähigkeit des Grundwerkstoffes verändert, welche wichtig für die Rissempfindlichkeit des Bauteils ist. *Abbildung 2.6* zeigt schematisch die Ausbildung der unterschiedlichen Bereiche der WEZ nach [38, 119]. Easterling [119] stellt die

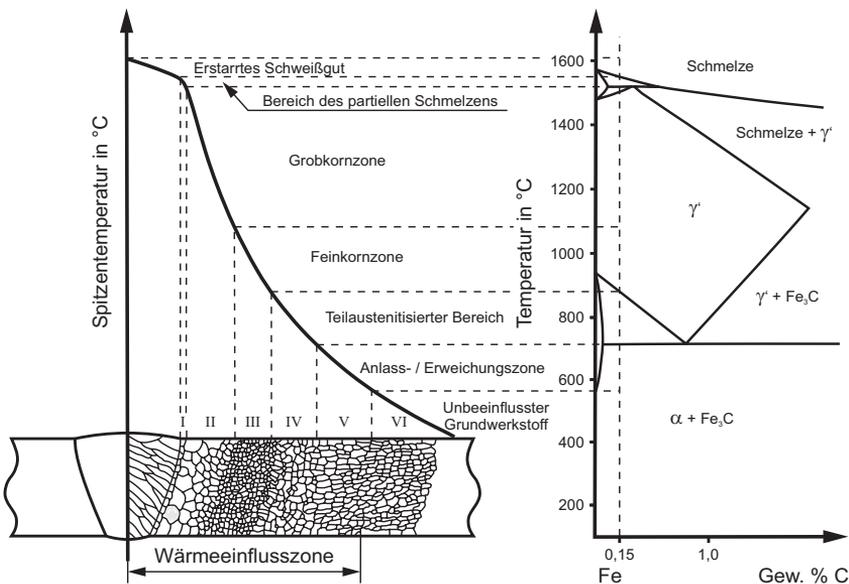


Abbildung 2.6: Schematische Darstellung der unterschiedlichen Regionen der Wärmeeinflusszone und des entsprechenden Eisen-Kohlenstoff-Schaubildes einer Fe-C-Legierung mit 0,15% Kohlenstoff in Anlehnung an [11, 38, 119, 120]

Gefügeentwicklung innerhalb der WEZ den Phasenänderungen im Eisen-Kohlenstoff-Schaubild (EKS) gegenüber. Dies veranschaulicht zwar grundsätzlich die Phasenveränderungen innerhalb der WEZ, ist jedoch auf den Zustand des thermodynamischen Gleichgewichts beschränkt und lässt nur sehr bedingt Aussagen über das entstehende Umwandlungsgefüge beim Schweißen zu. Mit Hilfe des Fe-C-Schaubildes lassen sich jedoch sehr anschaulich sechs unterschiedlich beeinflusste Bereiche¹ der WEZ identifizieren. Zur Beschreibung des Umwandlungsgefüges der beim Schweißen austenitisierten Bereiche (I – V), vgl. *Abbildung 2.6*, eignen sich hingegen vor allem Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder, die unter Schweißbedingungen erstellt wurden.

¹ Eine ausführliche Beschreibung der WEZ findet sich in [11, 119, 121].

In der Regel basieren ZTU-Schaubilder jedoch auf Versuchsergebnissen, bei denen die Proben zuvor vollständig austenitisiert wurden. Infolge der hohen Heiz- und Abkühlraten wird der Stahl beim Schweißen nur kurzzeitig austenitisiert, sodass Diffusions- und Auflösungsvorgänge¹ unvollständig ablaufen [11, 38, 120]. Neben der Absenkung der Umwandlungstemperaturen und der Verschiebung der Umwandlung zu längeren Zeiten hin, hat dies einen Anstieg der Härte im Umwandlungsgefüge zur Folge und begünstigt die Bildung des meist unerwünschten Martensits [38, 120, 122]. Bei Untersuchungen zur Umwandlungscharakteristik im Schweißgut und im Bereich der WEZ sowie deren Einfluss auf die Rissempfindlichkeit des Schweißnahtgefüges sollten grundsätzlich die Schweißbedingungen berücksichtigen werden. So lassen sich kritische Schweiß- und Abkühlbedingungen bereits im Vorfeld identifizieren und durch geeignete Maßnahmen² vermeiden. Während konventionelle ZTU-Schaubilder für zahlreiche Stähle verfügbar sind, finden sich insbesondere für die Cr-Mo-(V)-Stähle nur vereinzelt Schweiß-ZTU-Schaubilder im Schrifttum, vgl. [120]. Schweiß-ZTU-Schaubilder für den modernen Reaktorbaustahl 13CrMoV9-10 sind derzeit jedoch nicht frei zugänglich, sodass eine Abschätzung des Einflusses der Wärmeleitung auf das resultierende Schweißnahtgefüge und dessen mechanische Eigenschaften und Rissempfindlichkeit nicht möglich ist.

Einfluss der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur und der Streckenenergie

Die mechanisch-technologischen Eigenschaften der WEZ sind gefügebedingt und hängen in hohem Maße vom Schweißtemperaturzyklus ab. Unabhängig von der chemischen Zusammensetzung beeinflussen Spitztemperatur, Austenitisierungszeit und Abkühlgeschwindigkeit die Eigenschaften der WEZ. In der Grobkornzone, dem kritischsten Bereich für SRR, ist im Allgemeinen mit folgenden Werkstoffänderungen³ zu rechnen:

- Ausgeprägtes Kornwachstum bei Temperaturen $> 1050\text{ °C}$
- Unvollständige Lösung von Karbiden, Nitriden und anderen Ausscheidungen sowie deren Wachstum (Koagulation von Ausscheidungen) und Korngrenzenbelegung
- Gefügeänderung infolge hoher Abkühlgeschwindigkeiten, Umwandlung in Martensit oder Bainit, Aufhärtung und Zähigkeitsverlust

Hohe Vorwärm- / Zwischenlagentemperaturen und Streckenenergien, d. h. hohe Energieeinträge, verlängern die Austenitisierungszeit und haben eine geringe Abkühlgeschwindigkeit zur Folge, wodurch Kornwachstum und Diffusionsvorgänge begünstigt werden. Längere Diffusionszeiten ermöglichen bereits während der Abkühlung die Bindung des Kohlenstoffs in M_3C . Während sich dadurch das Angebot für die Bildung von Sonderkarbiden und damit die SRR-Empfindlichkeit verringert, hat das Kornwachstum aufgrund des ungünstigeren Korngrenzenverhältnisses eine Zunahme der Rissempfindlichkeit zur Folge [32]. Zu hohe Abkühlgeschwindigkeiten, d. h. geringe Vorwärm- / Zwischenlagentemperaturen und Streckenenergien hingegen führen zur Bildung von Martensit oder unterem Bainit, was nach [23, 26] die Empfindlichkeit gegenüber SRR erhöht.

Hunter [39, 53] konnte allerdings in Untersuchungen an frei schrumpfenden Laborproben keinen eindeutigen Effekt der Streckenenergie auf die Rissempfindlichkeit nachweisen. In Untersuchungen an schweißsimuliertem Gefüge beobachteten Nawrocki et al. in [43, 58] einen leichten Einfluss

1 Diffusion von Legierungselementen in den Austenit, Auflösung von Karbiden, Nitriden und anderen Bestandteilen.

2 Beispielsweise: Energieeintrag, Schweißverfahren, Wärmeleitung.

3 Angaben beziehen sich insbesondere auf ausscheidungshärtende Werkstoffe.

der Streckenenergie auf die mechanischen Eigenschaften der Grobkornzone im geschweißten Zustand, konnten jedoch ebenfalls keine Beeinflussung der SRR-Empfindlichkeit feststellen. Pense et al. [99] und Swift [100] proklamieren hingegen eine Reduzierung der Rissempfindlichkeit durch die Erhöhung der Streckenenergie, was sie auf geringere Eigenspannungen bzw. die Erweichung der Grobkorn-WEZ mit steigendem Energieeintrag zurückführen.

Auf die Gefahr einer Überhitzung des Schweißnahtbereiches durch die fehlerhafte Messung¹ der Zwischenlagentemperatur (T_i) verweisen Schmitz-Niederau et al. in [8, 9]. Demnach können aus falschen Messpositionen Temperaturabweichungen von über 150 °C resultieren. Zu hohe Zwischenlagentemperaturen haben eine signifikante Kornvergrößerung und verstärkte Karbid-ausscheidungen auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen zur Folge, was sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften und die Rissempfindlichkeit des Schweißnahtgefüges auswirkt.

Mikrostruktur von Mehrlagenschweißungen

Die werkstofflichen Vorgänge bei der Ausführung von Mehrlagenschweißungen sind aufgrund der wiederholten Wärmeerbringung komplexer als bei Einlagenschweißungen und führen zu einer inhomogenen Mikrostruktur der Schweißnaht sowie zur Ausbildung unterschiedlicher Bereiche innerhalb der Grobkornzone der WEZ und im Schweißgut. Die thermische Wirkung aufeinanderfolgender Lagen führt dazu, dass sowohl Bereiche der WEZ als auch zuvor geschweißte Schweißraupen wiederholt grobkorngeglüht, normalisiert und/oder angelassen werden. Einen Vergleich der Mikrostruktur zwischen einer Einlagen- und einer Mehrlagenschweißung ist schematisch in *Abbildung 2.7* dargestellt.

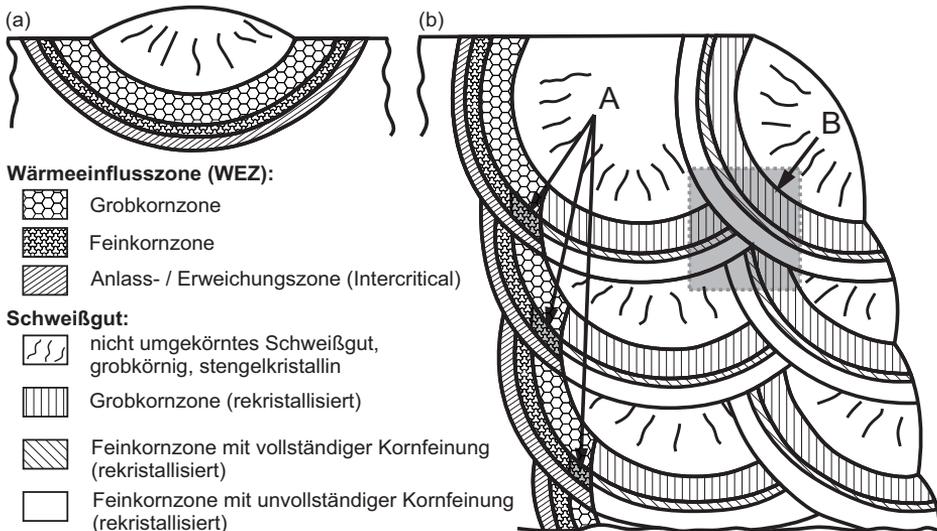


Abbildung 2.7: Schematische Darstellung der Mikrostruktur einer Einlagenschweißnaht (a) und einer Mehrlagenschweißnaht (b), WEZ und Schweißgut, in Anlehnung an [119, 123–125], Überschneidung der wärmebeeinflussten Zonen im Bereich der WEZ (A) und im Schweißgut (B)

¹ Messung von T_i auf der Blechoberseite anstatt auf der Schweißnahtoberfläche.

Nach [119, 123–125] lassen sich im Schweißgut und in der WEZ prinzipiell vier unterschiedlich wärmebeeinflusste Zonen identifizieren. Die Ausprägung und die räumliche Verteilung der wärmebeeinflussten Zonen wird durch die Schweißtechnologie, d. h. Schweißprozess, Elektroden-durchmesser, Schweißparameter, Nahtkonfiguration und Schweißfolge bestimmt. Dabei bewirkt der Mehrlageneffekt durch das Anlassen der zuvor geschweißten Raupen eine Kornfeinung. Wie jedoch *Abbildung 2.7* zeigt, wird beim Schweißen der Folgeraupe lediglich ein kleiner Bereich der Grobkorn-WEZ (*Abbildung 2.7*, Kennzeichnung: A) nochmals auf Temperaturen über A_{c_3} erwärmt, während der größere Teil der gekennzeichneten Flächen nur eine moderate Wärmebehandlung erfährt [119]. Trotzdem wirkt sich der Mehrlageneffekt im Allgemeinen positiv auf die mechanischen Eigenschaften der WEZ aus. Ferner kommt es bei Mehrlagenschweißungen im Schweißgut ebenfalls zur Ausprägung WEZ-ähnlicher Bereiche mit Grobkorn- und Feinkornzonen sowie zu mehrfach wärmebehandelten Zonen im Überschneidungsbereich der Schweißraupen. Während die Kornfeinung wiederum positiv zu bewerten ist, kann jedoch die Grobkornzone die gleiche Empfindlichkeit gegenüber SRR aufweisen wie die Grobkornzone der WEZ im Grundwerkstoff, was Schadensfälle mit Querrissen innerhalb des Schweißgutes (Typ I) belegen [10, 18–20]. Das lokale Werkstoffverhalten der unterschiedlichen Zonen im Mehrlagenschweißgut wurde durch Bekkert und Streitenberger [123] anhand von Bruchzähigkeitsuntersuchungen mittels Rissöffnungsversuchen (CODT¹) ermittelt. Den Untersuchungen zur Folge wiesen die grobkörnigen Schweißgutzone sowohl die geringste Bruchzähigkeit als auch die höchsten Härtewerte auf. In Untersuchungen zum Einfluss des Wärmeeintrags auf die Mikrostruktur stellt Evans [126] im Zusammenhang mit den strukturellen Veränderungen in Folge variierender Streckenenergien einen wesentlichen Einfluss der Probenlage auf die ermittelten mechanischen Kennwerte des Mehrlagenschweißgutes fest. In Abhängigkeit von der Kerblage erreichten Proben, welche mit unterschiedlichen Streckenenergien geschweißt wurden, dann die besten Kerbschlagwerte, wenn der Prüfbereich einen hohen Anteil an umgekörnem Gefüge, welches vorzugsweise in den Überschneidungsbereichen der Schweißraupen zu finden war (*Abbildung 2.7*, Kennzeichnung B), aufwies. Demnach sind bei Mehrlagenschweißungen die Schweißparameter und die Schweißfolge so zu wählen, dass ein möglichst höher Anteil an umgekörnem Gefüge entsteht. Untersuchungen zum Einfluss der Wärmeleitung auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes unter Berücksichtigung der Steifigkeitsverhältnisse realer Behälterkonstruktionen liegen derzeit nicht vor.

2.4.2.3 Wärmenachbehandlung (PWHT)

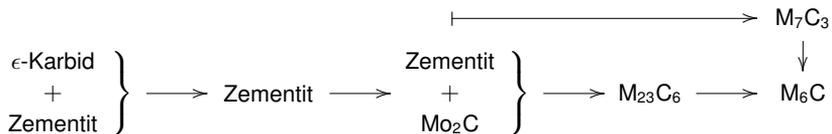
Das Spannungsarmglühen von Druckbehältern aus warmfesten Stählen für den petrochemischen Reaktorbau erfolgt im Allgemeinen nach Abschluss aller schweißtechnischen Verarbeitungsschritte durch eine abschließende Wärmebehandlung des kompletten Behälters. Es dient vor allem der Reduzierung der Härte und der Wiederherstellung bzw. Einstellung der Zähigkeit in der WEZ und im Schweißgut sowie dem Abbau schweißbedingter Spannungen und Eigenspannungen innerhalb der Schweißnaht und im Bauteil. Die Verarbeitung und die Wärmebehandlung niedriglegierter Cr-Mo-(V)-Stähle erfolgt in der Regel nach den Vorgaben des Auftraggebers. Ferner finden sich Verarbeitungsempfehlungen für unterschiedliche Cr-Mo-(V)-Stähle in API Recommended Practice 934-A, DIN EN 10028-2, AWS D10.8 [50, 86, 127]. Während die Wärmebehandlung des herkömmlichen 10CrMo9-10 bei einer Temperatur von 690 °C erfolgt, sind für den modernen V-modifizierten 13CrMoV9-10 Temperaturen von 705 °C bis 710 °C und Haltezeiten zwischen 8 h und 10 h notwendig, um ein ausreichend hohes Zähigkeitsniveau zu erreichen [1, 52, 108]. Im Folgenden werden die

1 Rissöffnungsversuch, engl.: Crack-Opening-Displacement-Test (CODT).

während der Wärmebehandlung stattfindenden mikrostrukturellen Veränderungen und Ausscheidungsvorgänge im Schweißnahtbereich erläutert und die zahlreich in der Literatur dokumentierten kritischen Temperaturbereiche für die Rissentstehung präsentiert.

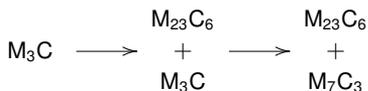
Karbidausscheidungen während der Wärmenachbehandlung (PWHT)

Während der Wärmenachbehandlung werden Kohlenstoff und karbidbildende Legierungselemente, welche nach dem Schweißen teilweise zwangsgelöst in der Matrix vorliegen, als Karbide wieder ausgeschieden. Abhängig von der chemischen Zusammensetzung, den Mikrolegierungselementen sowie dem Zeit- und Temperaturregime während des PWHT finden sich in Cr-Mo-(V)-Stählen im Allgemeinen folgende Karbide: MC, M₂C, M₃C, M₄C₃, M₂₃C₆, M₇C₃ und M₆C. Bereits vor über 50 Jahren untersuchten Baker und Nutting [128] das Ausscheidungsverhalten von Cr-Mo-Stählen anhand von Zeit-Temperatur-Ausscheidungsschaubildern (ZTA). In [128] beschreiben Baker und Nutting den allgemeinen Ablauf der Karbidbildung in einem 2,25Cr-1Mo-Stahl im abgeschreckten Zustand mit vorwiegend bainitischen-martensitischen Mikrostruktur wie folgt:

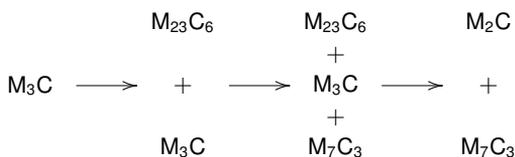


Im Gegensatz zu Baker und Nutting [128] untersuchten Lundin und Khan in [38] die Karbidbildung innerhalb der Grobkorn-WEZ von Schweißverbindungen während des PWHT. Infolge des differenten Temperatur-Zeit-Verlaufs¹ beim Schweißen finden sich im Gefüge der Grobkorn-WEZ nach dem Schweißen vornehmlich M₃C-Karbide anstelle von M₂C-Karbid, was sich auf den Ablauf der Karbidbildung während des PWHT auswirkt. Die Karbidbildung innerhalb der Grobkorn-WEZ während des PWHT fassen Lundin und Khan [38] für unterschiedliche Cr-Mo-(V)-Stähle wie folgt zusammen:

Für den 1,25Cr-0,5Mo-Stahl:

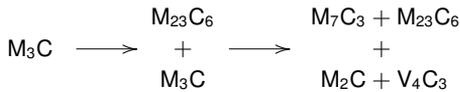


Für den 2,25Cr-1Mo-Stahl (Ca-Behandelt):

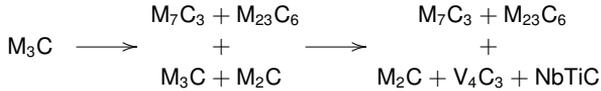


¹ Schweißen: hohe Austenitisierungstemperatur (1315 °C), kurze Haltezeit (wenige Sekunden).
 Stahlherstellung: niedrige Austenitisierungstemperatur (900 °C–925 °C), lange Haltezeit (mehrere Minuten).

Für den 2,25Cr-1Mo-0,25V-Stahl (M30, Ca-Behandelt, V-Nb-modifiziert):



Für den 2,25Cr-1Mo-0,25V-Stahl (M40, V-Nb-Ti-modifiziert):



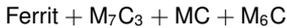
Neben der Bildung unterschiedlicher Karbide, infolge der Modifizierung mit starken Karbidbildnern, konnten Lundin und Khan [38] einen signifikanten Unterschied bei der Entwicklung von M_3C zu M_{23}C_6 beobachten. Während in risseempfindlichen Legierungen M_3C für längere Zeit während des PWHT beständig war, entwickelte sich M_3C in rissunempfindlichen Stählen bereits frühzeitig zu M_{23}C_6 , wodurch sich das Verformungsvermögen der Korngrenzen und des Korninneren anglich (vgl. *Abschnitt 2.3: Mechanismen der Relaxationsversprödung, Abbildung 2.2*). Die differente Kinetik der Karbidentstehung ist höchstwahrscheinlich auf das unterschiedliche Seigerungsverhalten der Verunreinigungen zurückzuführen. Wie die Seigerung von Verunreinigungen entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen die Karbidentstehung beeinflusst konnte bisher jedoch nicht hinreichend geklärt werden. Zusammenfassend weisen Lundin und Khan [38] einen klaren Zusammenhang zwischen der Kinetik der Karbidentstehung während des PWHT und der SRR-Empfindlichkeit nach. Die höchste Rissempefindlichkeit zeigte dabei der V-modifizierte Stahl M40¹.

Výrostková et al., Kroupa et al. [129, 130] veröffentlichten experimentelle und numerische Untersuchungen zur Kinetik der Karbitreaktionen in niedriglegierten Cr-Mo-(V)-Stählen während der Wärmebehandlung im Temperaturbereich von 500 °C–720 °C. Basierend auf experimentellen Untersuchungen mit Glühzeiten von bis zu 1 000 h und ergänzenden thermodynamischen Berechnungen erstellten Výrostková et al., Kroupa et al. [129, 130] ZTA-Diagramme und ermittelten das Phasengleichgewicht bei unterschiedlichen Temperaturen. Dabei konnten Sie konform zu Lundin und Khan [38] fünf unterschiedliche Karbide des Typs M_3C , M_{23}C_6 , M_2C , MC und M_7C_3 sowie zusätzlich nach sehr langen Glühzeiten M_6C identifizieren. Dabei stellte sich heraus, dass die Stabilität der Karbide stark von den Glühbedingungen² und der chemischen Zusammensetzung des Stahls abhängt. Während die Zeit-Temperatur-Stabilität von M_3C nur leicht durch die chemische Zusammensetzung beeinflusst wird, beeinflusst der Cr- bzw. V-Gehalt die Stabilität der Karbide des Typs M_{23}C_6 , M_2C , MC und M_6C [129, 130]. So findet sich M_6C erst bei Stählen mit einem V-Gehalt > 0,12 % und Glühzeiten zwischen 100 h–1 000 h im Temperaturbereich von 550 °C–675 °C. Für den 2,57Cr-0,95Mo-0,34V-Stahl, der nahezu die gleiche chemische Zusammensetzung wie der im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Grundwerkstoff 13CrMoV9-10 aufweist (vgl. *Tabelle 3.1 in Abschnitt 3.1*), stellen sich in Abhängigkeit von der Glühtemperatur folgende Gleichgewichtszustände nach einer Glühzeit von 1 000 h ein:

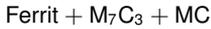
1 V-modifizierter 2,25Cr-1Mo Stahl welcher zusätzlich mit 0,019 % Ti und 0,053 % Nb legiert wurde.

2 Glühtemperatur und -dauer.

Bei einer Glüh­temperatur von 660 °C:



Bei einer Glüh­temperatur von 720 °C:



Janovec et al. [131] ergänzen die Untersuchungen von Výrostková et al., Kroupa et al. [129, 130] durch weitere Experimente mit Glühzeiten von 3 000 h und 10 000 h bei 520 °C und 600 °C. Eine Gegenüberstellung der ZTA-Diagramme aus beiden Untersuchungen für den 2,57Cr-0,95Mo-0,34V-Stahl zeigt *Abbildung 2.8*.

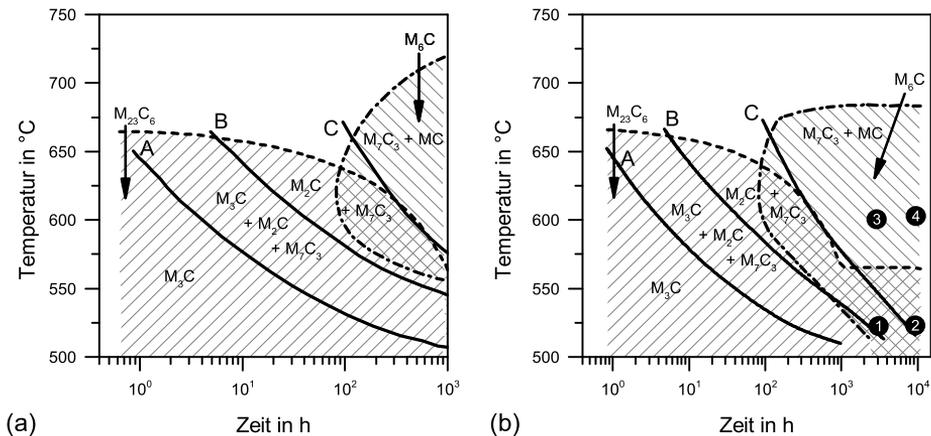


Abbildung 2.8: Zeit-Temperatur-Ausscheidungsschaubild nach Výrostková et al. [129] (a) und modifiziertes ZTA-Schaubild nach Janovec et al. [131] (b) für den Stahl: 2,57Cr-0,95Mo-0,34V, Darstellung der Karbidentwicklung während der Wärmebehandlung

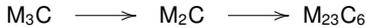
Während sich die Grenzen zwischen den Karbidregionen nur geringfügig verschieben, werden sie zu längeren Glühzeiten und niedrigen Temperaturen hin verlängert, vgl. Kurven A–C in *Abbildung 2.8*. Ferner erweitern sich die Bereiche der Karbide des Typs M_{23}C_6 und M_6C (vgl. schraffierte Flächen in *Abbildung 2.8*) auf Glühzeiten von bis zu 10 000 h. Die oberen Temperaturgrenzen für diesen Bereich liegen bei 577 °C (M_{23}C_6) bzw. 682 °C (M_6C). Für lange Glühzeiten, vgl. mit 1–4 gekennzeichnete Punkte in *Abbildung 2.8*, ermitteln Janovec et al. [131] folgende Gleichgewichtszustände:

1. $\text{M}_2\text{C} + \text{M}_{23}\text{C}_6 + \text{M}_7\text{C}_3 + \text{MC}$
2. $\text{M}_{23}\text{C}_6 + \text{M}_7\text{C}_3 + \text{M}_6\text{C} + \text{MC}$
3. $\text{M}_7\text{C}_3 + \text{M}_6\text{C} + \text{MC}$
4. $\text{M}_7\text{C}_3 + \text{M}_6\text{C} + \text{MC}$

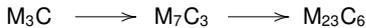
Für kurze Glühzeiten, unterhalb von 30 h, und Temperaturen von 705 °C–710 °C, wie sie für das PWHT des Stahls 13CrMoV9-10 üblich sind, wurden keine Karbide vom Typ M_6C nachgewiesen. Nach Janovec et al. [131] liegt die Temperaturgrenze für M_{23}C_6 bei Glühzeiten < 10 h unterhalb von 665 °C, sodass konträr zu Lundin und Khan [38] nach dem PWHT keine Karbide diesen Typs zu erwarten sind. Es bleibt jedoch unklar, in welchen Typ die Karbide M_3C und M_{23}C_6 bei höheren Temperaturen übergehen, vermutet wird die Entwicklung zu M_7C_3 . Zusammenfassend

definieren Janovec et al. [131] M_3C als Tieftemperaturkarbid, $M_{23}C_6$ als metastabile Phase und M_7C_3 , M_6C sowie MC als stabile Karbide, die sich bei höheren Temperaturen und längeren Glühzeiten ausscheiden.

Tamaki et al. untersuchten in [49, 132, 133] ebenfalls das Ausscheidungsverhalten sowie den Einfluss der Karbidbildung auf die Rissempfindlichkeit von Cr-Mo-Stählen¹ während der Wärmebehandlung. Im Temperaturbereich von 500 °C – 700 °C und bei Haltezeiten von 1 h – 100 h weisen die Autoren folgende fünf Karbide nach: M_3C , M_2C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ und M_3C^{*2} und beschreiben folgende Karbidreaktionen:

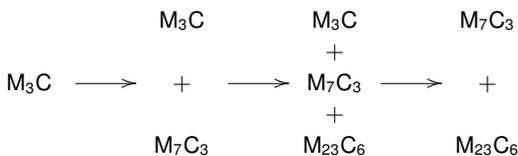


und:



Die Ausscheidung von M_2C und M_7C_3 hat eine Sekundärhärtung des Gefüges zur Folge. Dabei korrespondiert der Temperaturbereich der Ausscheidung von M_2C , zwischen 500 °C und 550 °C, mit dem ebenfalls von den Autoren untersuchten Temperaturbereich³ der Rissinitiierung [134]. Die Ausscheidung von M_7C_3 findet hingegen bereits zwischen 450 °C und 500 °C statt und liegt damit unterhalb der Rissinitiierungstemperatur. Den Karbiden $M_{23}C_6$ und M_3C^* schreiben die Autoren eine geringe Wirkung auf die Rissempfindlichkeit zu, da diese erst bei Temperaturen > 600 °C, oberhalb der Rissinitiierung, ausgeschieden werden. Karbide des Typs M_6C entsprechend den Untersuchungen von [128–131] wurden nicht nachgewiesen, was auf die maximale Glühdauer von nur 100 h zurückzuführen ist, vgl. *Abbildung 2.8* Kurven A und B. In [135] untersuchten Tamaki et al. zusätzlich den Einfluss von V-Karbiden auf die SRR-Empfindlichkeit. Die Ergebnisse zeigen, dass die Rissempfindlichkeit von Cr-Mo-Stählen durch die Modifikation mit V signifikant ansteigt. In Abhängigkeit vom Cr-Mo-Gehalt führte die Ausscheidung von V_4C_3 gegenüber der Ausscheidung von M_2C zum Anstieg der Sekundärhärte und zur Absenkung der kritischen Spannung $\sigma_{AW-crit}$ (vgl.: *Abschnitt 2.4.1.1*, *Abbildung 2.4* sowie *Abschnitt 2.4.3.2*).

Während sich die meisten Untersuchungen den Karbidreaktionen im Grundwerkstoff und der WEZ widmen, untersuchten Tao et al. in [136] die Karbidentwicklung im Schweißgut eines 2,25Cr-1Mo-Stahls während der Wärmebehandlung bei 700 °C und einer Glühdauer von 1 h – 150 h. Die dabei beobachtete Karbidentwicklung entspricht im wesentlichen den Ergebnissen von [128–131] und wird von den Autoren wie folgt definiert:



Aussagen zum Einfluss der Karbidentwicklung während des PWHT auf die SRR-Empfindlichkeit

¹ Cr-Gehalt von 0 % – 5 %, Mo-Gehalt von 0,5 % – 1 %.
² Chemische Formel: Fe₂MoC.
³ 510 °C – 600 °C.

des Schweißgutes werden nicht geliefert. Vielmehr konzentrieren sich die Autoren auf das Wachstum der Karbide und dessen Auswirkung auf die Härte des Schweißgutes. Die Reduzierung der Härte mit zunehmender Glühdauer¹ begründen Tao et al. [136] mit der Abschwächung der Ausscheidungsverfestigung aufgrund der Karbidvergrößerung.

Es kann festgestellt werden, dass zum Ausscheidungsverhalten und zur Karbidentwicklung in niedriglegierten Stählen in den letzten 60 Jahren zahlreiche Forschungsergebnisse publiziert wurden. Moderne Analysemethoden gestatten die eindeutige Identifizierung der Karbide innerhalb der metallischen Matrix sowie die Bestimmung deren mechanischer Eigenschaften. Während jedoch das Zeit-Temperatur-Verhalten der Karbidentstehung ausführlich dokumentiert ist, findet der Einfluss von Spannungen und Eigenspannungen² auf die Karbidbildung bisher keine Beachtung. Unter der Annahme, dass sich Spannungen auf die Gitterdehnung und damit auf das Diffusionsverhalten innerhalb der Matrix auswirken, muss jedoch davon ausgegangen werden, dass diese analog zur Temperatur ebenfalls die Karbidbildung beeinflussen. Hierzu sind Untersuchungen notwendig, bei denen neben der Temperaturführung auch realitätsnahe Beanspruchungsszenarien im Laborversuch umgesetzt werden. Dazu sind jedoch zunächst genaue Kenntnisse über den Temperaturbereich der Rissinitiierung notwendig. Eine Zusammenfassung der in der Literatur dokumentierten Temperaturbereiche liefert der folgende Abschnitt.

Rissinitiierung während der Wärmenachbehandlung (PWHT)

Wie bereits in *Abschnitt 2.2* erläutert, handelt es sich bei Spannungsrelaxationsrissen um ein Rissphänomen, welches vornehmlich während der abschließenden Wärmenachbehandlung (PWHT) des Bauteils bzw. der Konstruktion auftritt³. Während in der Literatur Einigkeit darüber besteht, dass die Rissinitiierung während der Aufheizphase des PWHT erfolgt, finden sich zum kritischen Temperaturbereich der Rissentstehung stark differierende Aussagen, aus denen sich ein sehr breiter Korridor zwischen 315 °C und 705 °C ableitet.

Meitzner [25] führt die Rissinitiierung auf eine Verfestigung der Ferritkörner durch feindisperse Karbidausscheidungen⁴ zurück und gibt hierfür einen Temperaturbereich von 315 °C – 677 °C an.

Swift präsentiert in [100] in-situ-Beobachtungen zur Entstehung von Spannungsrelaxationsrissen. Dabei erfolgte die Bestimmung der Rissinitiierungstemperatur (CIT⁵) während des PWHT mittels Dilatometermessungen an modifizierten Lehigh-Proben. Die CIT ist eine Funktion der Heizrate die mit zunehmender Aufheizgeschwindigkeit ansteigt. In Swifts Untersuchungen an einem 2,25Cr-1Mo-Stahl hatte die Veränderung der Heizrate von 350 °C/h auf 800 °C/h einen Anstieg der CIT um ≈ 60 °C von 427 °C auf 485 °C zur Folge.

Ito und Nakanishi beschreiben in [23] die Entstehung von SRR anhand von Untersuchungen am kommerziellen Stahl HT80⁶. Dabei verwendeten die Autoren selbstbeanspruchende Kleinproben⁷ und grenzten den Temperaturbereich der Rissinitiierung auf 500 °C – 700 °C ein, wobei sie verstärkt Risse bei Temperaturen von ≈ 600 °C beobachteten.

1 Steigender Hollomonparameter.

2 Resultierend aus dem Fertigungsprozess.

3 Die Rissentstehung während des Hochtemperaturbetriebs wird im Folgenden nicht betrachtet.

4 Beispielsweise: V_4C_3 oder Mo_2C .

5 Engl.: Crack Initiation Temperature.

6 Vergleichbar mit 10CrMo4-5.

7 Y-Nut (engl.: y groove test).

In umfangreichen Studien an niedriglegierten Stählen mit variierendem Cr-, Mo- und V-Gehalt untersuchten Tamaki et al. [66, 70, 135, 137] den Einfluss von Legierungselementen, Begleitelementen, Karbiden und der Belastung auf die Rissentstehung beim Spannungsarmglühen. Dabei beobachteten die Autoren in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung einen sekundären Härteanstieg im Bereich von 447 °C–577 °C und 577 °C–697 °C. Der kritische Temperaturbereich für die Rissentstehung hingegen lag zwischen 497 °C und 547 °C.

Gotoh berichtet in [138] ebenfalls von Untersuchungen am Stahl HT80, bei denen das Rissphänomen mit Hilfe von gekerbten Zylinderproben analysiert wurden. Bei einer relativ hohen Heizrate von 450 °C/h lag die CIT, entsprechend den Untersuchungen von [23], bei ≈ 600 °C und sowohl die Erhöhung als auch die Absenkung der Versuchstemperatur hatte eine Verbesserung der Rissempfindlichkeit zur Folge.

In [139] weisen Kanazawa et al., wiederum am Stahl HT80, eine signifikante Reduktion der Korngrenzenfestigkeit gegenüber der Festigkeit des Korninneren ab einer Temperatur von ≈ 450 °C nach, können jedoch keinen eindeutigen Zusammenhang zwischen dem relativen Festigkeitsunterschied und der Rissempfindlichkeit feststellen. Die minimale Bruchfestigkeit der untersuchten und als risskritisch identifizierten Modifikationen des Stahls HT80 lag im Bereich von 550 °C bis 610 °C.

Lundin und Khan präsentieren in [38] die Ergebnisse zu Untersuchungen der Rissempfindlichkeit konventioneller und V-modifizierter Stähle mit unterschiedlichen Cr- und Mo-Gehalten. Dabei beobachteten die Autoren eine extreme Rissempfindlichkeit des 1,25Cr-0,5Mo-Stahls bei 625 °C und eine hohe Rissempfindlichkeit bei 675 °C. Der 2,25Cr-1Mo-Stahl hingegen zeigte eine leichte bis keine Rissempfindlichkeit bei 625 °C und war rissunempfindlich bei einer Testtemperatur von 675 °C. Die V-modifizierte Variante des 2,25Cr-1Mo-Stahl war wiederum sehr rissempfindlich. Insgesamt beobachteten die Autoren mit ansteigender Testtemperatur (> 625 °C) eine Abnahme der Rissempfindlichkeit.

Das Auftreten von SRR im Schweißgut während der Fertigung petrochemischer Reaktoren aus Cr-Mo(V)-Stahl veranlasste Chauvy und Pillot die SRR-Empfindlichkeit von Cr-Mo(V)-Schweißgütern zu untersuchen. In [18–20] präsentierten die Autoren einen neuen Gleeble[®]-Test [140] zur Bewertung der SRR-Empfindlichkeit des Schweißgutes sowie ein auf der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes basierendes Bewertungskriterium, vgl. *Abschnitt 2.4.1.3* (K-Faktor). Die Testtemperatur lag im Bereich von 550 °C–705 °C und deckt den bei einer industriellen Wärmenachbehandlung üblichen Temperaturbereich von 625 °C–705 °C ab. Als SRR-kritischen Temperaturbereich identifizieren die Autoren den Bereich, in dem die zylindrischen Proben die geringste Brucheinschnürung¹ aufweisen. Diese wurde von den untersuchten Schweißgütern bei 650 °C bzw. 675 °C erreicht. Als empfindlich für SRR definierten Chauvy und Pillot Schweißgüter, deren minimale Brucheinschnürung unterhalb von 23 % lag.

Chovet und Schmitt belegen in [4, 5] anhand von eigenen Untersuchungen die Ergebnisse von Chauvy und Pillot [18–20] und beobachten dabei ebenfalls ein Zähigkeitsminimum bei ≈ 650 °C. Die von den Autoren ermittelte Brucheinschnürung lag mit 27 % jedoch über dem festgelegten Minimum zur Vermeidung von SRR.

Die SRR-Empfindlichkeit des Stahls HCM2S² untersuchten Nevasmaa und Salonen in [40] und konnten dabei eine hohe Rissempfindlichkeit des Gefüges der Grobkornzonen der WEZ im Tempe-

1 Zähigkeitsminimum.

2 Ähnlich der chemischen Zusammensetzung des Stahls 2,25Cr-1Mo(V) mit Substitution von Mo durch W.

raturbereich von 575 °C–725 °C beobachten. Die höchste Empfindlichkeit, bestimmt über die Zeit bis zum Bruch der Probe, lag bei ≈ 675 °C.

Festzuhalten bleibt, dass die bisherigen Erkenntnisse zur Entstehung von Spannungsrelaxationsrissen größtenteils auf experimentellen Untersuchungen an Kleinproben aus Schweißgut, Grundwerkstoff oder schweißsimuliertem Gefüge basieren. Bei der Herstellung und Prüfung der Proben werden fertigungsbedingte Lastkomponenten in der Regel vernachlässigt bzw. erst nachträglich als äußere Last aufgeprägt. Der risskritische Temperaturbereich leitet sich vorwiegend aus Ersatzgrößen wie der temperaturbedingten Änderung der Duktilität oder der Härte ab und wird nicht online erfasst. In-situ-Beobachtungen zur Rissinitiierung finden sich lediglich bei Swift [100] und Jax [141, 142]. Insbesondere die Untersuchungen von Swift [100] am konventionellen 2,25Cr-1Mo-Stahl weisen darauf hin, dass der Temperaturbereich der Rissinitiierung nicht zwangsläufig deckungsgleich mit den Temperaturbereichen der niedrigsten Duktilität oder der größten Härte ist. Bestätigt wird dies durch Schallemissionsmessungen während der Wärmebehandlung plattierter Proben aus dem Reaktorbaustahl 22NiMoCr37 durch Jax [141, 142], in denen der Autor auf die Möglichkeiten der frühzeitigen Rissdetektion (Rissentstehung) weit vor dem eigentlichen Bruchereignis hinweist. Die dabei entstehenden Mikrorisse sind nicht zerstörungsfrei nachweisbar und bedürfen einer metallographischen Präparation. Die Erforschung der Mechanismen, welche zur Bildung von Spannungsrelaxationsrissen führen, erfordert genaue Kenntnisse über den Temperaturbereich der Rissinitiierung. Diese liegen für den V-modifizierten Reaktorbaustahl 2,25Cr-1Mo-0,25V derzeit nicht vor.

2.4.3 Mechanische Einflussfaktoren auf die Relaxationsversprödung

Obgleich sich die chemischen, metallurgischen und thermischen Faktoren primär auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften einer Schweißverbindung auswirken, stehen sie ferner in direkter Wechselwirkung mit den mechanischen Einflussfaktoren, welche maßgeblich für die Eigenbeanspruchung einer Schweißkonstruktion sind und sich unmittelbar auf die Relaxationsrissempfindlichkeit auswirken. Auf Grund der zahlreichen Publikationen zur Schrumpfbehinderung von Schweißnähten, zum Einfluss der Bauteilsteiifigkeit und zu den aus dem Schweißprozess resultierenden Spannungen, beschränken sich die folgenden Abschnitte auf eine kurze Zusammenfassung der im Schrifttum gesichteten Untersuchungen mit Verweis auf die ausführlichen Literaturstellen.

2.4.3.1 Schrumpfbehinderung von Schweißnähten – Konzept des Einspanngrades

Infolge der inhomogenen Temperaturverteilung während der schweißtechnischen Verarbeitung liegen nach erfolgter Abkühlung hohe Eigenspannungen im Schweißnahtbereich vor. In umwandlungsfähigen Stählen resultieren die Eigenspannungen aus Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungsspannungen, deren Höhe auch durch den Grad der Schrumpfbehinderung beeinflusst wird. Dabei bestimmen sowohl lokale als auch globale Einflussgrößen die Schrumpfbehinderung, d. h. die Behinderung der beim Schweißen auftretenden inhomogenen Dehnungen und Schrumpfungen. Zu den lokalen Einflussgrößen gehören beispielsweise die Steifigkeit der unmittelbaren Schweißnahtumgebung, die Steifigkeit vorangegangener Schweißlagen sowie die Veränderung der Steifigkeit durch Heftstellen. Zu den globalen Einflussfaktoren zählen hingegen die Bauteil- bzw. Konstruktionssteifigkeit und deren schrumpfbehindernde Wirkung. Zur eindeutigen Differenzierung führte Kannengießer in [143] die Begriffe „lokale Schrumpfbehinderung“ und „globale Schrumpfbehinderung“ ein und definierte sie wie folgt:

- **Lokale Schrumpfbehinderung** resultiert aus der Hemmung der Materialverschiebung durch den die Schweißnaht unmittelbar umgebenden kalten Werkstoff. Das inhomogene, behinderte Schrumpfen hat während des Schweißens elastisch-plastische Verformungen im Schweißnahtbereich zur Folge, welche nach dem Abkühlen als Bauteilverzug und/oder Eigenspannungen zurückbleiben und sich primär auf die Schweißnaht und den angrenzenden Grundwerkstoff auswirken. Auf diese Art entstandene Eigenspannungen werden als direkte, örtliche oder auch als Zwängsspannungen bezeichnet.
- **Globale Schrumpfbehinderung** resultiert aus der Hemmung der Materialverschiebung durch die Steifigkeit der die Schweißnaht umgebenden Baugruppen und Konstruktionsglieder sowie der äußeren Einspannung eines Bauteils. Die daraus resultierenden Spannungen sind den Zwängungsspannungen überlagert und werden als indirekte Eigenspannungen, Bauteil- oder Reaktionsspannungen bezeichnet. Ihr Wirkungsbereich erstreckt sich über größere Volumina bzw. Baugruppen der Schweißkonstruktion. Innerhalb des geschweißten Gesamtbauteils befinden sich die Zwängs- und Reaktionsspannungen im Gleichgewicht.

In realen Konstruktionen finden sich meist komplexe Steifigkeitsverhältnisse, welche nur schwer auf Laborproben übertragbar bzw. mit denen vergleichbar sind. Das von Satoh et al. in den 70er Jahren in [144, 145] vorgestellte Konzept des Einspanngrades dient der qualitativen Beschreibung der globalen Schrumpfbehinderung und bietet die Möglichkeit, reale Struktursteifigkeiten im Labor abzubilden und untereinander zu vergleichen. Der von Satoh et al. definierte Einspanngrad R_{F_y} ist ein auf die Nahtlänge bezogenes Maß für die Schrumpfbehinderung. Dabei wird die auf die Schweißnahtlänge l_{SN} bezogene Querschrumpfkraft $F_{y,l}$ entsprechend Gleichung 2.16 nach dem Hooke'schen Gesetz aufgelöst:

$$F_{y,l} = \frac{F_y}{l_{SN}} = \sigma \times h = E \times \epsilon \times h \quad (2.16)$$

mit:

$$\epsilon = \frac{S_y}{L} \quad (2.17)$$

lässt sich der Einspanngrad in Nahtquerrichtung wie folgt berechnen:

$$R_{F_y} = \frac{F_{y,l}}{S_y} = \frac{E \times \frac{S_y}{L} \times h}{S_y}$$

$$R_{F_y} = \frac{E \times h}{L} \quad (2.18)$$

Dabei ist:

E ... Elastizitätsmodul in N/mm^2

h ... Blechdicke in mm

ϵ ... Dehnung in mm

S_y ... Querschrumpfung in mm

L ... Einspannlänge in mm

Darauf basierend wird in [146] durch Boellinghaus et al. eine einheitliche Definition des Einspanngrades vorgestellt. Dabei differenzieren Boellinghaus et al. [146] zwischen dem Einspanngrad für

symmetrische und asymmetrische Nahtkonfigurationen wie folgt:

$$R_{F_y} = \frac{F_y}{l_{SN} \times 2\Delta y} \quad \text{für symmetrische Stumpfnähte} \quad (2.19)$$

$$R_{F_y} = \frac{F_y}{l_{SN} \times (\Delta y_1 - \Delta y_2)} \quad \text{für asymmetrische Nahtkonfigurationen} \quad (2.20)$$

Dabei ist:

F_y ... Reaktionskraft in Nahtquerrichtung in kN

Δy ... Verschiebung in Nahtquerrichtung in mm

Das von Boellinghaus et al. [146] vorgestellte Konzept ermöglicht die Bestimmung des Einspanngrades realer Schweißkonstruktionen mit Hilfe der numerischen Simulation. In [147] gelingt es Boellinghaus et al., durch die Unterteilung des Gesamteinspanngrades in die drei Einzelkomponenten Naht-, Blech-, und Strukturkonfiguration, das Berechnungsmodell weiter zu verfeinern. Dabei werden die unterschiedlichen Steifigkeiten der einzelnen Komponenten berücksichtigt, sodass sich der Gesamteinspanngrad nach *Gleichung 2.21* aus einer Reihenschaltung der Einspanngrade der Einzelkomponenten ergibt.

$$\frac{1}{R_{i_y,ges}} = \underbrace{\frac{1}{R_{i_y1}}}_{\text{Naht-konfiguration}} + \underbrace{\frac{1}{R_{i_y2}}}_{\text{Blech-konfiguration}} + \underbrace{\frac{1}{R_{i_y3}}}_{\text{Struktur-konfiguration}} \quad (2.21)$$

Neben einer besseren Abbildung der realen Steifigkeitsverhältnisse ermöglicht das Modell ferner die einfache Berücksichtigung des experimentell bestimmten Einspanngrades von Versuchseinrichtungen zur Bauteilsimulation sowie die Übertragung der Versuchsbedingungen auf realen Strukturen und umgekehrt [146, 147].

Einen detaillierten Überblick zur Messung des Einspanngrades in realen Konstruktionen, zur Übertragbarkeit und zur numerischen Berechnung des Einspanngrades lieferten neben Boellinghaus et al. [146] ebenfalls Kannengießer [143], Neuhaus [148] und Zimmer [149].

2.4.3.2 Einfluss schweißbedingter Eigenspannungen auf die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit

Schweißbedingte Makroeigenspannungen¹ entstehen infolge der behinderten lokalen und globalen Schrumpfung sowie der Volumenveränderung während der Phasenumwandlung. Dabei wird die Höhe der aus dem Schweißprozess resultierenden Reaktionskräfte und -spannungen neben den Schweißparametern in hohem Maße vom Einspanngrad, d. h. von der Bauteilsteifigkeit beeinflusst [143]. Erste numerische Berechnungen des Einspanngrades verschachtelter Offshore-Konstruktionen sowie Untersuchungen zur Kaltrissvermeidung unter Berücksichtigung

¹ Als Schweißeigenspannungen werden aus dem Schweißprozess resultierende Eigenspannungen bezeichnet. Als Eigenspannungen I. Art oder Makroeigenspannungen werden die auf ein für das Bauteil repräsentatives Volumen bezogenen mittleren Spannungen definiert.

des Einspanngrades finden sich in [146, 150, 151]. Den Einfluss der Bauteilsteifigkeit auf die Entstehung schweißbedingter Spannungen untersuchten Kannengießer [143] und Neuhaus [148] anhand von Laborversuchen unter definierter Schrumpfbehinderung. Sowohl Kannengießer [143] im Bauteilschweißversuch als auch Neuhaus [148] im instrumentierten Einspannversuch (IRC-Test¹) wiesen einen direkten Einfluss des Einspanngrades auf die Höhe der schweißbedingten Reaktionsspannungen nach. Dabei stellte sich heraus, dass die Reaktionskräfte und -spannungen mit zunehmendem Einspanngrad nahezu linear ansteigen, was insbesondere bei Untersuchungen von Rissphänomenen zu beachten ist. Der Einfluss der Wärmeführung wird von Kannengießer [143] jedoch nur am Rande betrachtet, wobei der Autor den Aufbau von Druckspannungen infolge der Vorwärmung² vernachlässigt. Ferner finden sich derzeit keine Publikationen in denen die differente Wirkung der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur und der Streckenenergie auf die Entstehung der Reaktionskräfte und -momente vertiefend untersucht wurden. In [152, 153] konnte anhand von experimentellen Untersuchungen und begleitenden numerischen Berechnungen der Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur auf die Eigenspannungsentwicklung im Schweißnahtbereich nachgewiesen werden. In Wurzelschweißungen führte die Anhebung der Vorwärmtemperatur zu einer signifikanten Erhöhung der lokalen Zugeigenspannungen im Bereich der WEZ. Ferner postulierten Wongpanya et al. [153], basierend auf numerischen Berechnungen, dass der thermische Einfluss des Vorwärmens auf den Anstieg der Quereigenspannungen gegenüber dem mechanischen Einfluss (Einspanngrad) überwiegt. Kannengießer et al. belegen in [154] den Einfluss der mechanischen Randbedingungen (Einspanngrad) anhand von instrumentierten Einspannversuchen im IRC-Test. Ferner unterstreichen die Autoren die Notwendigkeit derartiger Einspannversuche zur Untersuchung schweißbedingter Effekte auf die Eigenbeanspruchung und die Rissempfindlichkeit von Bauteilen, welche nur unter definierten Einspannbedingungen detektierbar sind.

Tamaki und Suzuki präsentierten in [155] ein Testverfahren zur Untersuchung von Spannungsrelaxationsrissen in der Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen. Mit Hilfe eines modifizierten Implant-Versuches³ definieren die Autoren die kritische Spannung $\sigma_{AW-crit}$, bei der eine nach dem Schweißen aufgebrachte Last zur Entstehung von SRR während der Wärmenachbehandlung führt. Die Ergebnisse zeigen, dass sich der modifizierte Implant-Test grundsätzlich sehr gut zur Bewertung der Rissempfindlichkeit anhand der kritischen Spannung $\sigma_{AW-crit}$ eignet, diese jedoch sowohl von der Steifigkeit des Prüfrahmens als auch der Probengröße beeinflusst wird. In weiteren Untersuchungen nutzen Tamaki und Suzuki [155] die Verschiebung der kritischen Spannung zur Bewertung der Rissempfindlichkeit unterschiedlicher Legierungskonzepte, zur Untersuchung des Einflusses von Legierungs-, Begleitelementen und Karbiden sowie zur Bestimmung der Rissinitiierungstemperatur in Abhängigkeit von der Belastung [66, 70, 85, 134, 137, 156]. Ferner ermittelten Tamaki et al. in [65, 66] für den konventionellen Stahl 10CrMo9-10 eine kritische Spannung $\sigma_{AW-crit}$ im Bereich von 392 MPa – 490 MPa, welche sich infolge der V-Modifizierung beim Stahl 13CrMoV9-10 auf 300 MPa – 350 MPa reduzierte. Leider lässt sich mit Hilfe des Implant-Versuches lediglich die Rissempfindlichkeit der WEZ untersuchen, Aussagen hinsichtlich des Schweißgutes sind hingegen nicht möglich.

1 Engl.: Instrumented Restraint Cracking.

2 In gehefteten Baugruppen führt die Vorwärmung infolge der thermischen Ausdehnung zu Druckspannungen im Schweißnahtbereich.

3 Modifizierter Implant-Versuch: Erweiterung des für Kaltrissuntersuchungen konzipierten Implant-Versuches um ein Heizsystem sowie Messeinrichtungen für Spannung, Temperatur und Dehnung.

2.4.3.3 Testverfahren zur Bewertung der Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit

Zur Erforschung der Rissbildung während des Spannungsarmglühens und zur Bewertung der Rissempfindlichkeit unterschiedlicher Stahlsorten wurden im Verlauf der letzten 60 Jahre zahlreiche Testverfahren entwickelt. Bereits Ende der 70er Jahre präsentierten Dhooge et al. [55] 26 unterschiedliche Testverfahren und bewerteten deren Aussagekraft und Reproduzierbarkeit. Zur Vereinfachung fassten Dhooge et al. [55] die Prüfverfahren zu folgenden drei Kategorien zusammen:

A : *Prüfung einer Schweißverbindung*

Hierbei handelt es sich um Prüfverfahren, bei denen die gesamte Schweißnaht, welche möglichst die Nahtkonfiguration des realen Bauteils widerspiegelt, einer regulären Wärmehandlung unterzogen wird. Bei positivem Rissbefund erfolgt im Anschluss an das PWHT die metallurgische Präparation der Proben sowie die Bewertung der Risse. Dabei ist jedoch zu beachten, dass die Schrumpfbehinderung in realen Schweißkonstruktionen meist wesentlich höher ist als bei kleinen Laborproben und eine Abhängigkeit zwischen Probengröße und Risswahrscheinlichkeit besteht [157]. Ferner weisen Versuche an kompletten Schweißnähten aufgrund zahlreicher Störgrößen meist eine höhere Streuung der Ergebnisse auf, was die eindeutige Klassifizierung der Rissempfindlichkeit erschwert. Gleichwohl zeigten einige Prüfverfahren eine sehr gute Übereinstimmung mit den Erfahrungen aus der Fertigung. Zu den bekanntesten Prüfverfahren zählen:

1. Lehigh-Test (Einlagenschweißung) [26, 100]
2. CTS-Test¹ (Mehrlagenschweißung) [27]
3. Y-Naht-Test (Einlagenschweißung) [23, 62, 83][27]
4. Stumpfstoßschweißung unter behinderter Schrumpfung (Mehrlagenschweißung) [30]

B : *Prüfung von Proben, welche eine Schweißnaht enthalten*

Hierbei handelt es sich um Prüfverfahren, bei denen die Proben eine Schweißnaht enthalten. Dies kann einerseits durch das Überschweißen des Prüfbereiches oder durch die Probenentnahme aus komplett geschweißten Nähten erfolgen. Vorteile dieser Prüfverfahren sind zum einen die zügige und kostengünstige Wiederholbarkeit der Versuche sowie die bessere Reproduzierbarkeit. Ferner können bei den fremdbeanspruchten Tests die Prüflast variiert und kritische Beanspruchungen ermittelt werden. Zu den gebräuchlichsten Prüfmethode zählen:

1. U-Biege-Test² [23]
2. Implant-Test (modifiziert) [62, 65, 155]
3. 3-Punkt-Biegeversuch [41]
4. C-Ring-Test [60, 92]
5. Kriechzugversuch (Schweißnaht oder reines Schweißgut) [52]

1 CTS: engl.: Controlled Thermal Severity.

2 Engl.: U-bend.

C : Prüfung von Proben, welche eine thermisch simulierte WEZ enthalten

Hierbei handelt es sich um Prüfverfahren, bei denen die Proben zuvor oder im Rahmen der Prüfung einem simulierten Schweißtemperaturzyklus unterzogen werden. Hierfür werden die Proben in speziellen Prüfeinrichtungen sehr schnell aufgeheizt und entsprechend den erforderlichen $t_{8/5}$ -Zeiten kontrolliert abgekühlt [158, 159]. Die Schweißsimulation ermöglicht eine sehr gute Reproduzierbarkeit, die Bestimmung des Spannungsniveaus sowie die Kontrolle der zu prüfenden Gefügestruktur¹. Ferner ist es möglich, gezielt Kerben einzubringen, und so den Prüfbereich auf eine bestimmte Mikrostruktur zu fokussieren. Nachteilig sind jedoch die geringe Probengröße, die Vernachlässigung von Schweißbeigenspannungen und Abstützeffekten, der begrenzte Prüfbereich² sowie die begrenzte Übertragbarkeit auf reale Schweißnahtkonfigurationen, was eine gewissenhafte und umfangreiche Bewertung der Ergebnisse erfordert. Zu den gängigsten Prüfverfahren zählen:

1. Isothermer Spannungsrelaxationstest [27]
2. Isothermer Zugversuch mit geringer Dehnrates [26, 27]
3. Einspanversuch mit PWHT [160]

In jüngeren Publikationen der letzten 20 Jahre finden sich neben dem häufig verwendeten Implant-Test zunehmend Untersuchungen, welche mittels Gleeble[®]-Simulator durchgeführt wurden. Das Gleeble[®]-System bietet die Möglichkeit einer in den Versuchsablauf³ integrierten Schweißsimulation. In [58, 161, 162] untersuchten Nawrocki et al. den Einfluss des Mehrlageneffektes auf die Relaxationsversprödung im Schweißgut. Mit Hilfe des Gleeble[®]-Simulators erzeugten Nawrocki et al. Mikrostrukturen, die der Grobkorn-WEZ einer Einlagenschweißung sowie den Überschneidungsbereichen einer Mehrlagenschweißung entsprachen, vgl. *Abbildung 2.7*. Dabei wiesen die Autoren eine höhere Rissempfindlichkeit der Grobkorn-WEZ nach, was Nawrocki et al. einerseits auf die Reduzierung der WEZ-Härte infolge des mehrfachen Anlassens und andererseits auf die Eliminierung von Festigkeitsunterschieden⁴ innerhalb der Matrix zurückführten. In [28] bestätigten Nevasmaa und Salonen die höhere Empfindlichkeit der Grobkorn-WEZ gegenüber dem angelassenen WEZ-Gefüge. Ferner erweiterten Nevasmaa und Salonen [28] die Untersuchungen auf die Rissempfindlichkeit des Mehrlagenschweißgutes, in dem analog zum Grundwerkstoff, WEZ-ähnliche Bereiche vorliegen. Durch die erneute Schweißsimulation der Schweißgutproben gelang es Nevasmaa und Salonen [28] eine erhöhte Rissempfindlichkeit der rekristallisierten Grobkornzonen gegenüber den rekristallisierten Feinkornzonen des Schweißgutes nachzuweisen.

Chauvy und Pillot präsentierten in [18–20] ein weiteres auf dem Gleeble[®]-System basierendes Prüfverfahren. Dabei konzentrierten sich die Autoren jedoch ausschließlich auf den Einfluss der Begleitelemente Pb, Bi und Sb auf die Rissempfindlichkeit des Schweißgutes, vgl. *Abschnitt 2.4.1.2 und 2.4.2.3*. Die Proben aus reinem Schweißgut wurden längs zur Schweißrichtung entnommen und im geschweißten Zustand im Temperaturbereich von 550 °C – 705 °C geprüft. Anhand der minimalen Brucheinschnürung bestimmten die Autoren den kritischen Temperaturbereich für SRR und entwickelten ein Kriterium zur Bewertung der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes, welches sehr gut mit der minimalen Brucheinschnürung korrelierte.

1 Über die Anpassung des simulierten Schweißtemperaturzyklus.

2 Nur ein einzelner Bereich der WEZ, kein Schweißgut.

3 Zug- und Druckprüfung bei variablen Dehnrates, Weg- oder Kraft geregelt.

4 Hohe Härte/Festigkeit im Korninneren und geringe Festigkeit/Härte im Bereich der ehemaligen Austenitkorngrenzen.

Es kann festgestellt werden, dass die mechanischen Einflussfaktoren (Einspanngrad) und insbesondere deren Wechselwirkung mit den thermischen Einflussfaktoren (Wärmeführung) in bisherigen Untersuchungen hinsichtlich SRR nur unzureichend erforscht wurden. Die Verfahren zur Prüfung vollständiger Schweißnähte beschränken sich zudem meist auf Einlagenschweißungen. Die Schrumpfbehinderung bei den mehrlagig geschweißten Prüfnähten erfolgt durch eine passive, unregelmäßige Fixierung der Schweißproben, welche aufgrund fehlender Instrumentierung keine Aussagen über die auftretenden Reaktionskräfte, -momente und -spannungen zulassen. Einlagenschweißungen und der Einsatz von Kleinproben verhindern in der Regel den Einsatz fertigungsgerechter Schweißtechnik unter realistischen Herstellungsbedingungen. Ferner ist davon auszugehen, dass Diffusionsvorgänge, wie sie bei der Karbidbildung während des PWHT stattfinden, sowohl thermisch als auch mechanisch induziert werden, was eine ganzheitliche Abbildung des realen Fertigungsprozesses im Labor erfordert. Hierzu zählen:

- Bauteilversuche unter definierten Einspannbedingungen während der Vorwärmung, des Schweißens, des DHT's und des PWHT's.
- Onlineerfassung des Belastungszustandes.
- Einsatz fertigungsgerechter Schweißtechnik, Schweißparameter und Nahtvorbereitung.
- In-Situ-Rissüberwachung.

Während zum Einfluss des Einspanngrades auf die Entstehung schweißbedingter Spannungen bereits umfangreiche Ergebnisse vorliegen, finden sich zum Einfluss der Wärmeführung unter Berücksichtigung des Einspanngrades kaum Untersuchungen im Schrifttum.

2.5 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen zum Kenntnisstand

Aus der dargelegten Literaturrecherche lässt sich folgendes zusammenfassen und schlussfolgern:

1. Sonderkarbidbildende warmfeste Feinkornbaustähle können eine erhöhte Sensitivität bezüglich Spannungsrelaxationsrissen aufweisen. Dieses Rissphänomen ist in jedem Fall an technologische Abläufe gebunden, bei denen zunächst in Lösung gegangene Ausscheidungen während einer erneuten Erwärmung wieder ausgeschieden werden. Der Risspfad verläuft in der Regel interkristallin entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen sowohl quer als auch längs zur Schweißrichtung. Nach Schüller et al. [46] lassen sich Spannungsrelaxationsrisse dem Risstyp I–III zuordnen, vgl. *Abbildung 2.1* auf Seite 7.
2. Die grundlegenden Mechanismen der Relaxationsversprödung sind allgemein bekannt und zahlreich in der Literatur dokumentiert. Spannungsrelaxationsrisse entstehen, wenn die Spannungen während der Wärmebehandlung das lokale Verformungsvermögen des Werkstoffes überschreiten. Differentielle Ausscheidungsvorgänge führen zu Festigkeitsunterschieden zwischen den Korngrenzbereichen und dem Korninneren. Durch Gleitvorgänge entlang der schwächeren Korngrenzen kommt es zur Rissinitiierung, vgl. *Abbildung 2.2* auf Seite 8.
3. Kontroverse Meinungen finden sich im Schrifttum zu den Einfluss- und Kontrollfaktoren und den detaillierten Mechanismen, die zur Rissbildung führen. Demnach wirkt sich einerseits die Schwächung der Korngrenzen (Seigerung von Verunreinigungen bzw. Ausscheidung von Karbiden) und andererseits die Kornverfestigung auf die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit aus. Dabei sind Karbidausscheidungen jedoch eine notwendige Voraussetzung für

Spannungsrelaxationsrisse, während Verunreinigungen zwar die Rissbildung begünstigen, jedoch nicht ursächlich sind.

4. Die Relaxationsversprödung bzw. Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit warmfester Stähle wird im wesentlichen durch die Wechselwirkung thermischer, metallurgischer und mechanischer Faktoren beeinflusst. Erkenntnisse zum Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen, der Wärmeleitung und der wirksamen Spannung, welche sich zahlreich in der Literatur finden, beruhen vornehmlich auf Untersuchungen an idealisierten Laborproben und vernachlässigen zumeist den Einfluss und die Wechselwirkung mechanischer Faktoren (Einspanngrad).
5. Legierungs- und Begleitelemente beeinflussen maßgeblich die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit niedriglegierter warmfester Stähle. Grundsätzlich erhöhen all jene Elemente die Rissempfindlichkeit, die entweder Karbide bilden bzw. deren Bildung fördern oder korn-grenzenschwächend wirken. Die Legierungselemente Cr und V sowie die Begleitelemente P und S beeinflussen die Rissempfindlichkeit am stärksten.
6. Durch die hohe Güte moderner Stahlsorten (Reduzierung der Begleitelemente S und P) wirken sich zuvor kaum berücksichtigte Spurenelemente wie Blei, Arsen und Bismut verstärkt auf die Rissempfindlichkeit aus. Im Schrifttum finden sich zahlreiche Kriterien zur Bewertung der Rissempfindlichkeit anhand der chemischen Zusammensetzung des Stahls, von denen jedoch lediglich der X- und J-Faktor [52, 108] sowie der K-Faktor [18–20] auf moderne Stahlsorten sinnvoll anwendbar sind.
7. Bereits bei der Herstellung der Grundwerkstoffe werden heutzutage alle fertigungstechnisch erforderlichen Wärmebehandlungsmaßnahmen mit Hilfe des Hollomon Parameters berücksichtigt. Dieser gestattet die exakte Einstellung der mechanischen Eigenschaften des Grundwerkstoffes sowie die Bewertung und den Vergleich unterschiedlicher Wärmebehandlungsstrategien.
8. Die Wärmeleitung beim Schweißen beeinflusst die Gefügestruktur der Wärmeeinflusszone und des Schweißgutes. Ein hoher Wärmeeintrag (Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Streckenenergie) verlängert die Austenitisierungs- und Abkühlzeit, wodurch Kornwachstum und Diffusionsvorgänge begünstigt werden. Durch die Bindung des Kohlenstoffs in M_3C verringert sich die SRR-Empfindlichkeit, während das Kornwachstum eine Zunahme der Rissempfindlichkeit zur Folge hat. Bei sehr geringem Wärmeeintrag bildet sich hingegen Martensit oder unterer Bainit, was die SRR-Empfindlichkeit ebenfalls erhöht [23, 26].
9. Mangelnde Sorgfalt bei der Messung der Zwischenlagentemperatur kann zu einer Überhitzung des Schweißnahtbereichs führen, was eine Kornvergrößerung sowie verstärkte Karbidausscheidungen zur Folge hat. Dadurch verschlechtern sich die mechanischen Eigenschaften und die Rissempfindlichkeit des Schweißnahtgefüges erhöht sich. Inwieweit sich eine derartige Überhitzung auf die schweißbedingte Eigenbeanspruchung eines Bauteils und damit auf die SRR-Empfindlichkeit auswirken ist derzeit nicht bekannt.
10. In Mehrlagenschweißungen wirkt sich der wiederholte Wärmeeintrag durch die Folgeraupen im Allgemeinen positiv auf die mechanischen Eigenschaften der WEZ aus und führt im Schweißgut ebenfalls zur Ausprägung WEZ-ähnlicher Bereiche mit Grobkorn- und Feinkornzone. Während sich die Kornfeinung positiv auf die SRR-Empfindlichkeit auswirkt, kann die Grobkornzone die gleiche Empfindlichkeit gegenüber SRR aufweisen wie die Grobkornzone

der WEZ im Grundwerkstoff. Die Gefügestruktur des Prüfbereiches von Kerbschlagbiegeproben wirkt sich signifikant auf das Testergebnis aus.

11. Die Wärmenachbehandlung von Cr-Mo-(V)-Stählen dient der Wiederherstellung bzw. Einstellung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindung sowie dem Abbau schweißbedingter Spannungen und Eigenspannungen. Die während der Wärmenachbehandlung stattfindenden mikrostrukturellen Veränderungen und Ausscheidungsvorgänge sind umfangreich in der Literatur dokumentiert. Abhängig von der chemischen Zusammensetzung sowie dem Zeit- und Temperaturregime während des PWHT finden sich in Cr-Mo-(V)-Stählen folgende Karbide: MC , M_2C , M_3C , M_4C_3 , $M_{23}C_6$, M_7C_3 und M_6C . Die Stabilität einiger Karbide wird sehr stark durch den Cr- bzw. V-Gehalt beeinflusst. Beispielsweise entsteht das stabile Karbid M_6C erst bei Stählen mit einem V-Gehalt $> 0,12\%$ und Glühzeiten $> 100\text{ h}$ oberhalb von 550 °C . Während das Zeit-Temperatur-Verhalten der Karbidentstehung ausführlich im Schrifttum dokumentiert ist, findet der Einfluss schweißbedingter Spannungen auf die Karbidentwicklung bisher keine Beachtung.
12. Spannungsrelaxationsrisse entstehen vornehmlich während der Aufheizphase der abschließenden Wärmenachbehandlung (PWHT). Zum Temperaturbereich der Rissinitiierung finden sich in der Literatur jedoch stark differierende Aussagen, aus denen sich ein Korridor zwischen 315 °C und 705 °C ableitet. Die Bestimmung des risskritischen Temperaturbereiches erfolgt vorwiegend anhand von Ersatzgrößen wie der temperaturbedingten Änderung der Duktilität oder der Härte. In-situ-Beobachtungen der Rissentstehung finden sich lediglich bei Swift [100], der die Rissinitiierungstemperatur zwischen 427 °C und 485 °C bestimmt. Sowohl Swift [100] als auch Jax [141, 142] weisen ferner darauf hin, dass die Rissinitiierung nicht zwangsläufig mit dem Temperaturbereich der geringsten Duktilität bzw. größten Härte zusammenfällt. Die Erforschung der Mechanismen, welche zu Spannungsrelaxationsrissen führen, erfordert die genaue Bestimmung der Rissinitiierungstemperatur. Für den V-modifizierten Reaktorbaustahl 13CrMoV9-10 ist diese bisher nicht erfolgt. Es bedarf hierzu grundlegender Untersuchungen zur online-Bestimmung der Rissentstehung, beispielsweise mit Hilfe der Schallemissionsanalyse.
13. Die aus dem Schweißprozess resultierenden Reaktionskräfte, -momente und -spannungen werden in hohem Maße vom Einspanngrad, d. h. von der Bauteilsteifigkeit beeinflusst. Erste Untersuchungen zum Einfluss der Bauteilsteifigkeit auf die Entstehung schweißbedingter Spannungen und Eigenspannungen finden sich bei Kannengießer [143] und Neuhaus [148]. Der Einfluss der Wärmeführung wird von Kannengießer [143] nur am Rande betrachtet. Publikationen zur differentiellen Wirkung der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur und der Streckenenergie auf die Entstehung von Reaktionskräften und -momenten finden sich derzeit nicht im Schrifttum.
14. Basierend auf einem modifizierten Implant-Test bestimmen Tamaki et al. [65, 66] die kritische Spannung $\sigma_{AW-crit}$ der Rissinitiierung für den konventionellen Stahl 10CrMo9-10 im Bereich von 392 MPa – 490 MPa und für den V-modifizierten Stahl 13CrMoV9-10 zwischen 300 MPa – 350 MPa . Allerdings ist der Implant-Test auf die WEZ beschränkt, Aussagen hinsichtlich der Rissempfindlichkeit des Schweißgutes sind damit nicht möglich.
15. Zum Einfluss der mechanischen Faktoren und insbesondere zur deren Wechselwirkung mit den thermischen Faktoren liegen derzeit nur unzureichende Kenntnisse vor. Bekannte Verfahren zur Prüfung vollständiger Schweißnähte beschränken sich meist auf Einlagenschweißungen. Die Schrumpfbehinderung beschränkt sich auf eine passive Fixierung der

Probe. Derartige Versuche lassen jedoch keine Aussagen über die auftretenden Reaktionskräfte, -momente und -spannungen zu. Die Untersuchung von Diffusionsvorgängen, wie sie bei der Karbidbildung stattfinden, erfordern die ganzheitliche Abbildung des Fertigungsprozesses im Laborversuch.

2.6 Aufgabenstellung

Die Vermeidung von Schäden während der Fertigung oder des Betriebs von petrochemischen Reaktoren oder Kraftwerken aus warmfesten, niedriglegierten Stählen, wie sie in jüngster Vergangenheit aufgetreten sind, erfordert trotz über sechzigjähriger internationaler Forschungstätigkeit auf dem Gebiet der Spannungsrelaxationsrisse weitere Untersuchungen. Insbesondere den aus dem Schweißprozess resultierenden mechanischen Belastungen der Konstruktion sowie deren Wechselwirkungen mit den metallurgischen und thermischen Einflussfaktoren wurde in bisherigen Untersuchungen kaum Beachtung geschenkt. Neue Werkstoffkonzepte sowie die hohe Güte heutiger Grund- und Zusatzwerkstoffe führen dazu, dass bisher bekannte SRR-Verursacher, wie Verunreinigungen durch S oder P, in den Hintergrund treten. Aktuelle Schadensfälle, bei denen identische Grund- und Zusatzwerkstoffe durch unterschiedliche Verarbeiter eingesetzt wurden, lassen vermuten, dass die Ursachen verstärkt im Verarbeitungsprozess zu suchen sind. Bisherige Erkenntnisse beruhen vor allem auf Kleinproben, welche die in Großkonstruktionen auftretenden Schrumpfbinderungen nicht abbilden können. Ganzheitliche Untersuchungen zum Einfluss der Wärmeleitung auf die Bauteilbeanspruchung¹ und damit auf die SRR-Empfindlichkeit unter realistischen Fertigungsbedingungen liegen bislang jedoch nicht vor.

Das wissenschaftliche Ziel dieser Arbeit besteht darin, unter Berücksichtigung der Fertigungsverhältnisse im petrochemischen Reaktorbau den Einfluss der Wärmeleitung während der schweißtechnischen Verarbeitung auf die Rissbildung beim Spannungsarmglühen zu untersuchen. In realitätsnahen Bauteilversuchen ist insbesondere zu analysieren, in welchem Maße sich die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur und die Streckenenergie (Wärmeleitung) auf die Bauteilbelastung vor, während und nach dem Schweißen sowie auf die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit beim PWHT auswirken. In diesem Zusammenhang ist die Entwicklung der Reaktionskräfte und -momente im Einspannversuch detailliert zu untersuchen und zu klären, wie die Gesamtbeanspruchung des Bauteils günstig beeinflusst werden kann. Es soll weiterhin überprüft werden, wie sich die Wärmeleitung auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißnaht auswirkt.

Die Verwirklichung dieser Aufgabe erfordert zunächst die Konzeption und den Aufbau einer flexibel einsetzbaren Unterpulver-Tandem-Schweißanlage. Diese ist entsprechend den örtlichen Gegebenheiten so anzupassen, dass unter minimalem Rüstaufwand sowohl im ebenfalls zu realisierenden UP-Schweißlabor als auch in den speziell für realitätsnahe Bauteilversuche konzipierten Prüfanlagen² unter industriellen Fertigungsbedingungen geschweißt werden kann.

Anhand von Kleinproben sollen zunächst die allgemeinen Werkstoffkennwerte des Grundwerkstoffes ermittelt und die Basiseigenschaften des eingesetzten Schweißzusatzwerkstoffes qualifiziert werden. Dies beinhaltet neben chemischen Analysen, metallographischen Untersuchungen und der Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes des Schweißgutes, die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften mittels Kerbschlagbiegeprüfung und Glebble®-Zugversuch.

1 Durch die Online-Erfassung des Belastungszustandes.

2 2-MN-Prüfanlage und 16-MN-Großprüfanlage (GAPSI 16).

Im nächsten Abschnitt ist der Einfluss der Wärmeführung auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes mittels frei schrumpfender Proben zu untersuchen. Dazu soll, neben der standardisierten Härte- und Kerbschlagbiegeprüfung untersucht werden, inwiefern sich eine Beeinflussung der Rissempfindlichkeit mittels des jüngst von Chauvy und Pillot [18–20] vorgestellten Gleeble[®]-Zugversuches nachweisen lässt. Ferner sollen die ermittelten Kennwerte als Referenz zu den unter definierter Einspannung gefertigten Prüfnähten dienen. Es ist weiterhin zu überprüfen, ob sich Schweißtemperaturmessdaten zur Analyse des Umwandlungsverhaltens und damit als Instrument zur Abschätzung der zu erwartenden Gefügestruktur eignen.

Ein wesentliches Ziel dieser Arbeit besteht schließlich darin, die Entwicklung der Reaktionskräfte, -momente und -spannungen sowie die Rissempfindlichkeit während des PWHT im Einspannversuch, unter Variation der Wärmeführung beim Schweißen, zu analysieren. Dazu ist der gesamte Fertigungsprozess möglichst realitätsnah in in der 2-MN-Prüfanlage abzubilden und das eventuelle Auftreten von Rissen nach Möglichkeit online zu detektieren. Im Vordergrund steht hierbei die Abbildung der abschließenden Wärmenachbehandlung im Laborversuch. Dies erfordert die Aufrechterhaltung der aus der schweißtechnischen Verarbeitung resultierenden Beanspruchung und die Kompensation der thermischen Ausdehnung während der Aufheiz- und Abkühlphasen beim PWHT. Für die Vorwärmung der Proben, das Wasserstoffarmglühen (DHT) und insbesondere für die örtliche Wärmenachbehandlung des Schweißnahtbereichs im eingespannten Zustand ist ein Ofen zu konstruieren, mit dem eine präzise Wärmenachbehandlung¹ ($T_{\max} = 705 \text{ °C}$) möglich ist. Die Prüfnähte sind hinsichtlich Spannungsrelaxationsrissen zu untersuchen und das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften zu charakterisieren.

1 Geregelttes Aufheizen und Abkühlen.

3 Versuchsdurchführung

Im Mittelpunkt der Forschungsarbeiten stand die Untersuchung der Einflussfaktoren beim Unterpulverschweißen auf die Relaxationsrissempfindlichkeit und die mechanisch-technologischen Werkstoffeigenschaften unter besonderer Berücksichtigung der Bauteilsteifigkeit. Die experimentellen Untersuchungen unterteilten sich in zwei Kategorien. Beginnend mit Schweißversuchen an freischumpfenden Proben zur Untersuchung des Einflusses der Wärmeleitung¹ auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes, wurden darauf aufbauend Schweißversuche unter definierten Einspannbedingungen in einer speziellen 3-D-Prüfanlage zur Simulation von Bauteilschweißungen durchgeführt.

3.1 Werkstoffcharakterisierung

Die in dieser Arbeit durchgeführten Schweißversuche erfolgten am niedriglegierten, sonderkarbidbildenden, warmfesten Druckbehälterstahl 13CrMoV9-10 (Werkstoffnummer: 1.7703) unter Verwendung eines artgleichen Schweißzusatzwerkstoffes. Die verwendeten Werkstoffe, deren chemische Zusammensetzung und deren mechanische Eigenschaften werden im Folgenden erläutert.

3.1.1 Grundwerkstoff

Bei dem hier verwendeten Grundwerkstoff handelt es sich um einen niedriglegierten, sonderkarbidbildenden, warmfesten, bainitischen Stahl für den petrochemischen Reaktorbau. Die Herstellung der Bleche durch die Stahlhütte erfolgt nach den gängigen Standards wie z. B. ASTM A 387/A 387M - 99 [112] und DIN EN 10028-2 [86] sowie zusätzlichen über die Norm hinausgehenden Kundenanforderungen. Für die vorliegende Arbeit wurde ein wasservergüteter, angelassener Stahl mit einer Blechdicke von 50 mm eingesetzt. In *Tabelle 3.1* und *Tabelle 3.2* sind die chemische Zusammensetzung und die mechanischen Eigenschaften des Grundwerkstoffes zusammengefasst.

Tabelle 3.1: Auszug der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes 13CrMoV9-10 (funkenemissionspektrometrische Analyse) in Gew.-%

| C | Si | Mn | Cr | Cu | Mo | Ni | Ti | V | Nb | Fe |
|------|------|------|------|------|------|------|--------|------|------|------|
| 0,12 | 0,08 | 0,51 | 2,29 | 0,11 | 0,98 | 0,12 | < 0,01 | 0,30 | 0,03 | Rest |

Die Analyse der chemischen Zusammensetzung erfolgte an gleichmäßig über die Blechdicke verteilten Messpunkten am Funkenemissionsspektrometer (FES). Dabei entsprachen die Messergebnisse denen der Schmelzenanalyse der Stahlhütte. Da für die verwendeten Bleche keine Prüfzeugnisse

¹ Vorwärmtemperatur, Zwischenlagentemperatur und Streckenenergie.

3 Versuchsdurchführung

vorlagen, wurden die mechanischen Eigenschaften durch Zugversuche nach DIN EN 10002-1 [163] und Kerbschlagbiegeversuche nach DIN EN ISO 148-1:2011 [164] quer und längs zur Walzrichtung ermittelt. Die Durchführung der Zugversuche erfolgten mit Proben der Form DIN 50125 - B 10 x 50 [165] und die Kerbschlagbiegeversuche unter Verwendung der Standardprobenform mit V-Kerb nach DIN EN ISO 148-1 [164]. Die Zugprüfung entsprach der DIN EN 10028 Teil 2 und wurde bei Raumtemperatur und bei der höchst zulässigen Prüftemperatur von 450 °C durchgeführt. Der Grundwerkstoff erreichte die geforderten mechanischen Gütewerte sowohl längs als auch quer zur Walzrichtung.

Tabelle 3.2: Mechanische Kennwerte für den Werkstoff 13CrMoV9-10 (Lieferzustand gehärtet + vergütet) gemäß Zugversuch nach DIN EN 10002-1 [163], Zugprobe DIN 50125 - B 10 x 50 [165]

| Prüftemperatur in °C | Walzrichtung | $R_{p0,2}$ in MPa | R_m in MPa | A_5 in % | Z in % |
|----------------------|--------------|-------------------|--------------|------------|----------|
| RT | längs | 609 | 714 | 24 | 80 |
| 450 | | 491 | 574 | 20 | 79 |
| RT | quer | 621 | 726 | 22 | 77 |
| 450 | | 494 | 576 | 19 | 77 |

Da Cr-Mo(V)-Stähle bei Einsatztemperaturen zwischen 400 °C und 500 °C zur Versprödung neigen, wurde zusätzlich eine Stufenglühlung (SC¹) nach DIN EN 10028-2 [86] durchgeführt, die durch einen vorgegebenen Temperatur-Zeit-Zyklus eine Alterung simuliert. Das Maß für die Sprödbrechneigung ist dabei die Verschiebung der Übergangstemperatur-Kurve im Kerbschlagbiegeversuch. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung des Grundwerkstoffes sind in *Abbildung 3.1* dokumentiert.

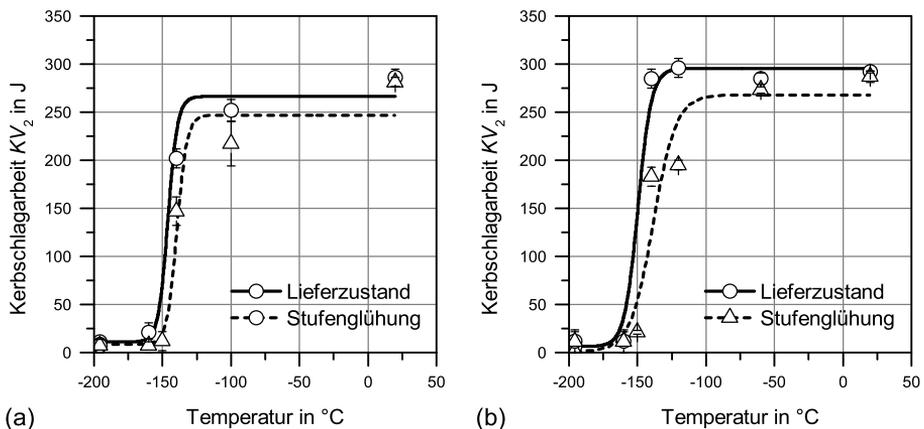


Abbildung 3.1: KV₂-T-Diagramm für den Grundwerkstoff im Lieferzustand und nach der Stufenglühlung, längs zur Walzrichtung (a) und quer zur Walzrichtung (b)

Sowohl längs als auch quer zur Walzrichtung resultiert aus der Stufenglühlung lediglich eine geringe Verschiebung der Übergangstemperatur um weniger als 10 °C zu höheren Temperaturen hin. Die

1 Engl.: step cooling.

54 J-Übergangstemperatur¹ liegt bei $T_{t(54\text{ J})} = -165\text{ °C}$. Damit erfüllt der Grundwerkstoff auch das strengere Kriterium der API RP 934-A:2008 [166] welches wie folgt definiert ist:

$$T_{t(54\text{ J})} + 2,5 \times (T_{t(54\text{ J} + \text{Stufenglühung})} - T_{t(54\text{ J})}) < +10\text{ °C} \quad (3.1)$$

Zusätzlich zu den Kerbschlagbiegeversuchen wurden an den stufengeglühten Proben Zugversuche durchgeführt. Die Ergebnisse der Zugversuche der wärmebehandelten Proben sind in *Tabelle 3.3* zusammengefasst. Es zeigt sich, dass die Stufenglühung keinen Einfluss auf die Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes hat.

Tabelle 3.3: Mechanische Kennwerte für den Werkstoff 13CrMoV9-10 (Lieferzustand: gehärtet + vergütet, Stufenglühung nach DIN EN 10028-2 [86]) gemäß Zugversuch nach DIN EN 10002-1 [163], Zugprobe DIN 50125 - B 10 x 50 [165]

| Prüftemperatur in °C | Walzrichtung | $R_{p0,2}$ in MPa | R_m in MPa | A_5 in % | Z in % |
|----------------------|--------------|-------------------|--------------|------------|----------|
| RT | längs | 607 | 725 | 22 | 79 |
| 450 | | 483 | 557 | 20 | 80 |
| RT | quer | 625 | 733 | 22 | 78 |
| 450 | | 495 | 568 | 19 | 79 |

Weitere Kriterien zur Bewertung der Spannungsrelaxations- und Versprödungsrisseignung anhand der chemischen Zusammensetzung sind in *Tabelle 3.4* aufgeführt. Die Berechnungen basieren auf den Gleichungen in *Abschnitt 2.4.1.3* und werden sowohl in internationalen Standards als auch zusätzlich zu den Normvorgaben vom Anwender bzw. Verarbeiter gefordert. Der eingesetzte Grundwerkstoff erfüllt beide Kriterien.

Tabelle 3.4: Kriterien zur Bewertung der Spannungsrelaxationsriss- und Versprödungsrissempfindlichkeit des Grundwerkstoffes

| Bewertungskriterium | Grenzwert ^a | Eigene Messergebnisse |
|---------------------|------------------------|-----------------------|
| J-Faktor | $J_w \leq 100$ | 69 |
| X-Faktor | $X_B \leq 15$ | 11,4 |

^a nach API Recommended Practice 934-A [50]

Die Bestimmung der Härte des Grundwerkstoffes erfolgte nach Vickers mit einer Prüflast von 49,03 N (HV 5) an acht über den Probenquerschnitt verteilten Messpunkten. Im Lieferzustand beträgt die Härte des Grundwerkstoffes (245 ± 8) HV 5 und nach der unter *Abschnitt 3.2.3.1* beschriebenen Wärmenachbehandlung (219 ± 5) HV 5. Wie unter *Abschnitt 2.4.2.2* beschrieben, bewirkt der Temperaturzyklus des Schweißprozesses eine Aufhärtung der Grobkornzone der WEZ. Die zu erwartende maximale WEZ-Härte lässt sich nach den Modellen von Düren [167] und Yurioka et al. [168] in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung des Stahls und der Abkühlgeschwindigkeit berechnen. Die Formeln zur Berechnung der zu erwartenden Härte finden sich im Anhang A.1.2 auf Seite 214–215, vgl. *Gleichungen A.6 und A.15*. Die berechneten maximalen Härten in der WEZ als Funktion der $t_{8/5}$ -Zeit sind für den hier eingesetzten Stahl in *Abbildung 3.2* grafisch dargestellt. Im Gegensatz zum nahezu konstanten Härteverlauf bei Düren

1 Temperatur, bei der die verbrauchte Schlagenergie $KV_2 = 54\text{ J}$ erreicht.

[167], fällt die Härte bei Yurioka et al. [168] mit zunehmender $t_{8/5}$ -Zeit ab. Für $t_{8/5}$ -Zeiten bis ca. 30 Sekunden liegen die Härten beider Modelle auf einem Niveau, zeigen mit zunehmender Abkühlzeit jedoch eine klare Spreizung. Im Modell von Düren [167] ist der Chromgehalt auf max. 0,6 % limitiert. Bei der Berechnung der WEZ-Härte hat dies für den vorliegenden Grundwerkstoff mit einem Chromgehalt von 2,25 % zur Folge, dass die Martensithärte¹, mit $HV_M = 401$ HV 10, und die Bainithärte, mit $HV_B = 393$ HV 10, auf nahezu einem Niveau liegen.

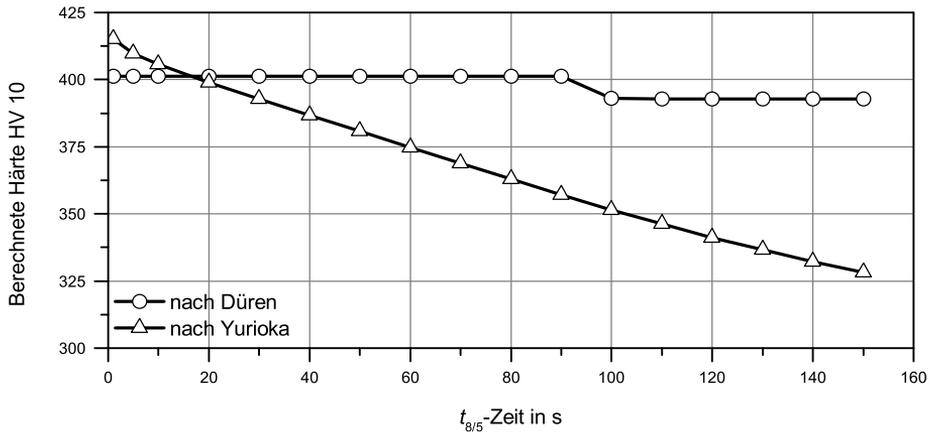


Abbildung 3.2: Berechnete Härte in der Grobkornzone (GK) der Wärmeinflusszone (WEZ) des Grundwerkstoffes (GW) in Abhängigkeit von der $t_{8/5}$ -Zeit nach den Modellen von Düren [167] und Yurioka et al. [168]

Die Änderung von rein martensitischem zu rein bainitischem Gefüge erfolgt lediglich in einem sehr kurzen Intervall zwischen 90 s und 100 s $t_{8/5}$ -Zeit. Im Modell von Yurioka et al. [168] werden auch Stähle mit höheren Legierungsgehalten berücksichtigt, sodass es sich ohne Einschränkungen auf den hier eingesetzten Grundwerkstoff anwenden lässt. Nach Yurioka et al. [168] berechnet sich die Martensithärte zu $HV_M = 400$ HV 10 und die Bainithärte zu $HV_B = 273$ HV 10. Die resultierende Mischhärte des WEZ-Gefüges liegt für sehr hohe Abkühlgeschwindigkeiten oberhalb der Martensithärte und nimmt mit zunehmender Abkühlzeit in Richtung der Bainithärte ab. Damit berücksichtigt Yurioka et al. [168] die Änderung einer primär martensitischen Umwandlung in eine primär bainitische Umwandlung mit zunehmenden $t_{8/5}$ -Zeiten. Für die geplanten Schweißversuche werden in der WEZ Härtewerte von ca. 400 HV 10–350 HV 10 bei $t_{8/5}$ -Zeiten zwischen 20 s–100 s sowie eine bainitisch-, martensitische Gefügestruktur prognostiziert. Zusammenfassend lassen die Ergebnisse der durchgeführten Untersuchungen eine moderate Empfindlichkeit des Grundwerkstoffes gegenüber Spannungsrelaxations- und Versprödungsrisse erwarten.

3.1.2 Schweißgut

Für die Schweißversuche wurde das Unterpulver-Tandem-Schweißverfahren mit Massivdrahtelektroden in mehreren Lagen eingesetzt (Prozessnummer: DIN 4063 - 121 - 2H [169]). Alle Versuche erfolgten unter Verwendung der Drahtelektrode Union S 1 CrMo 2 V² in Verbindung mit dem

1 Konstante Härte für 100 % Martensit und 100 % Bainit.

2 Normbezeichnung: EN ISO 24598-A - S Z CrMoV2 [170], EN ISO 24598-B - SU 2C1MV, AWS A5.23-97: EG [171].

Schweißpulver UV 430 TTR-W¹. Die Drahtelektrode zum Fügen des warmfesten Stahls vom Typ 13CrMoV9-10 hat eine Stärke von 4 mm. Das agglomerierte fluoridbasierte Schweißpulver weist eine Körnung von 3–16 (nach DIN EN ISO 14174 [173]) auf und wurde vor dem Schweißen für 10 Stunden bei 350 °C rückgetrocknet. Der Basizitätsgrad² des Pulvers nach Boniszewki [11, S. 369] liegt bei 3,0 Gew.-%. Die Hauptbestandteile des Pulvers, die chemische Zusammensetzung der Drahtelektrode und des Schweißgutes sowie die mechanischen Eigenschaften des reinen Schweißgutes sind in den *Tabellen 3.5 bis 3.7* aufgeführt.

Tabelle 3.5: Hauptbestandteile des Schweißpulvers (UV 430 TTR-W) in % [174]

| SiO ₂ +TiO ₂ | CaO+MgO | Al ₂ O ₃ +MnO | CaF ₂ |
|------------------------------------|---------|-------------------------------------|------------------|
| 16 | 40 | 13 | 26 |

Tabelle 3.6: Auszug der chemischen Zusammensetzung der Drahtelektrode (Union S 1 CrMo 2 V) und des Schweißgutes (Draht/Pulver Kombination: Union S 1 CrMo 2 V + UV 430 TTR-W) in Gew.-%

| | C | Si | Mn | Cr | Cu | Mo | Ni | Ti | V | Nb | Fe |
|--------------------------------|------|------|------|------|------|------|------|--------|------|-------|------|
| Union S1 CrMo 2 V ^a | 0,09 | 0,04 | 1,24 | 2,39 | 0,01 | 1,01 | 0,02 | 0,001 | 0,26 | 0,015 | Rest |
| Schweißgut ^a | 0,08 | 0,07 | 1,12 | 2,35 | 0,03 | 1,06 | 0,11 | 0,002 | 0,24 | 0,011 | Rest |
| Schweißgut ^b | 0,07 | 0,08 | 1,23 | 2,27 | 0,04 | 0,96 | 0,16 | < 0,01 | 0,23 | 0,01 | Rest |

^a nach Abnahmeprüfzeugnis

^b eigene Messergebnisse

Tabelle 3.7: Mechanische Kennwerte für das Schweißgut, Draht/Pulver Kombination: Union S 1 CrMo V + UV 430 TTR-W (Herstellerngabe für Eindrahtschweißung am Wechselstrom [174])

| Wärme- behandlung | Prüftemp. in °C | $R_{p0,2}$ in ≥ MPa | R_m in ≥ MPa | A_5 in % | Kerbschlagarbeit in J | |
|----------------------|--------------------|------------------------|-------------------|---------------|--------------------------|--------|
| | | | | | –20 °C | –30 °C |
| 705 °C/10h | RT | 415 | 600 | 18 | 100 | 54 |
| | 482 | 365 | 450 | 16 | - | - |
| 705 °C/30h | RT | 415 | 600 | 20 | 100 | 54 |
| | 482 | 365 | 450 | 16 | - | - |

Entsprechend dem Grundwerkstoff gibt es auch für das Schweißgut Kriterien zur Bewertung der Spannungsrelaxations- und Versprödungsrisssneigung welche im Rahmen dieser Arbeit ermittelt wurden. Die Bestimmung der Gehalte an Begleitelementen fand mittels Funkenemissionsspektrometrie und Glimmentladungs-Massenspektrometrie (GDMS) statt. Die Besonderheiten der eingesetzten Messmethoden und die aus den Bewertungskriterien resultierenden Anforderungen an das Schweißgut sind Teil der Ergebnisse und werden im *Abschnitt 4.1.1* diskutiert.

Aufgrund des mehrlagigen Aufbaus der Schweißnaht ist zu erwarten, dass auch innerhalb der Schweißnaht mehrfach wärmebeeinflusste Bereiche ähnlich der WEZ entstehen. Zur Abschätzung der zu erwartenden maximalen Härtewerte im Schweißgut, wurden die bereits im *Abschnitt 3.1.1*

1 Normbezeichnung: EN 760-SA FB 1 57 AC [172].

2 Basizitätsgrad B nach Boniszewki: $B < 1$ „sauer“, $B = 1$ „neutral“, $B > 1$ „basisch“, $B > 3$ „hochbasisch“.

zur Berechnung der WEZ-Härte angewandten Modelle von Düren [167] und Yurioka et al. [168] verwendet. *Abbildung 3.3* zeigt die infolge der abweichenden Legierungszusammensetzung zu erwartende maximale Härte des Schweißgutes. Während sich das Modell von Düren [167] nur geringfügig ändert, prognostiziert das Modell von Yurioka et al. [168] ein deutlich abgesenktes Härteniveau im Schweißgut von ca. 360 HV 10–344 HV 10 bei $t_{8/5}$ -Zeiten zwischen 20 s–100 s. Dabei ist anzumerken, dass sich die Bainithärte des Schweißgutes gegenüber der des Grundwerkstoffes nicht ändert, sondern lediglich die berechnete Martensithärte auf 356 HV 10 sinkt.

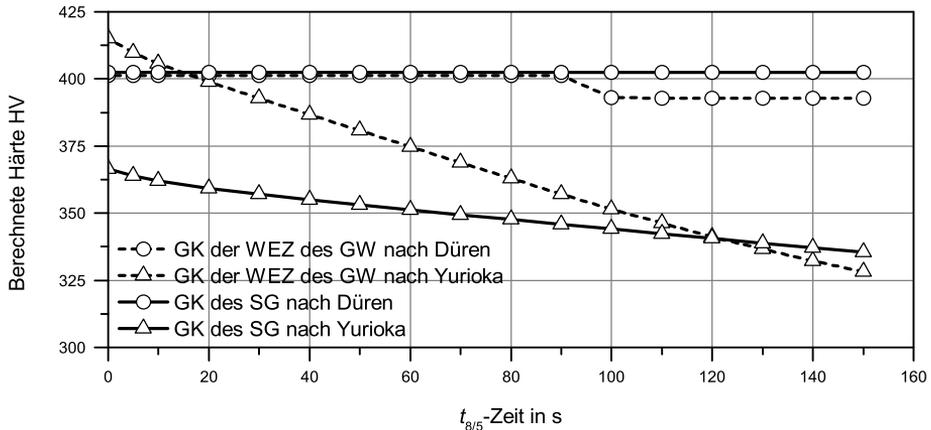


Abbildung 3.3: Berechnete Härte in der Grobkornzone (GK) der Wärmeinflusszone (WEZ) des Grundwerkstoffes (GW) und des Mehrlagenschweißgutes (SG) in Abhängigkeit von der $t_{8/5}$ -Zeit nach den Modellen von Düren [167] und Yurioka et al. [168]

3.2 Experimentelles

Im folgenden Abschnitt werden die Versuchsbedingungen, die eingesetzte Anlagentechnik, die Messmittel und die angewandten Analysemethoden vorgestellt. Es wird zunächst auf das experimentelle Vorgehen zur Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes im Schweißgut und zur Bestimmung der mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes anhand von freischumpfenden Proben eingegangen. Anschließend wird die Methodik zur Untersuchung des Umwandlungsverhaltens und zur Entwicklung eines alternativen Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubildes¹ erläutert. Abschließend erfolgt die Vorstellung der Bauteilversuche und der Rissdetektion mittels Schallemissionsanalyse. Dies umfasst neben der experimentellen Bestimmung der Steifigkeitsverhältnisse des Prüfrahmens, die Umsetzung einer Temperaturführung zur Abbildung realistischer Einspannbedingungen während der Wärmenachbehandlung (PWHT).

3.2.1 Schweißanlage

Für die Schweißversuche wurde eine moderne, industrielle UP-Schweißanlage eingesetzt. Die Anlage umfasst eine zentrale Regelungseinheit mit automatischer Schweißdatenerfassung², ei-

¹ ZTU-Schaubild.

² Spannung, Strom, Schweißgeschwindigkeit, Drahtvorschubgeschwindigkeit.

ne Steuereinheit zur Positionierung, Einrichtung und Überwachung des Schweißprozesses, zwei Stromquellen und einen Automatenträger mit UP-Tandem-Schweißkopf. Die digitalen Schweißstromquellen haben eine maximale Leistung von 1500 A für Gleichstrom (DC¹) und 1200 A für Wechselstrom (AC²) bei 100 % Einschaltdauer. Die Einrichtung der Schweißanlage, d. h. Positionierung des Schweißkopfes, Festlegung von Start- und Endpunkt sowie die Eingabe der Schweißparameter, erfolgt über die Steuereinheit. Der spezielle UP-Tandemschweißkopf, vgl. *Abbildung 3.4*, erlaubt es, die einzelnen Brenner flexibel auszurichten und ist um die Schweißblängsachse drehbar. Durch die kompakte und schmale Bauweise der Kontaktbacken können Engspaltnähte mit einem Flankenabstand von ≥ 18 mm und einem Flankenwinkel $\geq 1^\circ$ bis zu einer Spalttiefe von 120 mm geschweißt werden.

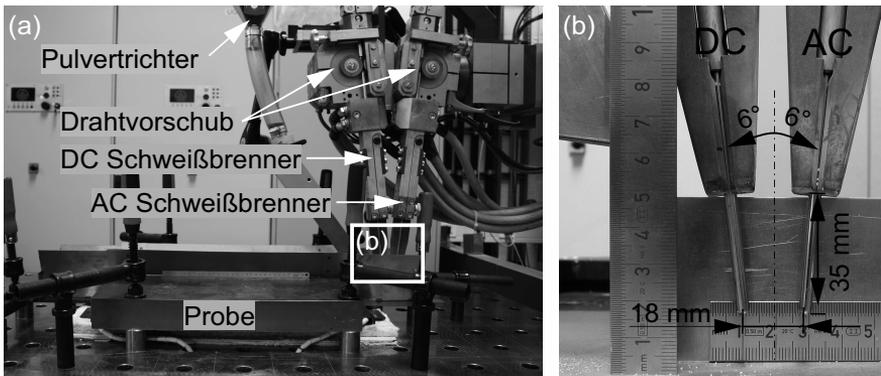


Abbildung 3.4: UP-Tandemschweißkopf (a) und Detailansicht der Kontaktbacken (b)

3.2.2 Ermittlung der Wasserstoffkonzentration

Die Höhe der Wasserstoffkonzentration im Schweißgut ist ein wesentliches Kriterium zur Beurteilung der Kaltrissempfindlichkeit von Stählen. Bei Werkstoffen mit hohen Festigkeiten und geringen plastischen Verformungsreserven können bereits geringe Wasserstoffkonzentrationen von wenigen ppm zur vollständigen Werkstoffversprödung und damit zu wasserstoffunterstützten Kaltrissen führen. Insbesondere bei dem hier angewandten UP-Schweißverfahren mit tendenziell hohem Wasserstoffeintrag ist es wichtig, den diffusiblen Wasserstoffgehalt des Schweißgutes zu bestimmen, um durch eine angepasste Wärmeführung eine hinreichende Wasserstoffdesorption zu ermöglichen. Neben der experimentellen Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes im Schweißgut und der Bestimmung des Gesamtwasserstoffgehaltes der Schweißzusatzwerkstoffe³ wird im Folgenden das Vorgehen bei der Bestimmung des Wasserstoffgehaltes ausgewählter Bestandteile des Schweißpulvers erläutert.

1 Gleichstrom, engl.: Direct Current (DC).

2 Wechselstrom, engl.: Alternating Current (AC).

3 Schweißdraht und -pulver.

3.2.2.1 Bestimmung des Wasserstoffgehaltes im Schweißgut mittels Trägergasheißextraktion

Der diffusible Wasserstoffgehalt des Schweißgutes wurde nach DIN EN ISO 3690:2012 [175] bestimmt. Die DIN EN ISO 3690:2012 legt die Anforderungen zur Herstellung der Prüfstücke und zur Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffs im Schweißgut fest. Die Norm gilt für das durch Lichtbogenschweißen hergestellte Schweißgut martensitischer, bainitischer und ferritischer Stähle. Bei der Durchführung der Prfstckerstellung unterscheidet die Norm zwischen dem Lichtbogenhandschweißen, Unterpulverschweißen und dem Metallschutzgasschweien¹ mit Flldraht² oder Massivdraht³. Die UP-Schweißungen erfolgten unter der Verwendung von Proben, die dem Prfstcksatz C mit 60 mm langen An- und Auslaufstcken entsprachen. Zur Bewertung des Schweißgutes wurden je drei Prüfstücke mit DC- und AC-Lichtbogen hergestellt und mittels Trägergasheißextraktion (TGHE) analysiert. *Tabelle 3.8* fasst die verwendeten Schweißparameter zusammen.

Tabelle 3.8: Schweißparameter für die Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehalts nach DIN EN ISO 3690:2012 [175]

| | DC | AC |
|------------------------|------------|------------|
| Spannung | 29 V | 29 V |
| Stromstärke | 550 A | 550 A |
| Schweißgeschwindigkeit | 0,50 m/min | 0,55 m/min |
| Wärmeeinbringung | ≈ 19 kJ/cm | ≈ 17 kJ/cm |
| Kontaktrohrabstand | 32 mm | 32 mm |

Bei der Analyse mittels TGHE wird der in der Probe enthaltene Wasserstoff thermisch aktiviert und mit Hilfe eines Wrmeleitfhigkeitsdetektors⁴ kontinuierlich gemessen. Für die vorliegenden Untersuchungen wurden die Wasserstoffanalytoren „G4 PHOENIX DH“ und „G8 Galileo ON/H“ eingesetzt. Die Bestimmung des Wasserstoffgehaltes im Schweißgut nach DIN EN ISO 3690:2012 [175] erfolgt bei einer Temperatur von 400 °C. Die Analysezeit betrug 30 min, da die Desorption des Wasserstoffs innerhalb der nach DIN EN ISO 3690:2012 vorgeschriebenen Mindesthaltezeit von 21 min noch nicht abgeschlossen war. Die Gesamtwasserstoffkonzentration berechnet sich unter Berücksichtigung der Probeneinwaage aus dem zeitlichen Integral des Messsignals und des Kalibrationsfaktors bzw. der Kalibrationsfunktion. Der Anteil des Wasserstoffes im reinen Schweißgut H_D , in Milliliter bezogen auf 100 g reines Schweißgut berechnet sich nach folgender Formel:

$$H_D = V_{STP} \times \frac{100}{m_2 - m_1} \quad (3.2)$$

1 MSG-Schweißen.

2 Mit oder ohne Gasschutz.

3 Mit Gasschutz.

4 WLD, engl.: Thermal Conductivity Detector (TCD).

Dabei ist:

V_{STP} ... Wasserstoffvolumen bei Normalbedingungen, in Milliliter;

m_1 ... Masse des Prüfstücks vor dem Schweißen, in Gramm;

m_2 ... Masse des Prüfstücks inkl. aufgebrachtem Schweißgut, in Gramm.

mit:

$$V_{\text{STP}} = \frac{273}{273 + T} \times \frac{p \times V_{\text{H}}}{760} \quad (3.3)$$

Dabei ist:

p ... Luftdruck, in Millimeter Quecksilber;

V_{H} ... gemessenes Wasserstoffvolumen, in Milliliter;

T ... Temperatur, in Grad Celsius, während der Messung.

Bei dem verwendeten Wasserstoffanalysator ist eine Umrechnung der Messergebnisse auf Normalbedingungen¹ nicht erforderlich, da der Luftdruck und die Temperatur über interne Sensoren erfasst und bei der Berechnung der Wasserstoffkonzentration berücksichtigt werden. Nach Herstellervorgabe ist das Schweißpulver vor der Verwendung bei 300 °C–350 °C für 2 h zu trocknen. Auf Grund der hohen Pulverschüttung in den Trocknungsbehältern und um einen möglichst hohen, homogenen Trocknungsgrad zu erreichen, erfolgte die Rücktrocknung² der hier eingesetzten Pulver bei 350 °C für 10 h.

3.2.2.2 Bestimmung des Wasserstoffgehaltes der Schweißzusatzwerkstoffe

Beim Schweißen sind Zuschlagstoffe, wie die Elektrodenumhüllung, das Schweißpulver oder das Schutzgas Hauptquellen für den Wasserstoff. Zu den wichtigsten Wasserstoffquellen bei den festen Zuschlagstoffen zählen Wasserstoffverbindungen im Schweißpulver, welche absorbiert als „Kapillarwasser“, chemisch schwach gebunden als „Kristallwasser“ sowie chemisch stark gebunden als „Konstitutionswasser“ vorliegen [176–178]. Diese Wasserstoffverbindungen erzeugen den für die jeweilige Draht/Pulver Kombination typischen Grundwasserstoffgehalt und werden als Ausgangsfeuchtigkeit des Pulvers bezeichnet. Die durchgeführten Messungen dienen dem Nachweis weiterer, neben den als Wasser gebundenen, Wasserstoffquellen, die erst bei höheren Temperaturen aktiviert werden. Dazu wurden zwei unterschiedliche Draht- und Pulverchargen sowohl mit als auch ohne vorherige Rücktrocknung im unverarbeiteten Zustand untersucht. Die Analyse erfolgte mittels Trägergasheißextraktion³ im Temperaturbereich von 350 °C–900 °C und Schmelzextraktion⁴ bei einer Temperatur von 1550 °C. Dies ermöglichte die temperaturabhängige Erfassung sowohl des diffusiblen als auch des schwach und stark gebundene Wasserstoffs. Das enthaltene Wasser sollte bei der Analyse mittels WLD nicht mitgemessen werden, da es zuvor über Molsiebe und Schüttereagenz absorbiert wird. Wie im Anhang ausführlich beschrieben wird, hat die Feuchtigkeit des Pulvers jedoch einen großen Einfluss auf das Messsignal der WLD. Eine genaue Bestimmung der Wasserstoffkonzentration des Schweißpulvers ist mit der WLD nicht möglich. Durch den Einsatz

1 Temperatur und Luftdruck (STP).

2 Nach Rücksprache mit dem Zusatzwerkstoffhersteller.

3 G4 PHOENIX DH.

4 G8 GALILEO ON/H mit Massenspektrometer für Wasserstoff.

eines nachgeschalteten Quadrupol-Massenspektrometers (MS) lassen sich die Messsignale des Wasserstoffs und der Feuchtigkeit separieren. Dazu wird das Analysegas ungefiltert über eine Kapillare in eine gasdichte Ionenquelle eingespeist, ionisiert und mittels Channeltron Detektor analysiert. Dies ermöglicht die genaue Bestimmung der Wasserstoffkonzentration der Schweißzusatzwerkstoffe. Die Kalibration des MS erfolgt analog zur WLD über die interne Kalibriereinheit des Galileo G8. Als Kalibriergas wird jedoch anstelle von Wasserstoff, welcher für die Kalibration der WLD verwendet wird, ein Gasgemisch aus Stickstoff und 5 % Wasserstoff verwendet. Für die rückgetrockneten Pulverproben wurde jeweils eine Teilmenge des Schweißpulvers für 2 h bei 310 °C getempert und im Exsikkator abgekühlt. Die Schweißdrahtproben wurden in ca. 5 mm lange Stücke gekürzt, entfettet¹, und abschließend getrocknet. Die Probeneinwaagen für die jeweiligen Analyseverfahren sind in *Tabelle 3.9* dokumentiert.

Tabelle 3.9: Probeneinwaage für die Analyse der Pulverbestandteile mittels Trägergasheißextraktion und Schmelzextraktion

| | G4 PHOENIX DH ^a | G8 GALILEO ON/H ^{a, b} |
|----------------|----------------------------|---------------------------------|
| Drahtelektrode | ≈ 6 g | 2,552 g–2,900 g |
| Schweißpulver | ≈ 6 g | 0,229 g–0,256 g |

^a Trägergasheißextraktion

^b Schmelzextraktion

3.2.2.3 Bestimmung des Wasserstoffgehaltes der einzelnen Bestandteile des Schweißpulvers

Wie in *Abschnitt 3.1.2* erläutert, besteht das Schweißpulver aus unterschiedlichen Bestandteilen, welche laut ihrer Verhältnisformel keine Anteile von Wasser oder Wasserstoff enthalten. Aufgrund der vorangegangenen Analysen war jedoch anzunehmen, dass insbesondere im Schweißpulver größere Mengen an Wasserstoff gebunden sein müssen. Die Detektion und Bewertung der einzelnen Wasserstoffquellen im Schweißpulver erfolgte durch Analyse der vom Schweißzusatzhersteller zur Verfügung gestellten Pulverrohstoffe mittels Trägergasheißextraktion im Temperaturbereich von 350 °C–900 °C. Durch die Analyse der reinen Rohstoffe konnte der Einfluss des Bindemittels², welches zur Herstellung agglomerierter Pulver notwendig ist, eliminiert werden. Die Rohstoffe lagen in pulverartiger Form vor und wurden für die Analyse auf ein zuvor ausgeglühtes und abgekühltes Keramikschieffchen gefüllt. Die Probeneinwaage lag im Bereich von 1 g–7 g³. Die Analysezeit bis zur vollständigen Desorption des Wasserstoffes betrug 5 min–20 min.

3.2.3 Schweißversuche an frei schrumpfenden Proben zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes

Im Vorfeld der Untersuchungen zum Einfluss der Schweißparameter auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes wurden Prüfnähte zur allgemeinen Bewertung des Schweißzusatzwerkstoffes hergestellt.

1 Reinigung in ≈ 30 ml Aceton für 1 min im Ultraschallbad sowie 2x in ≈ 20 ml Methanol, Trocknung im Warmluftstrom (Fön).

2 Wasserglas.

3 Der Einsatz einer neuen WLD mit erhöhter Empfindlichkeit erforderte die Reduzierung der Einwaage.

3.2.3.1 Nahtkonfiguration und Probenentnahme

Die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes erfolgte mit Hilfe von Warmzugversuchen und Kerbschlagbiegeversuchen an Proben aus reinem Schweißgut. Die Warmzugversuche fanden in einer speziellen Prüfeinrichtung statt und werden in *Abschnitt 3.2.5* näher erläutert. Die Herstellung der Prüfnähte erfolgte in Anlehnung an DIN EN 1597-1:1997 [179] und dem in [18–20] dokumentierten RHC-Test¹ nach Chauvy. Um eine große Anzahl homogener Proben zu erhalten wurden in zwei Schweißversuchen 50 mm dicke Bleche² mit V-Nahtvorbereitung und beidseitig geschweißter, artgleicher Badstütze gefügt. Nach dem Schweißen wurden die Proben aus der Schweißwärme heraus für 2 h bei 350 °C wasserstoffarmgeglüht, auf Umgebungstemperatur abgekühlt und danach ein Teil der Probe bei 705 °C für 8 h wärmenachbehandelt. Die Probengröße erforderte den Einsatz elektrischer Heizmatten für die Vorwärmung und das Wasserstoffarmglühen. Die Wärmenachbehandlung, an einem Teilstück der Prüfnah, wurde in einem elektrisch beheiztem Ofen in natürlicher Atmosphäre durchgeführt. Dabei betrug die Aufheizrate und Abkühlrate 86 °C/h und die Haltezeit betrug 8 Stunden bei einer max. Glüh-temperatur von 705 °C. Die Probenentnahme und -herstellung der Kerbschlagbiegeproben erfolgte in Anlehnung an DIN EN ISO 148-1:2011 [164], die Kennzeichnung der Probenlage, der Kerbrichtung sowie die Beurteilung der Ergebnisse richteten sich nach DIN EN ISO 9016:2013 [180]. Die Schweißnahtkonfiguration und die Probenlage sind in *Abbildung 3.5* dargestellt.

Die Kerbschlagbiegeversuche erfolgten unter Verwendung der Standardprobenform mit V-Kerb, in den Abmessungen 55 mm (l) \times 10 mm (b) \times 10 mm (h). Die Prüfung der unbehandelten Proben³ erfolgte bei Raumtemperatur, für die wärmebehandelten Proben wurde eine Übergangstemperaturkurve⁴ aufgenommen. Die Entnahme der Zugproben zur Bewertung der RHC-Empfindlichkeit des Schweißgutes entsprach den Vorgaben des RHC-Tests [18–20].

3.2.3.2 Schweißparameter

Die Prüfnähte an den 50 mm dicken Blechen wurden bei einer Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur von $T_{(p,i)} = 220$ °C mit einer Streckenenergie von $E = 35$ kJ/cm geschweißt. Die Schweißparameter entsprechen damit dem Zentrumspunkt des unter *Abschnitt 3.2.4.2* beschriebenen Versuchsplans, siehe *Abbildung 3.7*.

3.2.4 Schweißversuche an frei schrumpfenden Proben zur Ermittlung des Einflusses der Schweißparameter auf die mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes

Anhand von Schweißversuchen an frei schrumpfenden Laborproben aus 20 mm dicken Blechen wurde untersucht, welchen Einfluss die Wärmeführung auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes hat. Die gewonnenen Erkenntnisse flossen in die Vorbereitung, Durchführung und Auswertung der Versuche unter definierter äußerer Schrumpfbehinderung ein,

1 RHC Test: Reheat Cracking Test, Prüfverfahren zur Bewertung der Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit.

2 Maße der Einzelbleche: 500 mm (l) \times 200 mm (b) \times 50 mm (h); Flankenabstand: 32 mm; Flankenwinkel: 10°.

3 Proben „im geschweißten Zustand“, engl.: as welded.

4 Der Übergang von duktilem (zähem) zu sprödem Verhalten in Abhängigkeit von der Temperatur wird als Übergangstemperaturkurve in einem K-T-Schaubild aufgetragen.

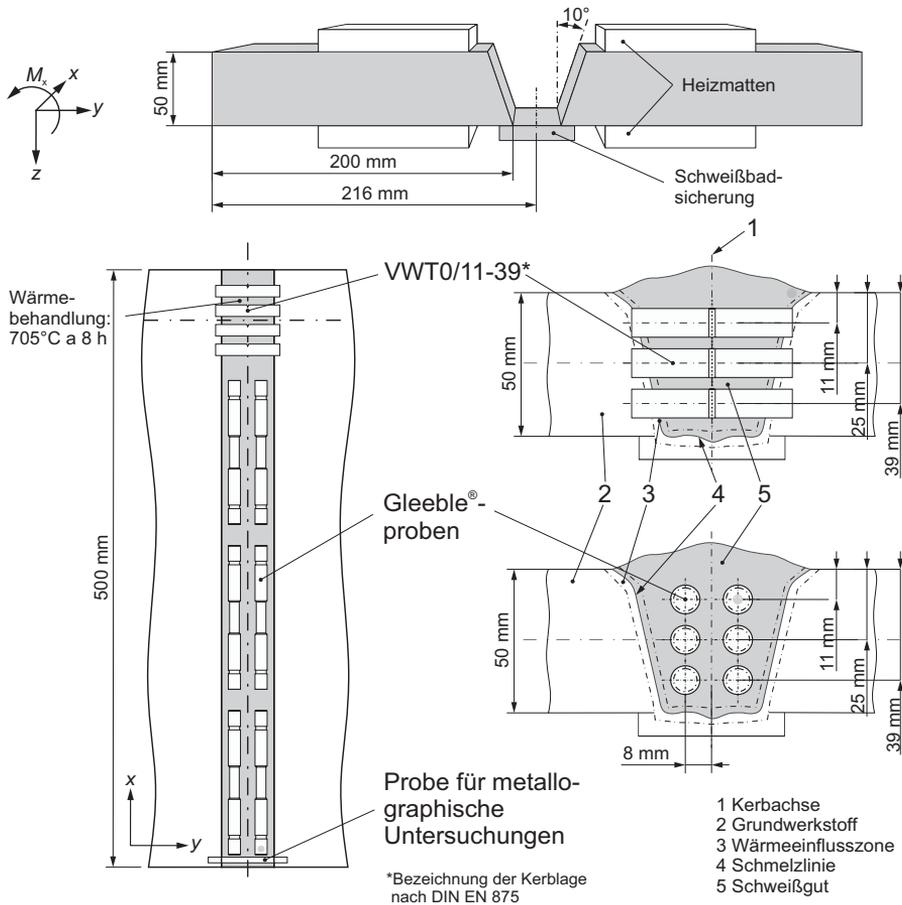


Abbildung 3.5: Probengeometrie für die frei schrumpfenden Schweißversuche an 50 mm dicken Blechen, Lage der Zug- und Kerbschlagbiegeproben in der Schweißverbindung

siehe *Abschnitt 3.2.7*. Im Folgenden werden die verwendete Probengeometrie, die Schweißparameter und die angewandten Wärmebehandlungsmaßnahmen erläutert.

3.2.4.1 Nahtkonfiguration und Probenentnahme

Die Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes in Abhängigkeit der Wärmeleitung erfolgte in Form von Warmzug- und Kerbschlagbiegeversuchen. Die Schweißgutproben wurden in Anlehnung an DIN EN 1597-1:1997 [179] und den RHC-Test hergestellt. Für die Schweißversuche wurden 20 mm dicke Bleche mit V-Naht-Vorbereitung¹ und beidseitig geschweißter, artgleicher Badstütze verwendet. Die Wärmebehandlungsmaßnahmen² entsprachen

1 Flankenabstand: 32 mm; Flankenwinkel: 10°.

2 Vorwärmen, Wasserstoffarmglühen (DHT), Spannungsarmglühen (PWHT).

denen der Schweißversuche an den 50 mm dicken Blechen, erfolgten jedoch ausnahmslos in einem elektrischen Ofen in natürlicher Atmosphäre. Nach dem Schweißen wurden die Proben aus der Schweißwärme heraus für 2 h bei 350 °C wasserstoffarmgeglüht, auf Umgebungstemperatur abgekühlt und danach ein Teil der Probe bei 705 °C für 8 h wärmenachbehandelt.

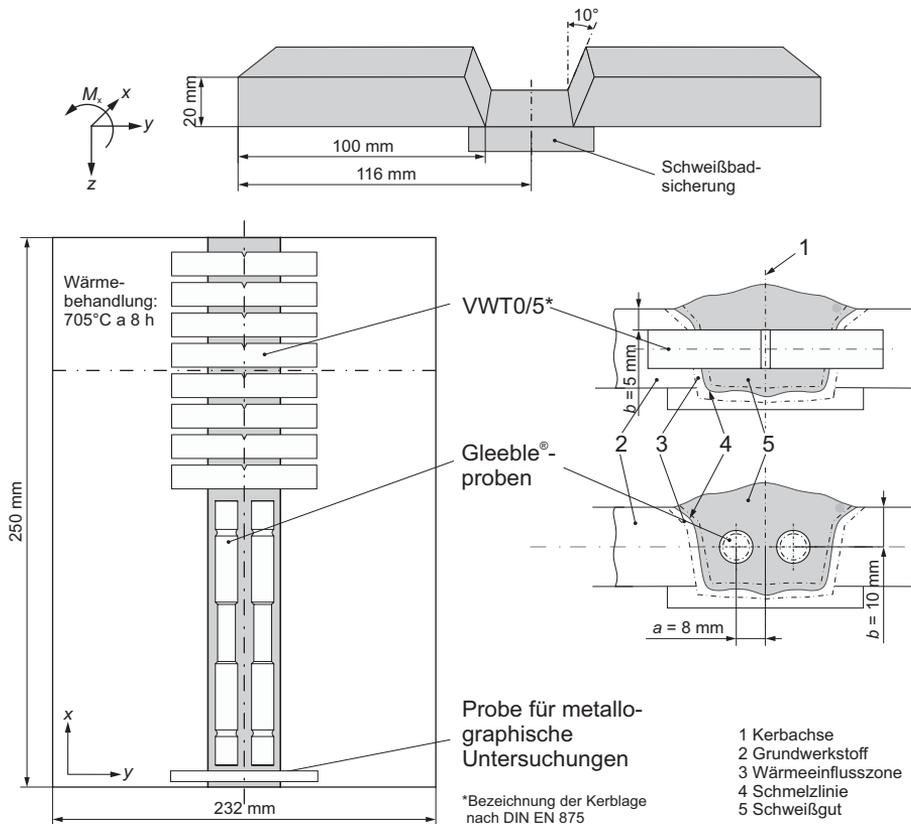


Abbildung 3.6: Probengeometrie für die frei schrumpfenden Schweißversuche, Lage der Zug- und Kerbschlagbiegeproben in der Schweißverbindung

Abbildung 3.6 zeigt die Probengeometrie zur Herstellung von reinem Schweißgut, sowie die Lage der Proben in der Prüfnäht. Die Entnahme, Fertigung und Bewertung der Kerbschlagbiegeproben und der Zugproben erfolgte entsprechend den 50 mm dicken Prüfnähten. Die Prüfung der Kerbschlagbiegeproben fand durchgehend bei Raumtemperatur statt.

3.2.4.2 Schweißparameter

Die Herstellung der Prüfnähte erfolgte unter Variation der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur und der Streckenenergie. Dabei wurde die effektive thermische Leistung der Wärmequelle¹ konstant

¹ Wärmeleistung.

gehalten und die Anpassung der Streckenenergie erfolgte durch die Variation der Schweißgeschwindigkeit. Dies ermöglichte die Regulierung der Abschmelzleistung und damit des Schweißraupenvolumens bei nahezu gleichbleibender Lichtbogencharakteristik und unbeeinflusstem Zu- und Abbrandverhalten der Legierungselemente [181, 182]. Für die Schweißversuche wurde die statistische Versuchsplanung in Form eines zentral zusammengesetzten Versuchsplans mit zusätzlichen Sternpunkten angewendet. Der Einsatz der statistischen Versuchsplanung ermöglicht es, durch den strukturierten Aufbau, die gezielte Kombination von Faktoren und die statistische Auswertung¹ den Versuchsumfang zu minimieren und dabei die Wirkzusammenhänge² zwischen den Einflussfaktoren und den Zielgrößen möglichst genau zu ermitteln. Durch die Erweiterung des Versuchsplans um den Zentrumspunkt sowie zusätzliche Sternpunkte können nichtlineare Effekte und Wechselwirkungen erfasst und einem bestimmten Faktor zugeordnet werden [183, 184]. Die Wiederholung des Zentrumspunktes liefert bei dem hier verwendeten Versuchsplan mit einer Wiederholung je Parameter ein Maß für die Zufallsstreuung. *Abbildung 3.7* zeigt die schematische Darstellung des Versuchsplans.

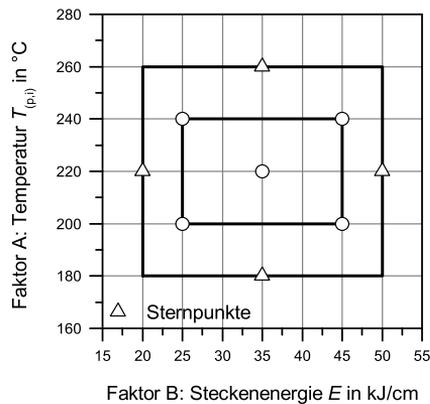


Abbildung 3.7: Schematische Darstellung des zentral zusammengesetzten Versuchsplans mit zusätzlichen Sternpunkten, Faktor A: Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur $T_{(p,i)}$, Faktor B: Streckenenergie E

Die Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur wurde in Anlehnung an die Grenzwerte nach API Technical Report 934-B [185] und den Verarbeitungsempfehlungen des Schweißzusatzherstellers im Bereich von (220 ± 40) °C variiert. Die Streckenenergie lag in einem Parameterfenster von (35 ± 15) kJ/cm. Daraus ergibt sich ein nicht orthogonaler Versuchsplan mit zwei unabhängigen Parametern, Sternpunkten und zwei Messungen im Zentralpunkt sowie den Multiplikatoren $\alpha_T = 2$ für die Temperatur und $\alpha_E = 1,5$ für die Streckenenergie. Die Versuchsauswertung erfolgte unter Verwendung einer kommerziellen Statistiksoftware. Zur Vermeidung von systematischen Fehlern wurde der Versuchsplan randomisiert. Dadurch lassen sich äußere Einflüsse³, welche nicht kontrolliert werden können, statistisch verteilen und werden nicht als echte Einflussfaktoren registriert. Eine Zusammenfassung der Schweißparameter findet sich in *Tabelle 3.10*.

1 Mehrfachnutzung der einzelnen Versuchsergebnisse zur Berechnung der signifikanten Effekte.
 2 Effekte.
 3 Zum Beispiel: Umgebungstemperatur, Luftfeuchtigkeit usw.

Tabelle 3.10: Schweißparameter für das Unterpulver-Tandem-Schweißen

| | Draht 1 | Draht 2 |
|--------------------------------------|-------------------------|-------------|
| Stromart | DC | AC |
| Drahtdurchmesser | 4 mm | 4 mm |
| Spannung | 30 V | 32 V |
| Stromstärke | 600 A | 550 A |
| Wärmeleistung | 18 kW | 17,6 kW |
| Kontaktrohrabstand | 35 mm | |
| Brennerwinkel | 6° schleppend | 6° stechend |
| Brennerabstand | 18 mm | |
| Schweißgeschwindigkeit | 0,42 m/min – 0,85 m/min | |
| Streckenenergie | 20 kJ/cm – 50 kJ/cm | |
| Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur | 180 °C – 260 °C | |

3.2.5 Gleeble®-Zugversuche bei geringer Dehnrage

Die Bewertung der RHC-Empfindlichkeit des Schweißgutes und deren Sensitivität gegenüber Veränderungen in der Wärmeübertragung erfolgte in Anlehnung an den RHC-Test nach Chauvy und Pillot [18–20] auf einer Gleeble® 3500. Die Gleeble® 3500 ist ein leistungsstarker servohydraulischer Umformsimulator für thermodynamische Zug- und Druckversuche an metallischen Werkstoffen. Die Gleeble® 3500 zeichnet sich durch hohe Stempelgeschwindigkeiten, hohe Aufheizraten, eine hohe Maximaltemperatur sowie eine Probenkammer, welche unter Vakuum oder Schutzgasatmosphäre betrieben werden kann, aus. Neben den sehr hohen Aufheizraten¹ können die Proben über die aktiv gekühlten Spannbacken oder andere Abschreckmedien wie Wasser oder Argon abgeschreckt werden. Die Hauptanwendungsgebiete des Prüfsystems sind die Bestimmung mechanischer Kennwerte, die Entwicklung von ZTU-Schaubildern², die Simulation von Schweißnahtgefügen und die Durchführung von Wärmebehandlungen. Im Rahmen dieser Arbeit wurden mit der Gleeble® 3500 Warmzugversuche bei einer geringen Dehnrage durchgeführt. *Abbildung 3.8* zeigt das Prüfsystem und den Versuchsaufbau.

3.2.5.1 Probengeometrie

Die Probenfertigung erfolgte entsprechend dem von Chauvy und Pillot [18–20] eingeführten RHC-Test. Dabei handelt es sich um speziell auf die Einspannbedingungen der Gleeble® angepasste Rundzugproben, siehe *Abbildung 3.9*. Die Proben aus reinem Schweißgut wurden längs aus der Schweißnaht entnommen. Der Durchmesser der Proben beträgt 10 mm an den Einspannstellen, der Prüfquerschnitt hat einen reduzierten Durchmesser von 8 mm über eine Länge von 26 mm. Detaillierte Angaben zur Herstellung der Prüfnähte, zur Probenentnahme und den Versuchsbedingungen sind auch in den neuesten Standards des American Petroleum Institute (API) zu finden [50].

¹ Durch ein konduktives Heizsystem mit bis zu 75 kW.

² Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild.

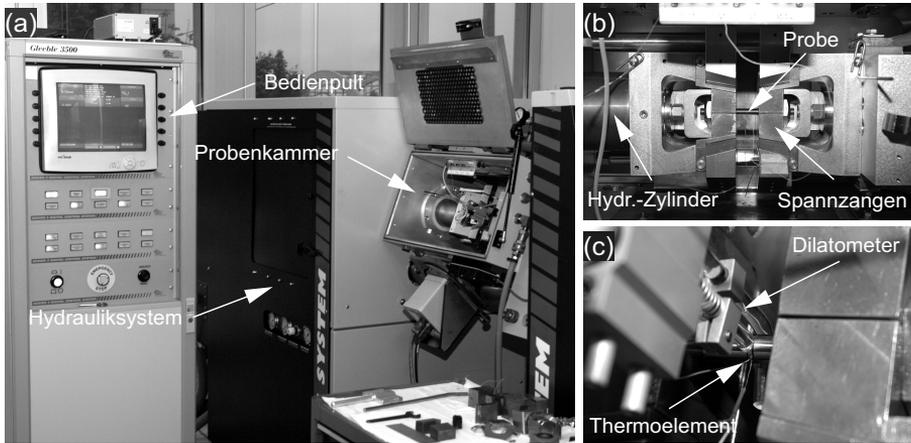


Abbildung 3.8: Gleeble® 3500 (a), Detailansicht der Probenkammer (b), Detailansicht der eingespannten Probe mit taktilem Dilatometer (c)

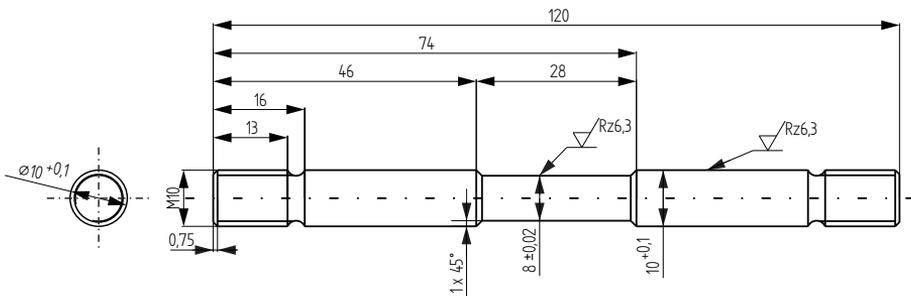


Abbildung 3.9: Probengeometrie der Rundzugproben für den RHC-Test nach Chauvy und Pillot [18–20, 50]

3.2.5.2 Versuchsparameter

Im ersten Teil der Gleeble[®]-Experimente wurde die allgemeine RHC-Empfindlichkeit des Schweißgutes untersucht. Die Bewertung der Sensitivität des Schweißgutes gegenüber Spannungsrelaxationsrissen erfolgte in Anlehnung an Chauvy und Pillot [18–20] anhand der nach dem Versuch bei Raumtemperatur gemessenen Querschnittveränderung der Probe. Die Bruch einschnürung berechnet sich wie folgt:

$$Z = \frac{\Delta A}{A_0} \times 100 \% = \frac{A_0 - A_z}{A_0} \times 100 \% \quad (3.4)$$

Die Untersuchungen der Rundzugproben aus den 50-mm-Prüfnähten erfolgten mit einer Dehnrage von $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ in einem Temperaturbereich von $550 \text{ °C} - 700 \text{ °C}$. Zur Vermeidung von Oxidationsproblemen wurde die Probenkammer vor dem Versuch evakuiert und abschließend mit Argon gespült. Durch die Schutzgasatmosphäre wird einerseits der Einfluss der Oberflächenoxidation auf die Bruch einschnürung eliminiert und andererseits eine gute Kontaktierung des zur Temperaturregelung verwendeten Thermoelements über die gesamte Versuchsdauer sicher gestellt. Der Versuchsablauf lässt sich anhand von *Abbildung 3.10* wie folgt zusammenfassen:

- I Aufheizen** : Aufheizen der Probe auf Versuchstemperatur innerhalb von 3 min
(Kraftregelung auf 0 kN)
- II Halten** : Halten der Probe auf Versuchstemperatur für eine Haltedauer von 30 min
(Kraftregelung auf 0 kN)
- III Zugversuch** : Zugversuch mit einer sehr geringen Dehnrage von $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ bei Versuchstemperatur
- IV Abkühlung** : Abkühlung auf Raumtemperatur nach Bruch der Probe

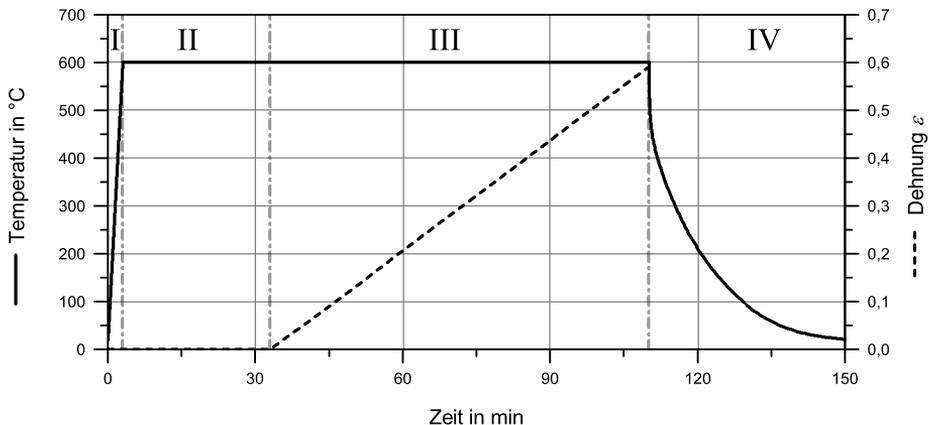


Abbildung 3.10: Versuchszyklus der Warmzugversuche mit geringer Dehnrage (RHC-Test)

Die 50-mm-Versuche dienen der Ermittlung der Temperatur, bei der das Schweißgut die niedrigste Bruch einschnürung aufweist. Im zweiten Teil der Gleeble[®]-Experimente wurden die Proben aus den 20-mm-Prüfnähten im kritischen Temperaturbereich und dem gleichen Versuchszyklus getestet.

3.2.6 Analyse des Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhaltens mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse¹

Die Analyse des Umwandlungsverhaltens erfolgte durch die Anpassung der von Alexandrov und Lippold [186–188] entwickelten Methode der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse. Durch den Einsatz einer eigens entwickelten, skriptunterstützten Auswertung konnte die Methode erstmalig zur Analyse von in-situ-Temperaturmessungen aus realen UP-Schweißversuchen angewendet werden. Basierend auf den Messdaten zur Bestimmung der $t_{8/5}$ - und $t_{8/3}$ -Zeiten konnte so ein reales Schweiß-ZTU-Schaubild für den warmfesten Stahl 13CrMoV9-10 erstellt werden. Beim Abkühlen eines umwandelnden Werkstoffes führt die Festphasenumwandlung zu einer Veränderung der Steigung im Temperaturverlauf. Diese Veränderung wird bei der Differenz-Thermoanalyse durch Differenzbildung mit umwandlungsfreien Referenzdaten detektiert und zur Bestimmung der Start- und Endpunkte der unterschiedlichen Phasenumwandlungen genutzt. Im Gegensatz zur herkömmlichen DTA [189–191] nutzt die SS-DTA keine experimentell ermittelten Referenzkurven, sondern beschreibt diese durch eine mathematische Funktion. Dies reduziert einerseits die Anzahl der Fehlerquellen und andererseits ermöglicht es die Auswertung von Einzelmessungen. Während Alexandrov und Lippold als Referenzkurve eine analytische Funktion nach Easterling [119] verwenden, wurde in dieser Arbeit für jede Messkurve eine individuelle Funktion modelliert, welche auf mehreren Stützfunktionen basiert. Dabei wurde wie folgt verfahren:

- (a) Trimmen der Rohdaten auf den relevanten Temperaturbereich (ca. 1200 °C–300 °C)
- (b) Erstellen mehrerer Stützfunktionen in den Abschnitten mit kontinuierlicher Steigung²

$$T_{\text{stütz}}(t) = A_0 + A_1 \times e^{\left(-\frac{t-t_0}{b_1}\right)} + A_2 \times e^{\left(-\frac{t-t_0}{b_2}\right)} + A_3 \times e^{\left(-\frac{t-t_0}{b_3}\right)} \quad (3.5)$$

- (c) Mathematische Beschreibung der endgültigen Referenzfunktion basierend auf den Stützfunktionen

$$T_{\text{ref}}(t) = A_0 + A_1 \times e^{\left(-\frac{t-t_0}{b_1}\right)} + A_2 \times e^{\left(-\frac{t-t_0}{b_2}\right)} + A_3 \times e^{\left(-\frac{t-t_0}{b_3}\right)} \quad (3.6)$$

- (d) Berechnung der Differenzfunktion und abschließende graphische Auswertung des Umwandlungsverhaltens

$$\Delta T = T_{\text{ref}} - T_{\text{mess}} \quad (3.7)$$

Temperaturdifferenz als Funktion der Zeit:

$$\Delta T = f(t) \quad (3.8)$$

Temperaturdifferenz als Funktion der gemessenen Temperatur:

$$\Delta T = f(T_{\text{mess}}) \quad (3.9)$$

Eine graphische Darstellung der Auswertung zeigt *Abbildung 3.11*. Durch die Darstellung der Temperaturdifferenz ΔT (*Gleichung 3.7*) als Funktion der Zeit (*Gleichung 3.8*) oder der gemessenen

¹ Engl.: Single Sensor Differential Thermal Analysis (SS-DTA).

² Temperaturbereiche, in denen keine Phasenumwandlungen stattfindet, welche von Interesse sind.

Temperatur (Gleichung 3.9) lassen sich die Start- und Endpunkte der jeweiligen Phasenumwandlung ermitteln.

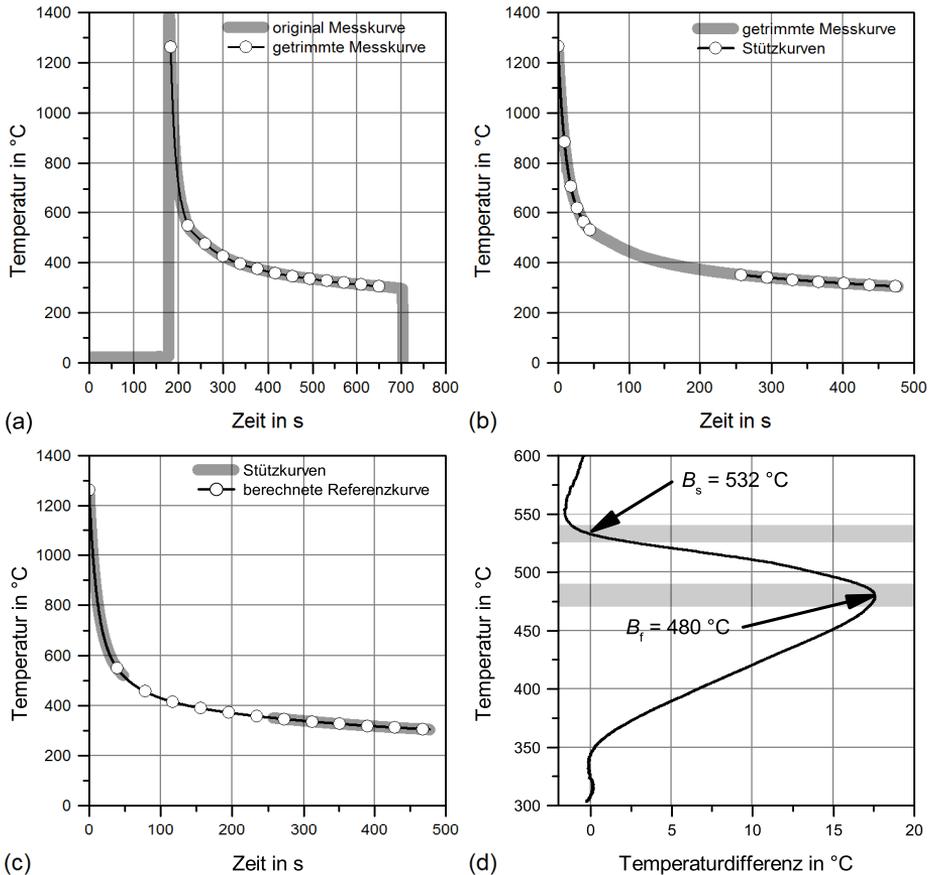


Abbildung 3.11: Graphische Darstellung der skriptunterstützten Auswertung der Schweißdaten mittels SS-DTA, Trimmen der Rohdaten (a), Generieren der Stützfunktionen (b), Generieren der Referenzfunktion (c), Berechnung der Differenzfunktion (d)

Die Temperaturmessungen erfolgten bei allen UP-Schweißversuchen mehrfach am Nahtanfang und Nahtende. Die verwendeten Thermoelemente¹ vom Typ K wurden dazu in definiertem Abstand hinter dem Lichtbogen in das flüssige Schmelzbad getaucht. Aus dem gewählten Parameterfeld der Schweißversuche ergab sich eine breite Kurvenschar, aus der sich ein reales Schweiß-ZTU-Schaubild erstellen lässt. Das Schweiß-ZTU-Schaubild wurde durch Ofenexperimente um zusätzliche Umwandlungspunkte ergänzt. Dazu wurden mit einem Thermoelement instrumentierte Schweißgutproben² in einem vorgeheizten Ofen innerhalb von 2 min auf 1300 °C erhitzt, für 30 min gehalten und abschließend in unterschiedlichen Medien³ abgeschreckt. Die aufgezeichneten Temperaturkurven

1 Drahtdurchmesser: 2 x 0,8 mm.

2 Maße der Schweißgutproben: 10 mm (l) x 10 mm (b) x 10 mm (h).

3 Abschreckmedien: Öl, Wasser, Luft, Ofen (ungeregelte Abkühlung nach Ofenabschaltung).

dienten der Ermittlung der Temperaturen A_{c1} und A_{c3} ¹ während des Aufheizens und der Bainitstart- und -endtemperaturen (B_s und B_f) sowie der Martensitstart- und -endtemperaturen (M_s und M_f) während des Abkühlens.

3.2.7 Bauteilsimulation mit der 2-MN-Prüfanlage

Für die hier vorgestellten Untersuchungen wurde erstmalig die an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung neu entwickelte Prüfanlage, mit einem maximalen Lastspektrum von zwei Meganewton (Zug oder Druck), eingesetzt (Abbildung 3.12). Dieses dreidimensional wirkende, hydraulische Belastungs- und Messsystem wurde für quasistatische Beanspruchungen konzipiert und dient der wirklichkeitsnahen Simulation von komplexen Verhältnissen an Großproben.

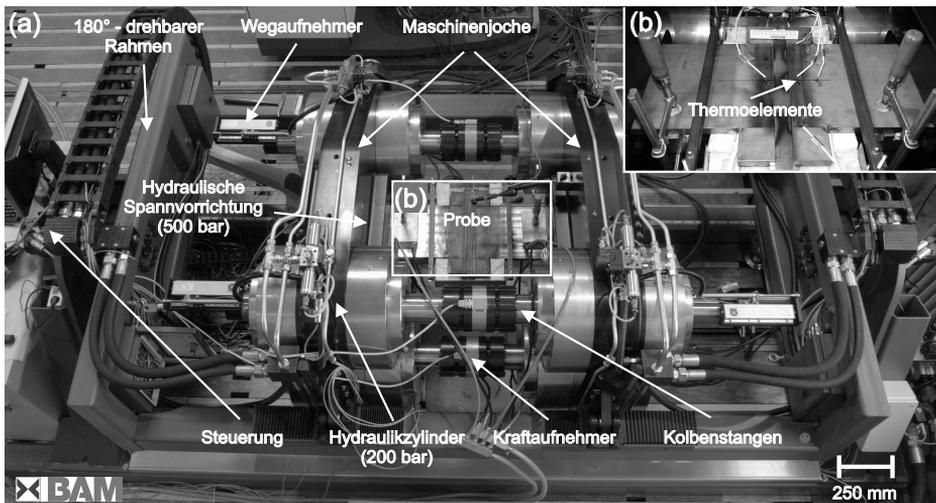


Abbildung 3.12: 2-MN-Prüfanlage: Übersichtsaufnahme (a) und Detailaufnahme der eingespannten Probe (b)

Über sechs unabhängig arbeitende Hydraulikzylinder wird die Bauteilbeanspruchung, d. h. die Reaktionskräfte und -momente, während des Schweißens mehrdimensional aufgeprägt bzw. erfasst. Dadurch lassen sich z. B. der Einfluss von Prozessparametern auf die resultierende Bauteilbelastung oder die Wirkung spannungsabbauender Maßnahmen online beobachten und bewerten. Durch die präzise Regelung der Kräfte und Momente lassen sich reale Fertigungsbedingungen bzw. -abläufe auf Laborversuche übertragen. Dies ermöglicht die Simulation realitätsnaher Belastungsszenarien und damit z. B. die gezielte Einstellung fertigungsbedingter Imperfektionen². Die Anlage wurde so konzipiert, dass auch Zeitstandversuche bis zu 1000 h oder Schwingversuche mit niedriger Frequenz realisiert werden können. Die zügige und exakte Positionierung der Proben erfolgt kraftschlüssig, über eine hydraulische Spannvorrichtung. Durch den um 180° drehbaren Schwenkrahmen können alle Schweißpositionen realisiert werden.

Für die Bauteilsimulation stehen die Betriebsarten „Wegregelung“ und „Kraftregelung“ zur Verfügung. Diese können zu jeder Zeit manuell, programmgesteuert oder über eine externe Schnittstelle

1 A_{c1} = Beginn der Austenitisierung, A_{c3} = Ende der Austenitisierung.

2 Zum Beispiel: Spannungsrelaxationsrisse, Kaltrisse oder Heißrisse.

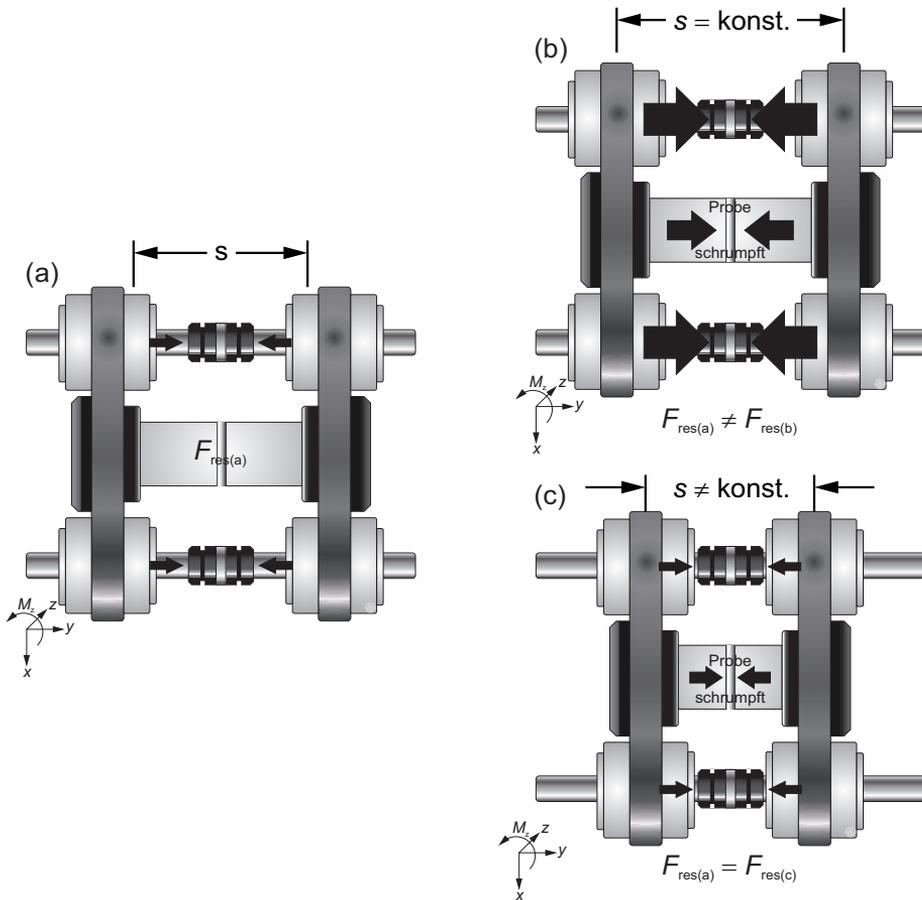


Abbildung 3.13: Betriebsarten der 2-MN-Prüfanlage: Ausgangszustand (a), Wegregelung (b), Kraftregelung (c)

angewählt werden. Befindet sich das System in „Wegregelung“, wird die aktuelle Position der Prüftische mit einer Messauflösung von $0,1 \mu\text{m}$ erfasst und die Sollposition mit einer Genauigkeit von $1 \mu\text{m}$ eingestellt. Die eingespannte Probe wird dadurch in ihrer freien Dehnung behindert und die Wärmeeinbringung des Schweißprozesses hat Reaktionskräfte und -momente im Gesamtsystem zur Folge (siehe *Abbildung 3.13 (b)*). Befindet sich das System in „Kraftregelung“, werden die einzelnen Kolbenkräfte über die Differenzdrücke in den Prüfzylindern mit einer Messgenauigkeit von $0,25 \text{ kN}$ erfasst und die Sollwerte für jeden Zylinder mit einer Genauigkeit von $0,50 \text{ kN}$ eingestellt. In dieser Regelungsart folgen die Maschinenjochs der Längenänderung der Probe unter Beibehaltung der anliegenden bzw. vorgegebenen Kräfte und Momente (siehe *Abbildung 3.13 (c)*). In den hier durchgeführten Untersuchungen wurden beide Regelungsarten eingesetzt. Während des Vorwärmens, Schweißens und des Wasserstoffarmglühens wurde die Prüfanlage in „Wegregelung“ und bei der Wärmenachbehandlung für die Aufheiz- und Abkühlphase in „Kraftregelung“ betrieben.

Die Reaktionskräfte werden über die elastische Dehnung der Kolbenstangen mittels DMS-Vollbrücken registriert. Die Reaktionsmomente um die Nahtlängsachse (M_x) und um die Achse in Di-

ckenrichtung (M_z) können über die konstruktiv vorgegebenen Hebelarme¹ berechnet werden. Das Funktionsprinzip zum Messen und Aufbringen der Kräfte und Momente in der 2-MN-Prüfanlage ist in *Abbildung 3.14* erläutert.

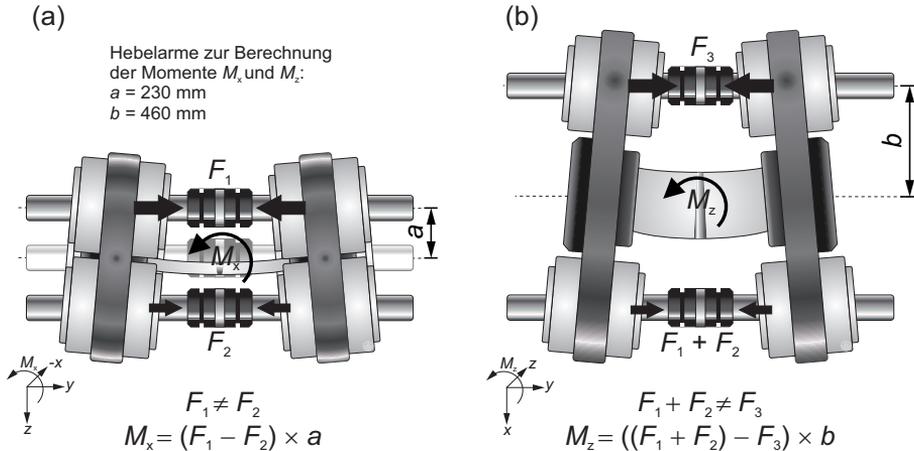


Abbildung 3.14: Visualisierung der Biegemomente in der 2-MN-Prüfanlage: Biegemoment M_x in der Frontalansicht (a) und Biegemoment M_z in der Draufsicht (b)

Das Biegemoment M_x resultiert aus dem Kraftunterschied zwischen Probenober- und -unterseite, das Moment M_z aus dem Kraftunterschied zwischen Schweißnahtanfang und -ende. Dabei ist zu beachten, dass die dreibeinige Konstruktion der 2-MN-Prüfanlage zu einer unterschiedlichen Steifigkeit in Schweißnahtlängsrichtung führt. Dies hat zur Folge, dass auch bei homogen über die Schweißnahtlängsrichtung verteilten Querkräften ein Biegemoment M_z , aufgrund der stärkeren Längenänderung des einzelnen Zylinders, gemessen wird. Eine steuerungstechnische Kompensation der Steifigkeitsunterschiede der Kolbenstangen² war zu Versuchsbeginn noch nicht implementiert. Aufgrund des hohen Widerstandsmomentes der Probe um die Achse in Dickenrichtung, sind die aus dem Biegemoment M_z resultierenden Spannungen jedoch vernachlässigbar klein und werden in den vorliegenden Versuchen nicht berücksichtigt. Die Leistungsdaten der 2-MN-Prüfanlage sind in *Tabelle 3.11* zusammengefasst.

3.2.7.1 Ermittlung der Systemsteifigkeit und des Einspanngrades für die 2-MN-Prüfanlage

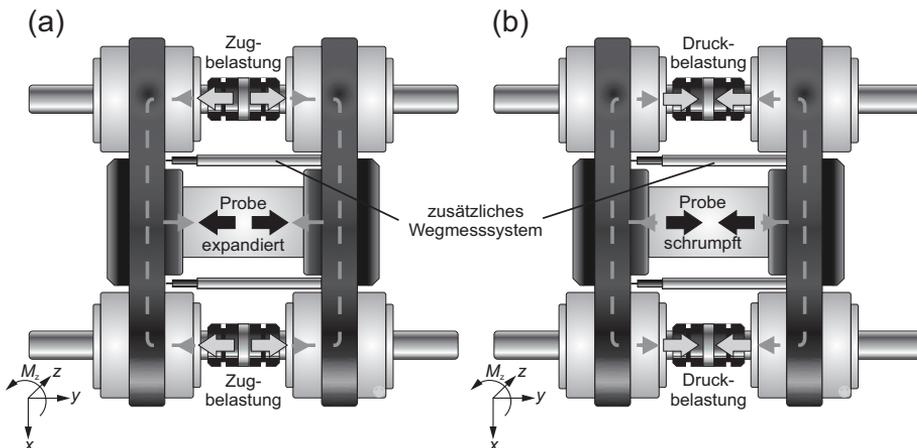
Für die Berechnung des Gesamteinspanngrades ist es erforderlich, die Systemsteifigkeit der 2 MN-Prüfanlage zu ermitteln. Diese ergibt sich aus den Steifigkeiten der einzelnen Systemglieder wie Kolbenstangen, Spannzangen, Maschinenjoch usw. sowie der Kompressibilität der Hydraulikflüssigkeit in den Zylindern. Aufgrund der Komplexität der Anlage lässt sich die Steifigkeit nicht numerisch berechnen und ist experimentell zu ermitteln. Das Prinzip zur Bestimmung der Gesamtsteifigkeit der 2-MN-Prüfanlage ist in *Abbildung 3.15* skizziert.

¹ Hebelarme: $a = 230 \text{ mm}$, $b = 460 \text{ mm}$.

² Rechts: zwei Kolbenstangen, links: eine Kolbenstange gleichen Durchmessers.

Tabelle 3.11: Leistungsmerkmale der 2-MN-Prüfanlage

| | |
|---------------------------------|--|
| Prüfkraft maximal: | $\pm 2 \text{ MN}$ (200 t), Zug- oder Druckkraft |
| Prüfweg maximal: | $\pm 276 \text{ mm}$ |
| Verfahrgeschwindigkeit maximal: | 3 mm/s |
| Messgenauigkeit Weg: | 0,1 μm |
| Regelgenauigkeit Weg: | 1 μm |
| Messgenauigkeit Kraft: | 0,25 kN |
| Regelgenauigkeit Kraft: | 0,50 kN |
| Systemsteifigkeit Zug: | $c_{2\text{MN,Zug}} = 1377 \text{ kN/mm}$ |
| Systemsteifigkeit Druck: | $c_{2\text{MN,Druck}} = 1222 \text{ kN/mm}$ |
| Einspanngrad Zug: | $R_{Fy-2\text{MN,Zug}} = 5,51 \text{ kN/(mm mm)}$ |
| Einspanngrad Druck: | $R_{Fy-2\text{MN,Druck}} = 4,89 \text{ kN/(mm mm)}$ |
| Anlagengröße: | 4 m (l) \times 2 m (b) \times 1,5 m (h) |
| Hebelarm Moment M_x : | 230 mm |
| Hebelarm Moment M_z : | 460 mm |
| Schwenkwinkel je Maschinenjoch: | max. $\pm 5^\circ$ |
| Drehung um die Längsachse: | 0° bis 270° |
| Probendimension maximal: | 1000 mm (l) \times 300 mm (b) \times 50 mm (h) |

**Abbildung 3.15:** Ermittlung der Systemsteifigkeit der 2-MN-Prüfanlage: unter Druckbelastung (a) und unter Zugbelastung (b)

Die Bestimmung der Systemsteifigkeit der 2-MN-Prüfanlage erfolgte unter Druck- und Zugbelastung. Dazu wurde ein Blech mit den Maßen 980 mm (l) \times 250 mm (b) \times 20 mm (h) in der Maschine eingespannt und mit Hilfe eines elektrischen Ofens in der Mitte erwärmt. Je nach Belastungsrichtung behinderte die Prüfeinrichtung die Expansion¹ bzw. die Schrumpfung² der Probe. Die dabei auftretende Verformung des Gesamtsystems wurde durch ein zusätzlich installiertes Wegmesssystem als Veränderung des Abstandes zwischen den Maschinenjochen d. h. den Einspannstellen des Bleches gemessen.

Die Systemsteifigkeit berechnet sich nach *Gleichung 3.10* aus der Reaktionskraft und der Maschinenverformung wie folgt:

$$c_{2MN} = \frac{F}{\Delta s} \quad (3.10)$$

und beträgt für eine Druckbelastung der Kolben:

$$c_{2MN,Druck} = 1222 \text{ kN/mm}$$

und für eine Zugbelastung der Kolben:

$$c_{2MN,Zug} = 1377 \text{ kN/mm}$$

Bedingt durch die unsymmetrische Konstruktion ist die 2-MN-Prüfanlage auf einer Seite etwas steifer. Dieser Unterschied lässt sich jedoch bei Bedarf über die Steuerungssoftware kompensieren. Die Steifigkeit des Prüfrahmens erhöht sich dadurch in Druckrichtung auf $c_{2MN,Druck,komp.} = 2031 \text{ kN/mm}$. Bezogen auf die Schweißnahtlänge von $l_s = 250 \text{ mm}$ berechnet sich der Einspanngrad der 2-MN-Prüfanlage (ohne Steifigkeitskompensation) nach *Gleichung 3.11* wie folgt:

$$R_{Fy-2MN} = \frac{c_{2MN}}{l_s} \quad (3.11)$$

und beträgt für Druckbelastung:

$$R_{Fy-2MN,Druck} = 4,89 \text{ kN/(mm mm)}$$

und für Zugbelastung:

$$R_{Fy-2MN,Zug} = 5,51 \text{ kN/(mm mm)}$$

Der Gesamteinspanngrad setzt sich aus einer Reihenschaltung der einzelnen Komponenten Nahtkonfiguration, Blechkonfiguration und Systemkonfiguration nach *Gleichung 3.12* zusammen:

$$\frac{1}{R_{Fy}} = \frac{1}{R_{Fy-Naht}} + \frac{1}{R_{Fy-Blech}} + \frac{1}{R_{Fy-2MN}} \quad (3.12)$$

aufgrund der gewählten Steifflankennaht vereinfacht sich die Gleichung zu:

$$\frac{1}{R_{Fy}} = \frac{1}{R_{Fy-Blech}} + \frac{1}{R_{Fy-2MN}} \quad (3.13)$$

1 Bei Erwärmung.

2 Bei Abkühlung auf Raumtemperatur.

bzw.:

$$R_{Fy} = \frac{R_{Fy-Blech} \times R_{Fy-2MN}}{R_{Fy-Blech} + R_{Fy-2MN}} \quad (3.14)$$

mit:

$$\begin{aligned} R_{Fy-Blech, Zug} &= \frac{E \times h}{l_{frei}} \\ &= 6,25 \text{ kN}/(\text{mm mm}) \end{aligned} \quad (3.15)$$

und

$$\begin{aligned} R_{Fy-Blech, Druck} &= \frac{K \times h}{l_{frei}} \\ &= 4,76 \text{ kN}/(\text{mm mm}) \end{aligned} \quad (3.16)$$

berechnet sich der Gesamteinspanngrad für die hier gewählte Versuchskonfiguration in Zugrichtung zu:

$$\begin{aligned} R_{Fy-Zug} &= \frac{R_{Fy-Blech, Zug} \times R_{Fy-2MN, Druck}}{R_{Fy-Blech, Zug} + R_{Fy-2MN, Druck}} \\ &= 2,74 \text{ kN}/(\text{mm mm}) \end{aligned} \quad (3.17)$$

und in Druckrichtung zu:

$$\begin{aligned} R_{Fy-Druck} &= \frac{R_{Fy-Blech, Druck} \times R_{Fy-2MN, Zug}}{R_{Fy-Blech, Druck} + R_{Fy-2MN, Zug}} \\ &= 2,55 \text{ kN}/(\text{mm mm}) \end{aligned} \quad (3.18)$$

Es ist anzumerken, dass die Probe unter Druckbelastung¹ anderen Einspannbedingungen unterliegt als unter Zugbelastung². Bei der vorliegenden Probengeometrie mit hohem Einspanngrad ist dieser Einfluss jedoch gering und kann vernachlässigt werden. Bei der Verwendung von Proben mit hoher Nachgiebigkeit ist dies jedoch zu beachten.

3.2.7.2 Versuchsaufbau und Probengeometrie

In den Schweißversuchen unter definierter äußerer Schrumpfbehinderung wurden ebene Bleche mit den Abmessungen 980 mm (l) \times 250 mm (b) \times 20 mm (h) gefügt. Die freie Einspannlänge d. h. der Abstand zwischen den Spannbacken betrug $l_{frei} = 672$ mm. Die Probenhälften wurden mittig in der 2-MN-Prüfanlage mittels eines hydraulischen Spannsystems rutschfrei eingespannt. Die Vorbereitung der Steilnahtflanken mit einem Flankenwinkel von 2° erfolgte per Brennschnitt und abschließendem Beschleifen der Flanken. Die Befestigung der metallischen Badsicherung sowie der An- und Auslaufbleche aus artgleichem Grundwerkstoff erfolgte mittels E-Hand-Schweißungen. Die beidseitige Heftung der Badstütze wurde als mehrlagige Kehlnaht ausgeführt und dabei der Flankenabstand auf 32 mm fixiert. Die sich dabei einstellende Vorbelastung der Prüfschweißnähte wurde für alle Versuche auf 100 kN (Zugkraft) normiert. Die Aufzeichnung des Temperaturprofils

¹ Zum Beispiel beim Vorwärmen der gehefteten Probe.

² Beispielsweise beim Schrumpfen während und nach dem Schweißen.

erfolgte kontinuierlich, quer zur Schweißnaht, in Probenmitte über vier Thermoelementen. Der Abstand der Thermoelemente zur Schweißnahtflanke betrug 15 mm, 40 mm, 60 mm und 100 mm. Die Temperaturregelung beim Vorwärmen und der Wärmenachbehandlung erfolgte über ein Thermoelement an der Probenunterseite (mittig mit einem Abstand von 15 mm zur Nahtflanke). *Abbildung 3.16* zeigt schematisch den Versuchsaufbau in der 2-MN-Prüfanlage. Die Fertigung der Prüfnähte wurde im UP-Tandemschweißverfahren durch Mehrlagenschweißen durchgeführt.

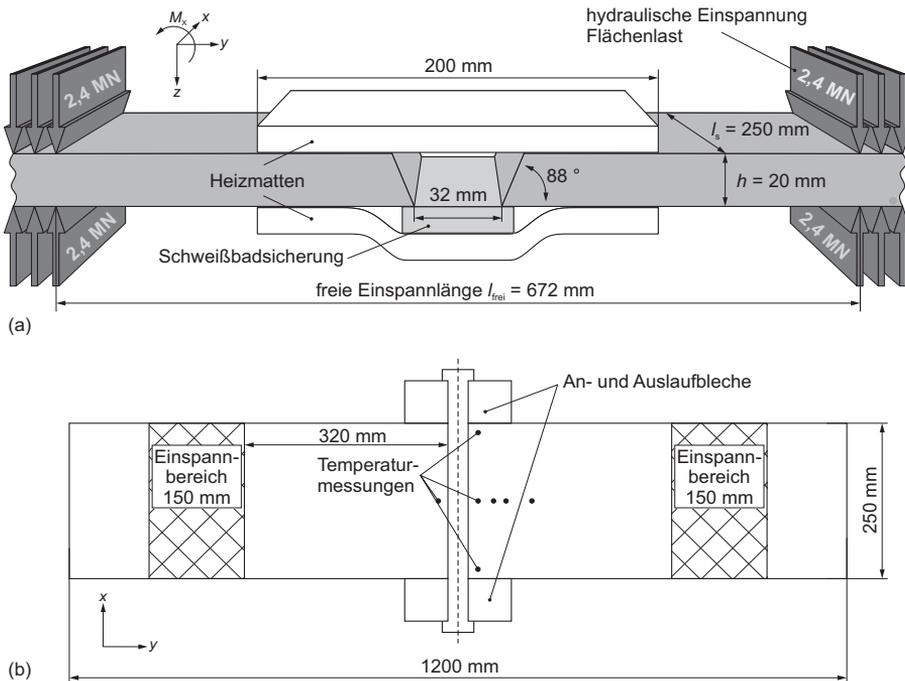


Abbildung 3.16: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus (a), Probendimension und Temperaturmessbereich (b)

3.2.7.3 Schweißparameter

Zur Vergleichbarkeit der Schweißversuche unter definierter Einspannung mit den Ergebnissen aus den Schweißversuchen unter freier Schrumpfung erfolgten alle Schweißversuche unter Verwendung der gleichen Schweißparameter. Die Schweißparameter sind unter *Abschnitt 3.2.4.2* zusammengefasst.

3.2.7.4 Temperaturführung

Die Temperaturführung umfasst neben der Wärmeführung beim Schweißen zusätzlich alle nachgeschalteten Wärmebehandlungsmaßnahmen wie zum Beispiel das Wasserstoffarmglühen, Zwischenglühen und das Spannungsarmglühen. Zur Gewährleistung einer sehr genauen und reproduzierbaren Wärmeführung wurde ein speziell an die 2-MN-Prüfanlage angepasstes Heizsystem entwickelt. Die hohe Heizleistung von 5,4 kW und die präzise Regelungstechnik ermöglicht es

den Schweißnahtbereich während der gesamten Fertigung¹ auf die geforderte Solltemperatur zu erwärmen. Die Temperaturführung für die Versuche in der 2-MN-Prüfanlage ist in *Abbildung 3.17* schematisch dargestellt.

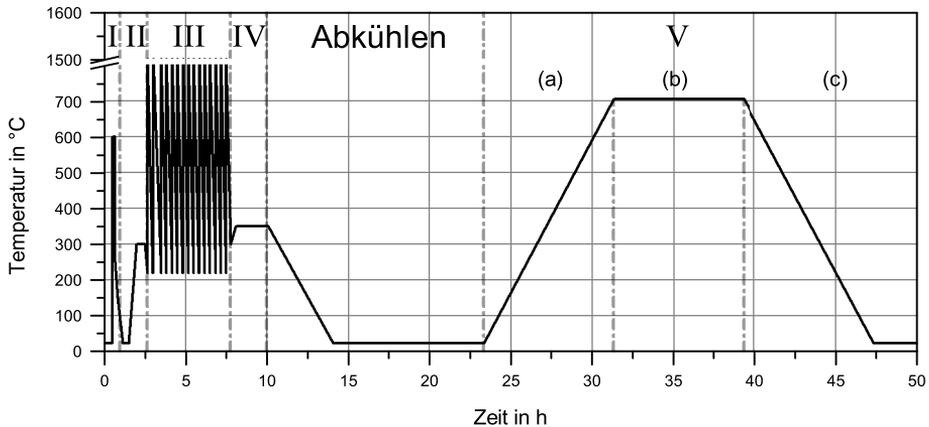


Abbildung 3.17: Schematische Darstellung der Temperaturführung während des simulierten Fertigungsprozesses in der 2-MN-Prüfanlage, I: Heften, II: Vorwärmen, III: Schweißen, IV: Wasserstoffarmglühen, V: Spannungsarmglühen (Aufheizen (a), Halten (b), Abkühlen (c))

Der Einsatz der 2-MN-Prüfanlage ermöglichte erstmalig die Simulation und online Beobachtung des Bauteilverhaltens während des gesamten Fertigungsprozesses. Zur Realisierung der Bauteilsimulation wurde die Prüfanlage in unterschiedlichen Regelungsarten betrieben. Dabei wurden die einzelnen Versuchsabschnitte wie folgt realisiert:

- I Heften** : Das Heften der eingespannten Bleche ohne Vorwärmung, Regelungsart: "Wegregelung"
- II Vorwärmen** : Erwärmen der Schweißnahtbereichs auf die vorgegebene Vorwärmtemperatur, Regelungsart: "Wegregelung"
- III Schweißen** : Schweißen unter Einhaltung der vorgegebenen Zwischenlagentemperatur, Regelungsart: "Wegregelung"
- IV DHT** : Wasserstoffarmglühen des Schweißnahtbereichs bei 350 °C für 2 h und anschließende Abkühlung auf Raumtemperatur, Regelungsart: "Wegregelung"
- V PWHT** : Spannungsarmglühen
 - (a)** Aufheizen des Schweißnahtbereiches auf 705 °C mit einer Heizrate von 60 °C/h, Regelungsart: "Kraftregelung"
 - (b)** Halten auf Glühtemperatur von 705 °C für 8 h, Regelungsart: "Wegregelung"
 - (c)** Abkühlen auf Raumtemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 60 °C/h, Regelungsart: "Kraftregelung"

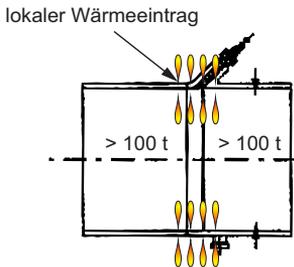
Die Simulation der einzelnen Fertigungsschritte eines Druckbehälters im experimentellen Bauteilschweißversuch mit Hilfe der 2-MN-Prüfanlage sind schematisch in *Abbildung 3.18* dargestellt.

¹ Vorwärmen, Schweißen, Wasserstoffarmglühen, Wärmenachbehandlung.

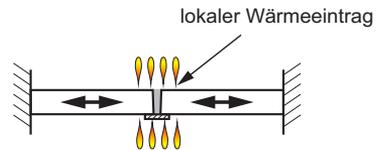
Reale
Behälterschweißung

Experimenteller
Bauteilschweißversuch

Heften und Vorwärmen, Schweißen
und Wasserstoffarmglühen einzelner Baugruppen

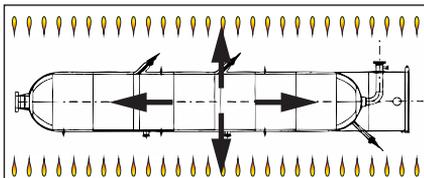


Behinderte Ausdehnung und Schrumpfung
durch das Eigengewicht und die Steifigkeit
der Baugruppen (Rohrsegmente)

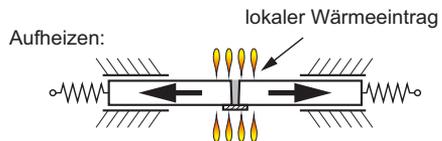


Behinderte Ausdehnung und Schrumpfung
durch „Wegregelung“ der 2-MN-Prüfanlage

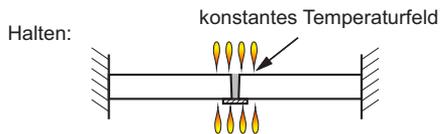
Abschließende Wärmenachbehandlung (PWHT)
des kompletten Behälters



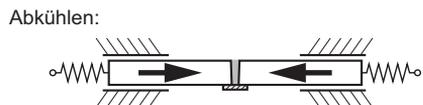
Freie Ausdehnung und Schrumpfung während
der abschließenden Wärmenachbehandlung
des kompletten Behälters



Kompensation der thermischen Ausdehnung
unter Aufrechterhaltung der Beanspruchung
durch „Kraftregelung“ der 2-MN-Prüfanlage



Relaxation der Probe nach Erreichen der
Haltetemperatur durch „Wegregelung“ der
2-MN-Prüfanlage



Kompensation der Schrumpfung unter Auf-
rechterhaltung der Beanspruchung durch
„Kraftregelung“ der 2-MN-Prüfanlage

Abbildung 3.18: Abbildung der einzelnen Fertigungsschritte eines Druckbehälters im experimentellen Bauteilschweißversuch in der 2-MN-Prüfanlage

Während des Vorwärmens, Schweißens und des Wasserstoffarmglühens befindet sich die Prüfanlage in „Wegregelung“ und simuliert durch die Expansions- und Schrumpfbehinderung das Fügen zweier Ringsegmente eines Druckbehälters. Hier behindern bei realen Bauteilschweißungen die Ringsegmente aufgrund ihrer Trägheit die Ausdehnung des lokal erwärmten Schweißnahtbereichs. Nach dem Wasserstoffarmglühen kühlt die Probe unter Schrumpfbehinderung¹ auf Raumtemperatur ab. Das Spannungsarmglühen erfolgt in der Regel erst nach der Fertigstellung des Behälters. Dabei wird der gesamte Druckbehälter in einem großen Ofen wärmebehandelt. Aufgrund der nahezu homogenen und langsamen Erwärmung kann sich der Behälter frei ausdehnen, wobei die aus dem Schweißprozess resultierende Belastung bis zum Erreichen der notwendigen Warmstreckgrenze erhalten bleiben. Um dieses Verhalten zu simulieren, wurde die 2-MN-Prüfanlage während der Aufheiz- und Abkühlphasen beim PWHT in „Kraftregelung“ betrieben. Dadurch wurde die temperaturbedingte Ausdehnung des Nahtbereichs kompensiert und das aus dem Schweißprozess resultierende Belastungsniveau bis zur vorgeschriebenen Glühtemperatur von 705 °C aufrecht erhalten. Erst nach Erreichen der Solltemperatur erfolgte die Umstellung der Prüfanlage auf Wegregelung, was die Relaxation der Schweißverbindung ermöglichte. Die Umschaltung der Regelungsarten erfolgte Temperaturgesteuert über den Ofenregler und die externe Schnittstelle der Prüfstandsteuerung.

3.2.7.5 Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes und der Wärmeeinflusszone wurden anhand von Kerbschlagbiegeversuchen bei Raumtemperatur und bei -30 °C ermittelt. Die Probenentnahme und -herstellung erfolgte in Anlehnung an DIN EN ISO 148-1:2011 [164], die Kennzeichnung der Probenlage, der Kerbrichtung sowie die Beurteilung der Ergebnisse richteten sich nach DIN EN ISO 9016:2013 [180]. *Abbildung 3.19* zeigt die Lage der Proben in der Prüfnah.

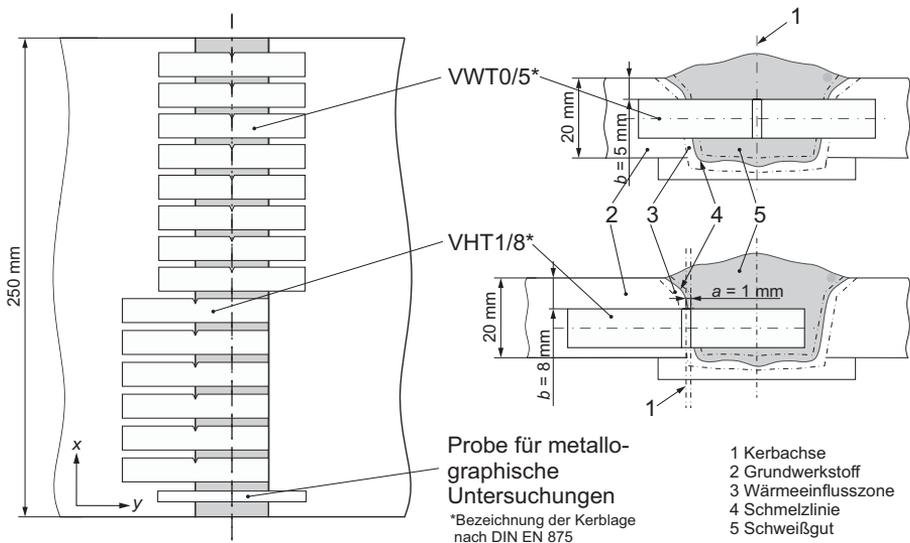


Abbildung 3.19: Lage der Kerbschlagproben in der Schweißverbindung

1 „Wegregelung“.

Die Proben entsprachen der Standardprobenform mit V-Kerb, in den Abmessungen 55 mm (l) \times 10 mm (b) \times 10 mm (h). Aus der Wärmeeinflusszone wurden Proben mit einer Länge von 100 mm entnommen, bearbeitet und zur genauen Bestimmung der Kerblage, vor der Kerbräumung, geätzt¹. Das für die Prüfung eingesetzte Pendelschlagwerk hatte ein Nennarbeitsvermögen von 150 J bzw. 300 J.

3.2.8 Schallemissionsprüfung

„Die Umwandlung erfolgte unter einem deutlich hörbaren Geräusch, dessen Klang dem bekannten Zinngeschrei ähnlich war. Auch im weiteren Verlauf wurde noch eine Reihe von kleineren Sprüngen beobachtet, die ebenfalls von einem entsprechend schwächeren Geräusch begleitet waren.“

Scheil: „Über die Umwandlung des Austenits in Martensit in gehärtetem Stahl“, 1929, [192]

Obleich die Geschichte der Schallemissionsprüfung (SEP²) bereits viele tausend Jahre alt ist [193], bringt Scheil [192] mit dieser anschaulichen Beschreibung aus dem Jahre 1929 erstmalig die Martensitumwandlung mit der Emission von Schall in Verbindung. Seit dem wurde die SEP stetig weiterentwickelt und wird seit Jahrzehnten weltweit in der Materialforschung und -prüfung sowie der Bauteilprüfung angewendet. Die Hauptanwendungsgebiete der SEP sind die Rissprüfung, Leckageprüfung und die Korrosionsprüfung. Für die SEP kommen alle Werkstoffe in Frage, die Schallemissionsquellen mit hinreichend hoher Amplitude erzeugen³. Bei der Überschreitung lokaler Festigkeiten wird elastisch gespeicherte Energie beim Bruchvorgang freigesetzt und dabei vorrangig in Wärme und Schall umgewandelt. Die Schallwelle breitet sich mit einer materialspezifischen Geschwindigkeit und Dämpfung im Bauteil aus und kann so von piezoelektrischen akustischen Sensoren erfasst werden. Durch eine geeignete Anordnung mehrerer Sensoren auf dem Bauteil kann die Schallquelle⁴ anhand der Laufzeitunterschiede der Signale geortet werden. *Abbildung 3.20* zeigt den prinzipiellen Aufbau einer Schallemissionsmessung. Wichtig für eine erfolgreiche Schallemissionsmessung ist die Verwendung von Sensoren, welche in der Lage sind, den für das untersuchte Material spezifischen Frequenzbereich zu erfassen. Für die SEP von Stahlbauteilen liegt dieser bei 100 kHz – 300 kHz.

In dieser Arbeit wurde die Schallemissionsprüfung erstmalig zur in-situ-Detektion von Spannungsrelaxationsrissen während der Wärmenachbehandlung in der 2-MN-Prüfanlage⁵ eingesetzt. Die SEP erfolgte unter Verwendung eines 8-Kanal DISPTM-Systems, ausgestattet mit zwei 4-Kanal PCI-DSP4 Karten der Firma Physical Acoustics Corporation. Auftretende Schädigungen beim Spannungsarmglühen wurden über vier Sensoren vom Typ VS150-RIC⁶, mit einem Frequenzbereich von 100 kHz – 450 kHz, erfasst. Dieser Sensor ist speziell für Feldprüfungen an Druckkesseln, Rohrleitungen und anderen Konstruktionen optimiert und verfügen über einen integralen Vorverstärker. Das Frequenzverhalten zeigt *Abbildung A.1* im Anhang. Die Befestigung der Sensoren erfolgte, nach dem Wasserstoffarmglühen und Abkühlung der Proben auf Raumtemperatur, mit Hilfe von Magnethaltern in einem Abstand von 235 mm zur Schweißnahtmitte. Zum Schutz vor Überhitzung der Sensoren wurden zwischen dem Ofen und den Sensoren wasserdurchströmte Kühlkörper an

1 Ätzmittel: Nital.

2 Schallemissionsprüfung, engl.: Acoustic Emission Testing (AT).

3 Beispielsweise Metall, Keramik, Glas, Gestein, Beton, spröde Polymerwerkstoffe, Holz, Verbundwerkstoffe.

4 Position der aktiven Schädigung (Rissinitiation oder -wachstum).

5 Bauteilsimulation: Simulation des Bauteilverhaltens während des PWHT (siehe *Abschnitt 3.2.7.4*).

6 Vallen Systeme GmbH.

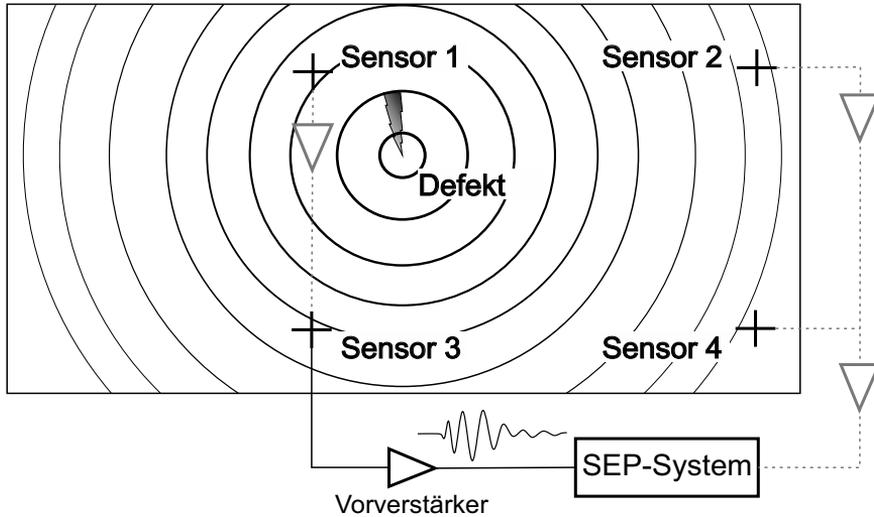


Abbildung 3.20: Funktionsprinzip der Schallemissionsanalyse

der Blechober- und -unterseite befestigt. Die Hardwareeinstellungen des Schallemissionsmesssystems sind in *Tabelle 3.12* dokumentiert. Die Auswerteschwelle für die Signalerfassung wurde mit $70 \text{ dB}_{\text{AE}}$ um ca. $5 \text{ dB}_{\text{AE}} - 10 \text{ dB}_{\text{AE}}$ über dem sehr hohen Grundrauschen der 2-MN-Prüfanlage von ca. $60 \text{ dB}_{\text{AE}} - 65 \text{ dB}_{\text{AE}}$ festgelegt. Die Überprüfung der Ortungsgenauigkeit des Systems erfolgte anhand von Bleistiftminenbrüchen. Dabei wurde festgestellt, dass eine genaue Lokalisierung der Schallquelle nur bei abgeschalteter Hydraulik und niedriger Detektionsschwelle (ca. $45 \text{ dB}_{\text{AE}}$) möglich ist.

Unter Betriebsbedingungen war die präzise Bestimmung der Ankunftszeit infolge des hohen Grundrauschens nicht mehr möglich und führte zu großen Ortungsabweichungen. Aus diesem Grund wurde auf die genaue Lokalisierung der Schallquellen verzichtet. Allerdings konnte die Ortungsroutine des SEP-Systems als Filter verwendet werden. Dadurch konnte die Datenmenge soweit reduziert werden, dass die Signalauswertung auf der Grundlage von lokalisierten Schallemissionsereignissen¹ möglich war. Diese Ereignisse wurden anhand der Maximalamplitude des zuerst erfassten Signals² mit den parallel zur SEP aufgezeichneten Daten³ der 2-MN-Prüfanlage synchronisiert und bewertet. Die Positionierung der Sensoren für die Schallemissionsprüfung beim PWHT in der 2-MN-Prüfanlage ist in *Abbildung 3.21* dargestellt.

1 Ein Schallemissionsereignis (engl. Event) wird bei planarer Ortung durch die Signale (engl. Hits) von mindestens vier Sensoren der Sensorgruppe charakterisiert.

2 Engl.: First Hit.

3 Temperatur, Kräfte und Momente.

Tabelle 3.12: Konfiguration der Schallemissionsanalyse

| | |
|---------------------------|---|
| Messsystem: | PAC DISP™-4, 8 Messkanäle |
| Sensortyp: | 4 x VS150-RIC ^a |
| Ankopplungsmedium: | Kupferpaste (AKS 2000 COPA) |
| Befestigungsmittel: | Magnethalter ^a |
| Vorverstärkung: | 34 dB _{AE} im Sensor integriert |
| Abtastrate: | 5 MHz |
| Softwarefilter: | 20 kHz – 400 kHz |
| Auswerteschwelle: | 70 dB _{AE} |
| Schallemissionsparameter: | Maximalamplitude der Signale aus der planaren 2D-Ortung |
| Externe Parameter: | Temperatur in °C, Reaktionskraft in kN |

^a Hersteller: Vallen Systeme GmbH

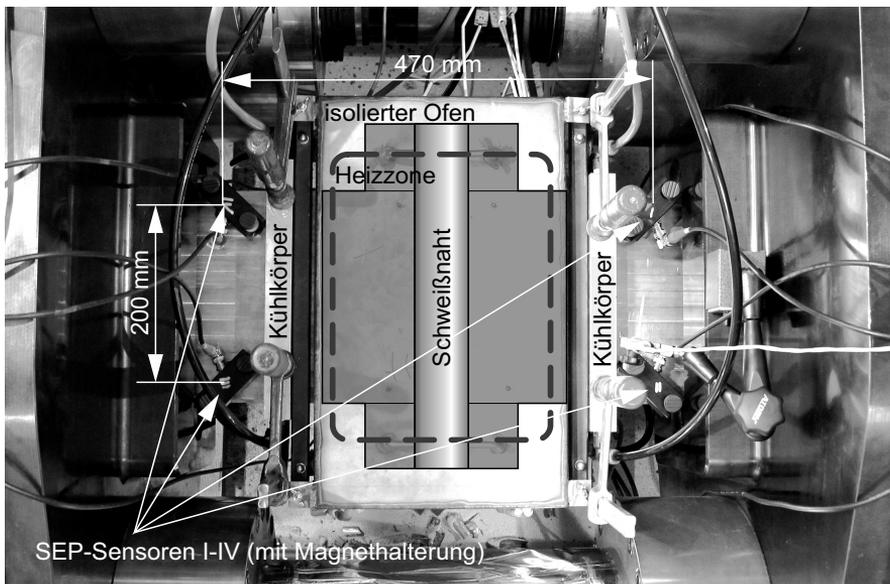


Abbildung 3.21: Versuchskonfiguration für die Schallemissionsmessung während der Wärmenachbehandlung in der 2-MN-Prüfanlage

4 Ergebnisse und Diskussion

Im folgenden Kapitel werden die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen erläutert, diskutiert und bewertet. Beginnend mit der Qualifizierung der Draht/Pulver Kombination für das Unterpulverschweißen wird der Einfluss der Wärmeführung¹ auf die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung, das Umwandlungsverhalten des Schweißgutes und die Empfindlichkeit gegenüber Spannungsrelaxationsrissen anhand von frei schrumpfenden Proben, Gleeble[®]-Experimenten und Versuchen unter definierter äußerer Schrumpfbehinderung erläutert und diskutiert. Dabei wird insbesondere auf die differente Wirkung der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskräfte und -momente im Einspannversuch und die daraus resultierende Eigenbeanspruchung der Schweißverbindung eingegangen. Ferner werden die Ergebnisse aus der in-situ-Beobachtung der Rissentstehung² während der Wärmenachbehandlung präsentiert und die Besonderheiten erläutert, sowie Unterschiede zu bisher veröffentlichten Ergebnissen diskutiert.

4.1 Qualifizierung einer geeigneten Draht/Pulver Kombination

In Vorbereitung der Untersuchungen zum Einfluss der Wärmeführung auf die Empfindlichkeit der Schweißverbindung gegenüber Spannungsrelaxationsrissen wurde die eingesetzte Draht/Pulver Kombination qualifiziert. Anhand von chemischen Analysen, metallographischen Untersuchungen, der Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffs nach DIN EN ISO 3690 [175], sowie der Bestimmung der mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes mittels Kerbschlagbiegeversuch und Gleeble[®]-Zugversuch werden die Basiseigenschaften des Schweißgutes ermittelt. Sie dienen der anschließenden Diskussion zum Einfluss der Wärmeführung auf die Schweißnahteigenschaften und die Rissbildung während der Wärmenachbehandlung im Einspannschweißversuch.

4.1.1 Bewertung der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes hinsichtlich der Neigung zu Spannungsrelaxation- und Versprödungsrisse

Die Bewertung der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes hinsichtlich der Spannungsrelaxations- und Versprödungsrisse erfolgt anhand des K-Faktors nach Chauvy und Pillot [18–20]. Ausgehend davon, dass die Legierung 13CrMoV9-10 grundsätzlich empfindlich gegenüber SRR ist (vgl. *Abschnitt 2.4.1.2*), berücksichtigt der K-Faktor die negative Wirkung der in geringsten Mengen vorkommenden Begleit- und Spurenelemente wie Pb, Bi und Sb. Dabei ist jedoch zu beachten, dass die genaue Bestimmung dieser Elemente den Einsatz hochauflösender Messtechnik voraussetzt. Die genaue Bestimmung des K-Faktors erfordert nach [18] den Einsatz der Glimmentladungs-Massenspektrometrie (GDMS) oder vergleichbarer Verfahren mit einer Nachweisgrenze im Bereich von ppm–ppb sowie einer hohen Genauigkeit. Das Ergebnis der GDMS

1 Hier: Variation der Streckenenergie E und der Vorwärm- /Zwischenlagentemperatur $T_{(p,i)}$.

2 Mittels Schallemissionsanalyse.

zeigt *Tabelle 4.1*. Der Massenanteil von Pb konnte mit der zur Verfügung stehenden Messtechnik (GDMS) mit Sicherheit zu unter 2 ppm ermittelt werden.

Tabelle 4.1: Analyse der Begleitelemente im Schweißgut mittels GDMS, Gehalte in ppm

| P | Cu | Nb | Sb | Pb | Ti | As | Sn | Bi |
|----|-----|-----------|------------|-----|-------------|----------|------------|------------|
| 62 | 440 | 66 | 6,4 | < 2 | 0,33 | 9 | 1,7 | 0,1 |

Aufgrund der Gewichtung von Pb (vgl. *Gleichung 2.9*) berechnet sich der K-Faktor zu < 2,29 ppm und liegt nach Chauvy und Pillot [18–20] oberhalb des Grenzwertes von 1,5 ppm. Auf Basis der chemischen Zusammensetzung ist damit keine eindeutige Bewertung des Schweißgutes als unkritisch gegenüber SRR möglich und erfordert weitere Untersuchungen, welche in *Abschnitt 4.1.4* erläutert und diskutiert werden.

4.1.2 Bestimmung der mechanischen Eigenschaften des Mehrlagenschweißgutes

Die allgemeine Bewertung der mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes erfolgt anhand von zwei 50 mm dicken Prüfnähten, welche mit identischen Parametern geschweißt wurden (vgl. *Abschnitt 3.2.3*). *Abbildung 4.1* zeigt jeweils den Querschliff der beiden Prüfnähte.

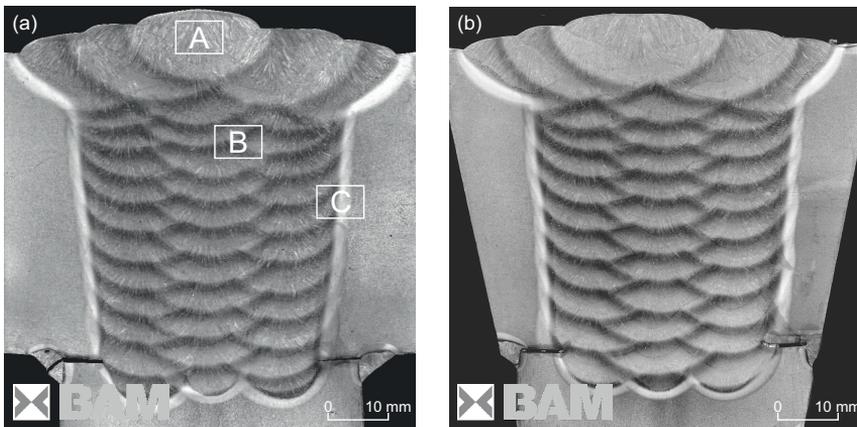


Abbildung 4.1: Übersichtsaufnahmen der Schweißverbindungen an 50 mm dicken Blechen aus 13CrMoV9-10, Schweißparameter des Zentrumspunktes: $E = 35 \text{ kJ/cm}$, $T_{(p,i)} = 220 \text{ °C}$

4.1.2.1 Aufbau und Gefüge der Schweißnaht: Metallographie und Härte

Der Nahtaufbau durch Einzelraupen führt zu einem strukturell und chemisch inhomogenen, meist stengelkristallitischen Gefüge, in dem sich drei Bereiche differenter Ausprägung abzeichnen, welche im Folgenden anhand der Schweißung (a), *Abbildung 4.1* exemplarisch diskutiert werden. Wie den Detaildarstellungen in *Abbildungen 4.2 bis 4.4* zu entnehmen ist, zeigt der Bereich A in der

Decklage das nicht umgekörrnte Schweißgut (nuSG) mit stark gerichteter, stengeliger Kristallstruktur, welche vornehmlich auf die gerichtete Wärmeableitung beim Schweißen zurückzuführen ist.

Der Bereich B (Fülllagen), welcher sich in jeder Schweißlage wiederholt, ist gekennzeichnet durch die erneute Wärmeeinbringung beim Schweißen der nachfolgenden Raupen. Dabei führt die bekannte und in der praktischen Anwendung ausgenutzte Anlasswirkung zur Ausprägung des für eine Mehrlagenschweißung typischen Schweißgefüges, welches sich entsprechend *Abbildung 4.3 (B)* in nicht umgekörrntes Schweißgut (nuSG) der vorher geschweißten Raupe, Grobkornzone (GK) und Feinkornzone (FK) unterteilen lässt. In Abhängigkeit der gewählten Schweißparameter variieren die Anteile der einzelnen Zonen und beeinflussen damit die mechanisch technologischen Eigenschaften der Schweißverbindung (vgl. *Abschnitt 4.2.3 und 4.2.4, Abbildungen 4.19 bis 4.27*). Das Gefüge im Bereich C (Wärmeeinflusszone) lässt sich ebenfalls in nicht umgekörrntes Schweißgut, Schmelzlinie (SL), Grobkorn- und Feinkornzone sowie den unbeeinflussten Grundwerkstoff (GW) unterteilen.

Mit Hilfe der statistischen Auswertung¹ lassen sich anhand von Flächenmessungen der Mikrohärtete im geschweißten und wärmebehandelten Zustand die einzelnen Zonen der Mehrlagenschweißnaht weiter differenzieren und charakterisieren, siehe *Abbildungen 4.5 bis 4.8*. Ursache für die lokalen Härteunterschiede des Schweißnahtgefüges im geschweißten Zustand sind die sich wiederholenden, differenten Aufheiz- und Abkühlbedingungen der einzelnen Bereiche einer Mehrlagenschweißnaht. Beim Schweißen gehen die als Karbide gebundenen Mikrolegierungselemente des Grund- und Zusatzwerkstoffes zunächst vollständig in Lösung². In Abhängigkeit von den Abkühlbedingungen wird die Ausscheidung der Legierungselemente bei schneller Abkühlung unterdrückt und die Atome verbleiben zwangsgelöst im Gitter. Bei langsamer Abkühlung scheidet sich ein Teil der Atome als feinverteilte Karbide aus, was zu einer Steigerung der Härte führt [58, 161, 194]. In Mehrlagenschweißungen scheiden sich infolge der wiederholten Wärmewirkung der Folgelagen weitere zunächst im Gitter verbliebene Atome aus und bewirken eine weitere Härtesteigerung [43, 58, 161, 162, 195]. Entsprechend diesen Ausscheidungsvorgängen finden sich in den vorliegenden Mehrlagenschweißungen Bereiche unterschiedlicher Härte. Im nicht umgekörrnten Schweißgut (nuSG) liegt infolge der relativ langsamen Abkühlung und der fehlenden Wiedererwärmung eine nahezu homogene Härteverteilung, mit Härten im Bereich von 300 HV 0,5 bis 350 HV 0,5 vor. Im Bereich B der Schweißnaht bilden sich durch die beschriebenen Anlasseffekte Zonen ähnlich der WEZ des Grundwerkstoffes. Folglich ändert sich auch die Härteverteilung im Mehrlagenschweißgut, sodass neben dem unbeeinflussten Schweißgefüge mit Härten von 300 HV 0,5 bis 350 HV 0,5 auch Feinkornzonen mit abgesenkter Härte von 220 HV 0,5 bis 300 HV 0,5 sowie Grobkornzonen mit höheren Härten von 350 HV 0,5 bis 400 HV 0,5 vorliegen. Im Bereich C, der WEZ des Grundwerkstoffes, liegt ein Gefüge mit einer sehr inhomogenen Härteverteilung vor. In der Grobkornzone der WEZ werden aufgrund des höheren Kohlenstoffgehalts des Grundwerkstoffes³ und der daraus resultierenden gesteigerten Härtebarkeit, Härtewerte von bis zu 450 HV 0,5 erreicht, was konform zu [11, 38, 119–125, 194, 196] ist. Insbesondere Bereiche mit Härtewerten über 350 HV 0,5 weisen eine große Rissgefahr auf und sind nach Möglichkeit durch geeignete Maßnahmen zu vermeiden. Die Härte in der Feinkornzone liegt im Bereich von 300 HV 0,5 bis 350 HV 0,5, in der Anlasszone⁴ sowie im unbeeinflussten Grundwerkstoff liegt sie zwischen 150 HV 0,5 und 250 HV 0,5.

1 Berechnung der relativen Häufigkeit der Mikrohärtete HV 0,5.

2 Karbidauflösung in der Schmelze und nahe der Schmelzlinie.

3 Der Kohlenstoffgehalt des Schweißzusatzes ist gegenüber dem Grundwerkstoff von 0,13 % auf 0,07 % abgesenkt.

4 Erweichungszone.

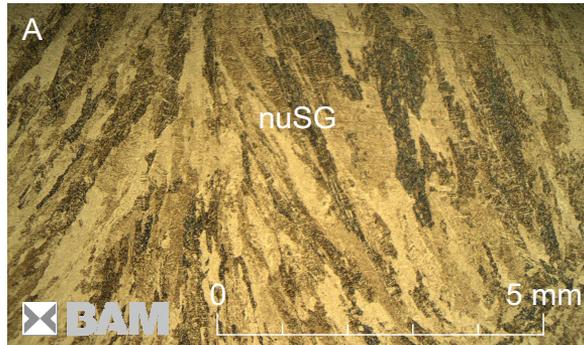


Abbildung 4.2: Detailaufnahme des Bereichs (A), Decklage der 50 mm Mehrlagenschweißung

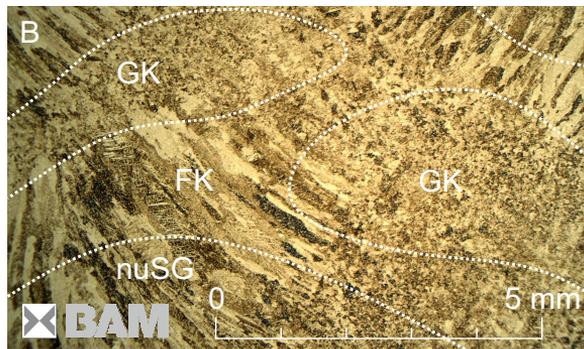


Abbildung 4.3: Detailaufnahme des Bereichs (B), Fülllagen der 50 mm Mehrlagenschweißung

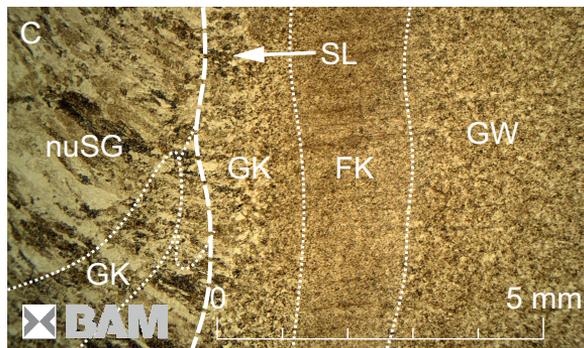


Abbildung 4.4: Detailaufnahme des Bereichs (C), WEZ der 50 mm Mehrlagenschweißung

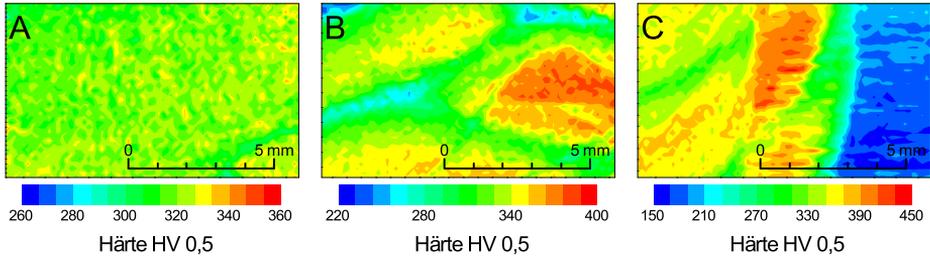


Abbildung 4.5: Mikrohärtte HV 0,5 (UCI) im Bereich der Detailaufnahmen der 50 mm Mehrlagenschweißung im geschweißten Zustand, Decklage (A), Fülllagen (B) und WEZ (C)

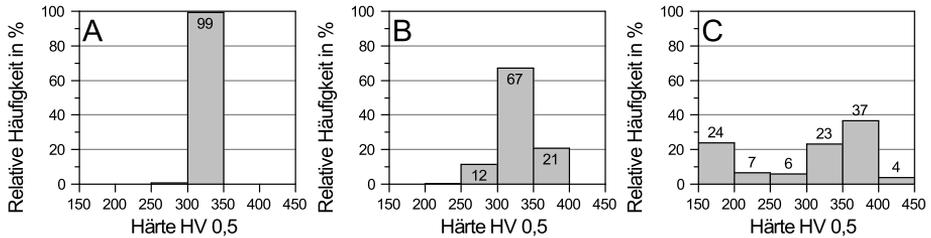


Abbildung 4.6: Relative Häufigkeit der Mikrohärtte HV 0,5 (UCI) im Bereich der Detailaufnahmen der 50 mm Mehrlagenschweißung im geschweißten Zustand, Decklage (A), Fülllagen (B) und WEZ (C)

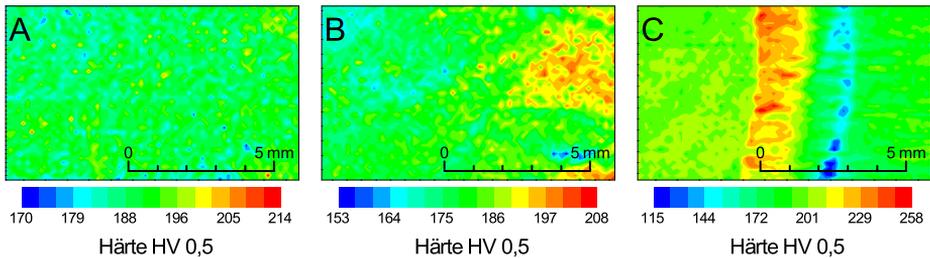


Abbildung 4.7: Mikrohärtte HV 0,5 (UCI) im Bereich der Detailaufnahmen der 50 mm Mehrlagenschweißung nach der Wärmenachbehandlung (PWHT), Decklage (A), Fülllagen (B) und WEZ (C)

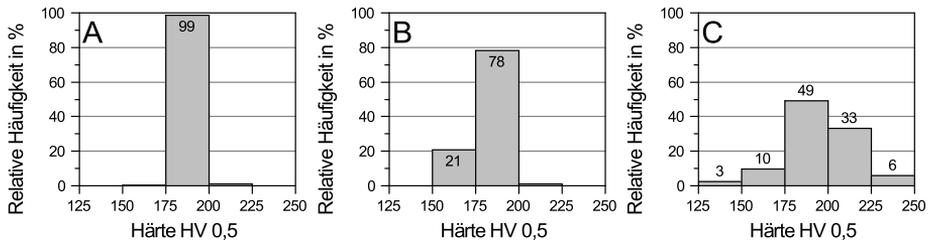


Abbildung 4.8: Relative Häufigkeit der Mikrohärtte HV 0,5 (UCI) im Bereich der Detailaufnahmen der 50 mm Mehrlagenschweißung nach der Wärmenachbehandlung (PWHT), Decklage (A), Fülllagen (B) und WEZ (C)

Der Abbau der schweißbedingten Eigenspannungen und die Einstellung der geforderten mechanisch-technologischen Werkstoffeigenschaften erfolgt durch eine abschließende Wärmenachbehandlung (PWHT) bei 705 °C. Die Wirksamkeit der Wärmenachbehandlung beruht einerseits auf der Abnahme der Festigkeitseigenschaften mit zunehmender Temperatur und andererseits auf der Änderung der Werkstoffeigenschaften durch Auflösungs- und Ausscheidungsvorgänge von Misch- und Sonderkarbiden, was zu einer Reduzierung der Härte führt. Die Ergebnisse der Mikrohärtemessung nach dem PWHT sind in den *Abbildungen 4.7 und 4.8* dargestellt. Im Schweißgut der Decklage (Bereich A) stellt sich eine homogene Härteverteilung von ca. 175 HV_{0,5} bis 200 HV_{0,5} ein. Auch im Bereich B, innerhalb des Mehrlagenschweißgutes, sinkt die Härte auf unter 200 HV_{0,5} und erreicht in den Feinkornzonen des Mehrlagenschweißgutes Werte zwischen 175 HV_{0,5} bis 200 HV_{0,5}. Die Härteunterschiede in den einzelnen Zonen des Mehrlagenschweißgutes (GK, FK und nuSG) sind nicht mehr mittels Mikrohärtemessung zu detektieren. In Bereich C hingegen zeigen sich auch nach der Wärmenachbehandlung noch Härteunterschiede. Während im Schweißgut, linker Bereich in *Abbildung 4.7 C*, eine einheitliche Härteverteilung vorliegt, heben sich Grob-, Anlass- und Feinkornzone der WEZ weiterhin klar voneinander ab. Dabei liegen die Härtewerte der Grobkornzone im Bereich von 200 HV_{0,5} bis 250 HV_{0,5} und die Härte des Grundwerkstoffes steigt mit 150 HV_{0,5} bis 200 HV_{0,5} auf das Niveau des Schweißgutes an. In der Anlasszone, der sogenannten Erweichungszone, sinkt die Härte erwartungsgemäß weiter ab und erreicht Werte zwischen 115 HV_{0,5} und 175 HV_{0,5}.

4.1.2.2 Kerbschlagarbeit

Die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs für das Schweißgut im geschweißten und im wärmebehandelten Zustand zeigt *Abbildung 4.9*. Für die spannungsarm geglühten Proben wurde die Kerbschlagarbeit im Temperaturbereich von –40 °C bis 20 °C ermittelt. Anhand der KV₂-T-Kurve lässt sich die Tieflage bei –40 °C und einer Kerbschlagarbeit von $KV_2 = (21 \pm 7)$ J, die Hochlage bei 20 °C und einer Kerbschlagarbeit von $KV_2 = (190 \pm 13)$ J sowie die Übergangstemperatur $T_{t(54J)}$ bei –18 °C bestimmen. Mit einer Kerbschlagarbeit von 54 J bei –20 °C erfüllt das Schweißgut sowohl die reguläre Anforderung von 27 J als auch die verschärfte Anforderung von 40 J des Grundwerkstoffes¹ nach DIN EN 10028-2 [86]. Das Arbeitsvermögen des Schweißgutes im geschweißten Zustand (vgl. *Abbildung 4.9*) liegt bereits bei Umgebungstemperatur im Bereich der Tieflage des wärmebehandelten Schweißgutes, sodass keine weiteren Kerbschlagbiegeversuche an den ungeglühten Proben durchgeführt wurden.

4.1.3 Bestimmung des Wasserstoffgehaltes im Schweißgut nach DIN EN ISO 3690

Im Rahmen einer Studie zur Entwicklung einer modifizierten Draht/Pulver Kombination mit abgesehenem Wasserstoffgehalt wurden alternative Analysemethoden zur Detektion potentiell vermeidbarer Wasserstoffquellen in den Schweißzusatzstoffen untersucht sowie Möglichkeiten zur Reduzierung des Wasserstoffgehaltes erarbeitet. Eine ausführliche Beschreibung der Vorgehensweise sowie die Zusammenfassung der Ergebnisse findet sich in *Abschnitt A.3* im Anhang. Im Folgenden werden die Ergebnisse der abschließenden Wasserstoffanalyse der Ausgangs-Draht/Pulver Kombination (A) sowie der modifizierten -Draht/Pulver Kombination (B) vorgestellt.

¹ Da das Schweißgutes in DIN EN ISO 24598 [170] bisher nicht erfasst ist, erfolgt die Bewertung nach den Kriterien für den Grundwerkstoff nach DIN EN 10028-2 [86].

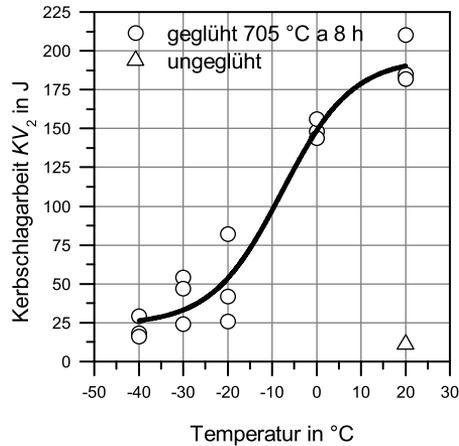


Abbildung 4.9: KV₂-T-Verlauf des Schweißgutes aus den Schweißverbindungen an 50 mm dicken Blechen aus 13CrMoV9-10 im geprüften Zustand, Kerbschlagarbeit der ungeprüften Proben bei einer Prüftemperatur von 20 °C

Um das Risiko einer wasserstoffunterstützten Kalttrissbildung bewerten zu können, ist es erforderlich, den durch den Schweißprozess eingebrachten diffusiblen Wasserstoffgehalt zu ermitteln. Hierzu wurde der diffusible Wasserstoffgehalt des reinen Schweißgutes nach DIN EN ISO 3690 [175] ermittelt. Das Ergebnis der Wasserstoffanalyse ist in *Abbildung 4.10* dargestellt.

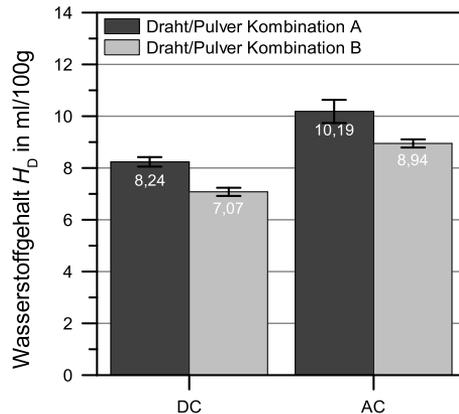


Abbildung 4.10: Diffusibler Wasserstoffgehalt des reinen Schweißgutes H_D in ml/100g nach DIN EN ISO 3690:2012, Ausgangs-Draht/Pulver Kombination (A) und modifizierte (B) Draht/Pulver Kombination

Wie zu erkennen ist, konnte der diffusible Wasserstoffgehalt durch die Modifikation der Draht/Pulver Kombination um bis zu 14 Prozent gesenkt werden, sodass der Wasserstoffgehalt des Schweißgutes der modifizierten Draht/Pulver Kombination unter $H_D = 10$ ml/100g liegt. Der diffusible Wasserstoffgehalt des AC-Schweißgutes ist um ca. 20 Prozent¹ höher als der des DC-Schweißgutes. Dies

¹ Draht/Pulver Kombination A: +18 %, Draht/Pulver Kombination B: +21 %.

stimmt mit den Veröffentlichungen von [1, 197, 198] überein und ist in der niedrigeren Schmelzbadtemperatur und dem höheren Schweißpulverumsatz begründet. Hervorzuheben ist, dass die Rücktrocknung des Schweißpulvers entsprechend den Herstellervorgaben unerlässlich ist. Der Verzicht, eine ungenügende Rücktrocknung oder die erneute Lagerung des bereits getrockneten Pulvers können beim Schweißen zu einem signifikanten Anstieg des Wasserstoffgehaltes im Schweißgut führen. Zusätzliche Versuche mit ungetrocknetem Schweißpulver hatten eine Zunahme des Wasserstoffgehaltes von bis zu 42 Prozent¹ zur Folge.

Aufgrund der hohen Festigkeit und Härte des Schweißgutes (vgl. *Abbildung 4.5*) im geschweißten Zustand besteht trotz des abgesenkten Wasserstoffgehaltes auch weiterhin die Gefahr der Kaltrissbildung, sodass die Wasserstoffarmglühung (DHT) aus der Schweißwärme heraus unerlässlich bleibt. So führte das Unterlassen des Wasserstoffarmglühens bei der Abkühlung auf Raumtemperatur unweigerlich zur wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung an zwei frei schrumpfend geschweißten Proben. *Abbildung 4.11* zeigt den quer zur Schweißrichtung verlaufenden, oberflächenoffenen Riss (a) und die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen der Bruchfläche (b–c). Die Spaltbruchfläche zeigt eine transkristalline fiedrige Bruchstruktur mit deutlich erkennbaren Haarlinien (sog. Krähenfüße), sowie vereinzelt offene Korngrenzen.

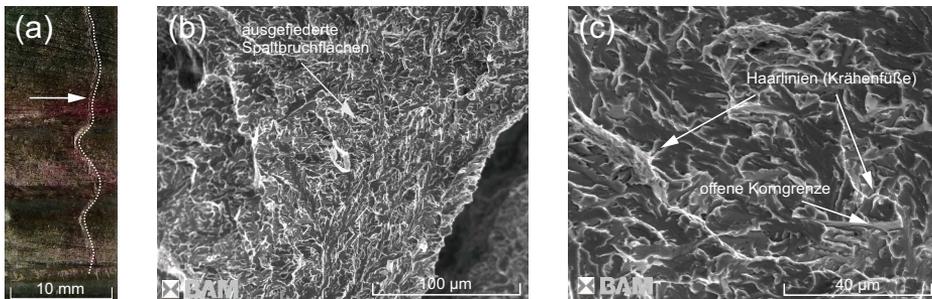


Abbildung 4.11: Wasserstoffunterstützter Kaltriss, Rissverlauf quer zur Schweißnaht in Probenmitte, Makroaufnahme (a), REM-Aufnahme der Rissoberfläche (b) und (c)

4.1.4 Untersuchungen zur Relaxationsversprödung mittels Gleeble[®]-Zugversuchen bei geringer Dehnrage

Eine weitere Möglichkeit zur Bewertung der Empfindlichkeit des Schweißgutes gegenüber Spannungsrelaxationsrissen bietet der von Chauvy und Pillot [18–20] entwickelte RHC-Test. Entsprechend den Testspezifikationen wurden aus beiden 50-mm-Prüfnähten Schweißgutproben entnommen und im Temperaturbereich von 550 °C–700 °C geprüft. Eine Gegenüberstellung der Ergebnisse aus den Gleeble[®]-Zugversuchen und den Literaturwerten [18–20] findet sich in *Abbildung 4.12*. Die Literaturwerte, welche auf Untersuchungen von Chauvy und Pillot [18–20] an unterschiedlichen Draht/Pulver Kombination aus den Jahren 2005–2008 basieren, spannen einen relativ breiten Korridor auf. Die von Chauvy und Pillot untersuchten Schweißgüter erreichen eine minimale Brucheinschnürung² (Z) von 10 %–24 % im Temperaturbereich von 630 °C–680 °C und werden nach Chauvy und Pillot als risskritisch eingestuft. Zur Minimierung des Risikos von

¹ DC: +42 %; AC: +38 %.

² Maß für die minimale Duktilität des Schweißgutes, engl.: Reduction of Area (RoA%).

Spannungsrelaxationsrisse empfehlen Chauvy und Pillot eine minimale Brucheinschnürung von wenigstens 23 %.

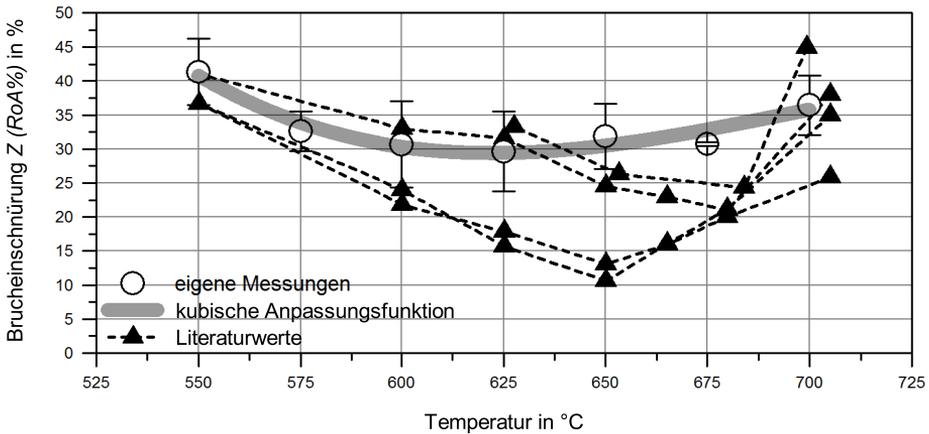


Abbildung 4.12: Brucheinschnürung Z in % in Abhängigkeit von der Prüftemperatur, eigene Messungen (Schweißparameter des Zentrums punktes), Literaturwerte nach [18–20]

Die Messergebnisse der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Draht/Pulver Kombination liegen zum großen Teil innerhalb des Streubandes der Literaturwerte¹. Die Mindestduktilität des untersuchten Schweißgutes wird bei geringfügig niedrigeren Temperaturen, im Bereich von 625 °C erreicht, liegt mit $\approx 30\%$ aber deutlich über den von Chauvy untersuchten Chargen. Insgesamt ist die Abnahme der Brucheinschnürung des aktuell untersuchten Schweißgutes weniger stark ausgeprägt. Aufgrund der mittleren minimalen Brucheinschnürung von $\approx 30\%$ ist das SRR-Risiko des Schweißgutes als gering einzustufen.

Ferner lassen sich aus der im RHC ermittelten minimalen Brucheinschnürung Rückschlüsse auf den K-Faktor ziehen. Basierend auf dem von Chauvy aufgestellten funktionalen Zusammenhang (vgl. Gleichung 2.10) lässt sich der K-Faktor für das hier untersuchte Schweißgut zu $\approx 0,72$ ppm berechnen. Der K-Faktor liegt damit unterhalb des Grenzwertes von 1,5 ppm sowie dem in Abschnitt 4.1.1, basierend auf der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes, berechneten Wert von $K \leq 2,29$ ppm, vgl. Abbildung 4.13. Es ist daher von einem Masseanteil an Pb auszugehen, der unterhalb von 1 ppm liegt, was den Aussagen des Schweißzusatzherstellers entspricht. Dies verdeutlicht jedoch auch die enorme Empfindlichkeit des K-Faktors gegenüber der eingesetzten Analysetechnik und unterstreicht damit die Notwendigkeit weiterführender Untersuchungen.

Weitere Ergebnisse aus den Gleeble®-Versuchen finden sich in Abbildung 4.14 (a) und (b). Die hohe Zugfestigkeit von über 1000 MPa und die Härte von mehr als 325 HV5 des Schweißgutes im geschweißten Zustand sind über einen breiten Temperaturbereich stabil und nehmen erst bei Temperaturen von über 550 °C merklich ab. Ein Effekt der Prüftemperatur auf die Messergebnisse, wie er bei der Brucheinschnürung beobachtet wurde, lässt sich nicht feststellen. Vielmehr fallen Zugfestigkeit und Härte, wie erwartet, mit steigender Temperatur linear ab. Die Mindestzugfestigkeit und -härte werden bei der höchsten Prüftemperatur erreicht und liegen bei $R_m = (414 \pm 21)$ MPa

¹ Messfehler oder Standardabweichung sind in der Literatur nicht angegeben.

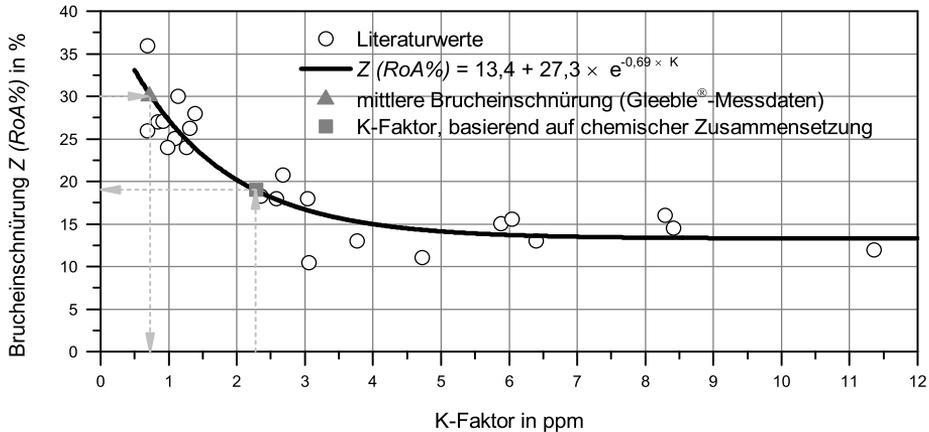


Abbildung 4.13: Brucheinschnürung Z in % als Funktion des K -Faktors, eigene Messungen (Schweißparameter des Zentrums), Literaturwerte nach [18–20]

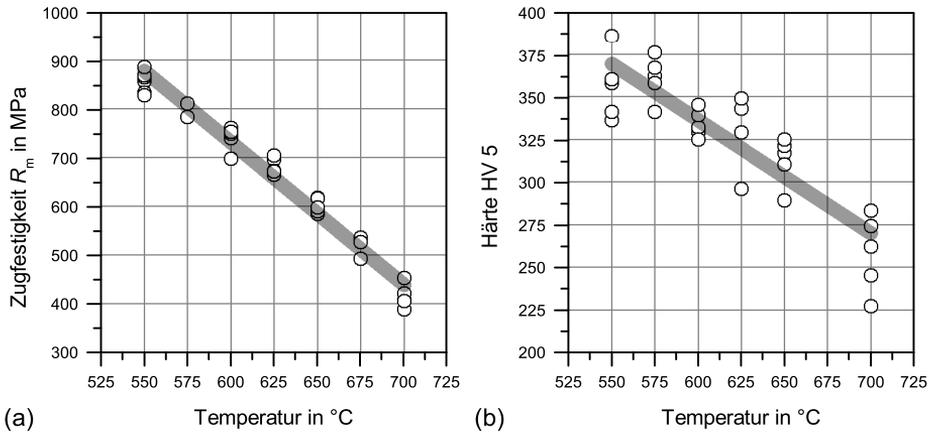


Abbildung 4.14: Zugfestigkeit R_m in MPa (a) und Härte HV5 (b) in Abhängigkeit von der Prüftemperatur

und (258 ± 23) HV 5. Bedingt durch die relativ kurze Haltezeit von 30 Minuten liegen die Härte­werte oberhalb der nach der Wärmebehandlung erreichten Werte.

Die Ergebnisse der Untersuchungen zur Charakterisierung der Draht/Pulver Kombination lassen sich wie folgt zusammenfassen:

Das Schweißgut der eingesetzten Draht/Pulver Kombination weist im Gegensatz zu den günstigen mechanischen Eigenschaften nach dem PWHT, im Schweißzustand eine sehr hohe Festigkeiten von über 1000 MPa bei äußerst niedrigen Kerbschlagzähigkeiten von unter 20 J und einer durchschnittlichen Härte von über 325 HV5 auf. Insbesondere die hohe Festigkeit bei geringer Dehnung und niedriger Zähigkeit im Schweißzustand erfordern eine umsichtige Handhabung der geschweißten Bauteile. Unter Berücksichtigung eines Wasserstoffeintrags von ≈ 8 ml/100g erfordert dies neben der Vermeidung zusätzlicher mechanischer Beanspruchungen auch zwingend eine Wasserstoffarmglühung aus der Schweißwärme heraus. Ferner unterstreicht das äußerst

sensible Schweißgutgefüge die Notwendigkeit von Laborversuchen unter Berücksichtigung der konstruktiven Schrumpfbehinderung. Deshalb werden vergleichende Untersuchungen zum Einfluss der Wärmeleitung auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes sowie die Empfindlichkeit gegenüber SRR, anhand von frei schrumpfenden und definiert eingespannten Proben, durchgeführt.

4.2 Schweißversuche unter freier Schrumpfung

Anhand von Schweißversuchen unter freier Schrumpfung wird der Einfluss der Schweißparameter auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes mit Hilfe des unter *Abschnitt 3.2.4.2* erläuterten Versuchsplans untersucht. Dazu werden Schweißungen an 20 mm dicken Blechen unter Variation der Streckenenergie E und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur $T_{(p,i)}$ ¹ durchgeführt. Der Einfluss der Schweißparameter auf die mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes wird mittels Härtemessungen, Kerbschlagbiegeprüfung und Gleeble[®]-Versuchen bewertet. Zunächst werden jedoch der allgemeine Aufbau und das Gefüge der Schweißnaht in Abhängigkeit von der Wärmeleitung diskutiert.

4.2.1 Aufbau und Gefüge der Schweißnaht

In *Abbildung 4.15* sind die Makroschliffe der einzelnen Versuche, unter Angabe der Parameter der Wärmeleitung und der daraus resultierenden Anzahl an Schweißraupen, dargestellt. Wie den Makroschliffen in *Abbildung 4.15* zu entnehmen ist, werden der Nahtaufbau, das Gefüge und die Ausprägung der Wärmeeinflusszone maßgeblich durch die Streckenenergie bestimmt.

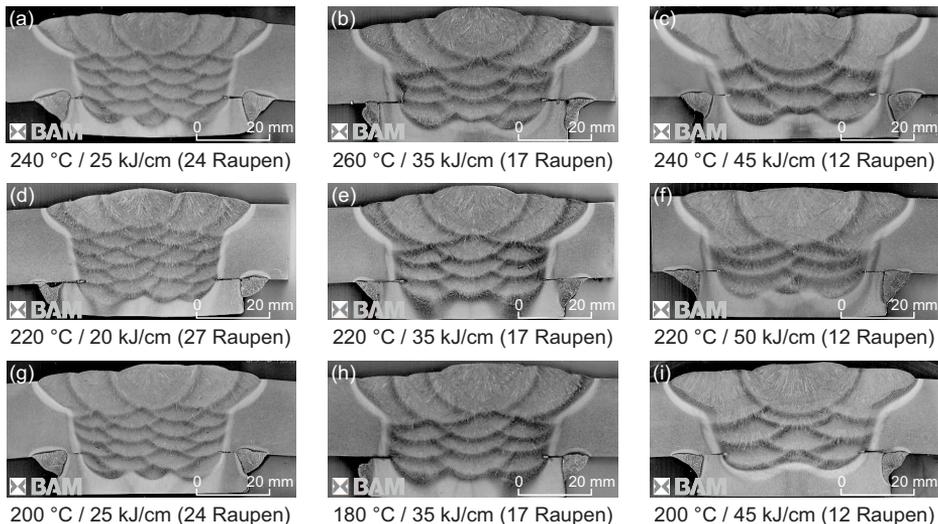


Abbildung 4.15: Schweißversuche unter freier Schrumpfung: Übersichtsaufnahmen der Schweißverbindungen in Abhängigkeit von der Wärmeleitung

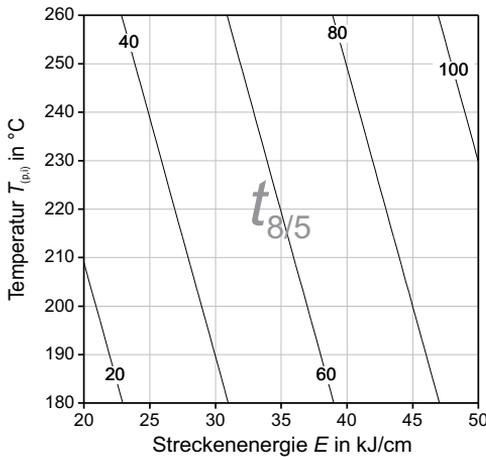
¹ $T_{(p,i)}$: Vorwärm(temperatur), engl.: preheat (temperature) (p), Zwischenlagen(temperatur), engl.: interpass (temperature) (i).

Beim Schweißen mit geringer Streckenenergie baut sich die Schweißnaht aus vielen schmalen Strichraupen, gekennzeichnet durch zahlreiche Anlassbereiche und einem geringen Anteil an nicht umgekörrtem Gefüge auf, siehe *Abbildung 4.15* Makroschliff: (a), (d), (g). Mit zunehmender Streckenenergie werden die einzelnen Schweißraupen größer. Dies führt bis zu einer Streckenenergie von 45 kJ/cm zunächst zu einem wachsenden Anteil an unbeeinflusstem, stengelkristallitischem Gefüge im Bereich der Fülllagen. Eine weitere Erhöhung der Streckenenergie auf 50 kJ/cm hat zur Folge, dass nahezu die gesamte zuvor geschweißte Raupe angelassen wird und der Anteil an nicht umgekörrtem Gefüge im Bereich der Fülllagen wieder abnimmt, sodass die Schweißnaht zunächst einen großen Anteil an feinkörnigem Gefüge aufweist. Dieser Bereich beschränkt sich jedoch lediglich auf die untere Hälfte der Prüfnah. Die obere Hälfte der Schweißnaht ist durch das nicht umgekörrte, stengelkristallitische, grobkörnige Gefüge der Decklage geprägt, welches sich infolge der hohen Streckenenergie und Abschmelzleistung bis in die Schweißnahtmitte erstreckt, siehe *Abbildung 4.15*, Makroschliff (f). Die WEZ des Grundwerkstoffes zeichnet sich als schmaler Saum ab, der mit steigender Streckenenergie breiter wird. Die Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen haben keinen Einfluss auf den Lagenaufbau der Schweißnaht (vgl. *Abbildung 4.15*, Spalte zwei, Übersichtsaufnahme (b), (e), (h)).

Die Auswertung der Temperaturmessdaten, der Härteprüfung und der Kerbschlagbiegeversuche erfolgte durch Regressionsanalyse, unter Verwendung linearer und quadratischer Regressionsmodelle. Die Ergebnisse der einzelnen Regressionsanalysen werden im folgenden diskutiert und, insofern die untersuchten Faktoren signifikanten Einfluss auf die jeweilige Zielgröße ($t_{8/5}$ -Zeit, Härte, Kerbschlagarbeit, Brucheinschnürung, Zugfestigkeit) haben, als Konturdiagramm dargestellt.

4.2.2 Abkühlgeschwindigkeit

Abbildung 4.16 zeigt den Einfluss der Schweißparameter auf die Abkühlgeschwindigkeit beim Schweißen der frei schrumpfenden 20-mm-Bleche. Das Bestimmtheitsmaß der Analyse liegt bei 93,4 %, womit das Modell eine sehr gute Abbildungsqualität erreicht. Aus der Regressionsanalyse berechnet sich eine signifikante lineare Wirkung der Streckenenergie und der Zwischenlagentemperatur auf die $t_{8/5}$ -Zeit. Das heißt, dass die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur und die Streckenenergie die $t_{8/5}$ -Zeit beeinflussen. Im untersuchten Parameterfeld dominiert jedoch die Wirkung der Streckenenergie, sodass zum Beispiel eine Anhebung der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur von $T_{(p,i)} = 200\text{ °C}$ auf $T_{(p,i)} = 240\text{ °C}$ die resultierende $t_{8/5}$ -Zeit nur geringfügig beeinflusst, währenddessen die Anhebung der Streckenenergie von $E = 25\text{ kJ/cm}$ auf $E = 45\text{ kJ/cm}$ die $t_{8/5}$ -Zeit verdoppelt. Im untersuchten Parameterfeld liegen die $t_{8/5}$ -Zeiten zwischen 20 s und 100 s, was nach SEW 088 [199] einer zweidimensionalen Wärmeableitung entspricht, vgl. *Abbildung A.10* im Anhang.



Ergebniss der Regressionsanalyse:

| | |
|--------------------------------|---|
| Regressionsmodell: | linear |
| Bestimmtheitsmaß R^2 : | 93,39 % |
| Signifikante Faktoren: | Streckenenergie E (A) Temperatur $T_{(p,i)}$ (B) |
| Signifikante Wechselwirkungen: | keine |
| Mathematisches Modell | $t_{8/5}^* = -78,6 + 2,45 \times E + 0,24 \times T_{(p,i)}$ |

* mit: E in kJ/cm, $T_{(p,i)}$ in °C, $t_{8/5}$ in s

Abbildung 4.16: $t_{8/5}$ -Zeit in s in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, frei schrumpfende Versuche, Zusammenfassung der Regressionsanalyse

4.2.3 Härte

Die Härtemessungen erfolgten in Schweißnahtmitte, im Bereich der Kerblage der Kerbschlagbiegeproben sowie im Bereich der WEZ und des Grundwerkstoffes, nach Vickers, mit einer Prüflast von 49,03 N (HV 5). Ein signifikanter Einfluss von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Härte des Schweißgutes im geschweißten Zustand und nach der Wärmenachbehandlung lässt sich im Makrohärtebereich durch Auswertung der gemittelten Messwerte nicht feststellen. Die Ergebnisse der Härtemessungen sind, in Anlehnung an die Konturdiagramme aus der Regressionsanalyse, als Ballondiagramm dargestellt, vgl. *Abbildung 4.17* Diagramm (a) und (b).

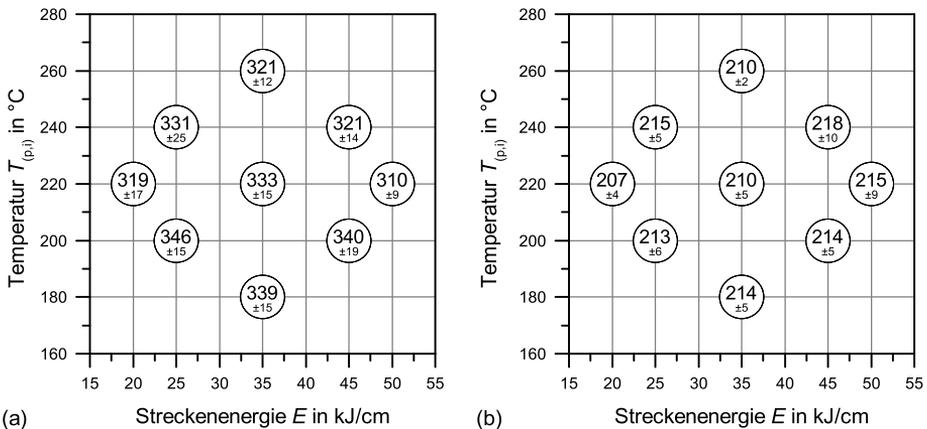


Abbildung 4.17: Mittlere Härte HV 5 des Schweißgutes im geschweißten Zustand (a) und nach dem PWHT (b) in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur

Im untersuchte Parameterfeld berechnet sich die mittlere Härte im geschweißten Zustand, unabhängig von den untersuchten Faktoren, zu (329 ± 16) HV 5. Durch die unter *Abschnitt 3.2.3.1* beschriebenen Wärmenachbehandlung reduziert sich die mittlere Härte des Schweißgutes auf (213 ± 6) HV 5 im Makrohärtebereich.

Werden die Härtewerte in Abhängigkeit von den gemessenen $t_{8/5}$ -Zeiten dargestellt, zeigt sich anhand der linearen Interpolation ein leichter Einfluss der $t_{8/5}$ -Zeit auf die Härte in der WEZ sowohl des Mehrlagenschweißgutes (SG) als auch des Grundwerkstoffes (GW). Wie aus *Abbildung 4.18* klar hervorgeht, deckt sich die lineare Anpassung der Härte in der Grobkornzone (GK) der WEZ des Grundwerkstoffes nahezu mit der nach dem Modell von Yurioka et al. [168] prognostizierten Härte¹. Die Härte des Schweißgutes liegt im Mittel unterhalb der nach Yurioka et al. berechneten Härte, was jedoch darauf zurückzuführen ist, dass sich das Modell von Yurioka et al. [168] ausschließlich auf die Prognose der Härte in der Grobkornzone beschränkt. Unter der Annahme, dass die maximalen Härtewerte in den Grobkornzonen des Schweißgutes auftreten, wurde zusätzlich nur über die gemessenen Maximalwerte interpoliert, woraus sich eine sehr gute Übereinstimmung der Messwerte mit dem Modell von Yurioka et al. [168] ergibt, vgl. lineare Anpassung der Maxima im Mehrlagenschweißgut in *Abbildung 4.18*.

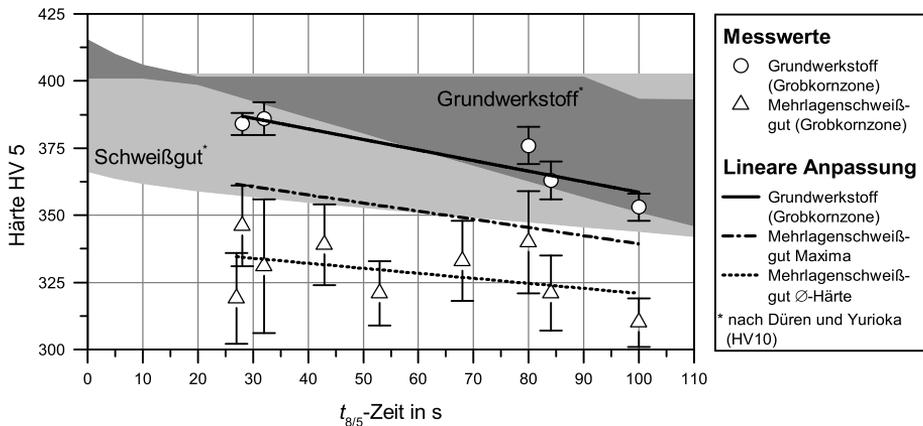


Abbildung 4.18: Berechnete und gemessene Härte HV 5 in der Grobkornzone (GK) der Wärmeinflusszone (WEZ) des Grundwerkstoffes (GW) und des Mehrlagenschweißgutes (SG) in Abhängigkeit von der $t_{8/5}$ -Zeit nach den Modellen von Düren [167] und Yurioka et al. [168]

Die Ergebnisse der makroskopischen Härtemessungen zeigen, dass die Härte in der Grobkornzone des Mehrlagenschweißgutes und des Grundwerkstoffes für den Stahl 13CrMoV9-10 mit zunehmender $t_{8/5}$ -Zeit abnimmt. Im untersuchten Parameterfenster reduziert sich die Härte im Grobkorn des Schweißgutes von 365 HV 5 auf 345 HV 5 und im Grobkorn des Grundwerkstoffes von 385 HV 5 auf 360 HV 5. Im Anschluss an die Wärmenachbehandlung ist ein Effekt der $t_{8/5}$ -Zeit auf die Makrohärte des Schweißnahtgefüges nicht mehr festzustellen.

Wie bereits die Untersuchungen an den 50 mm Blechen gezeigt haben, lassen sich anhand von flächigen Mikrohärtmessungen strukturelle Gefügeunterschiede detektieren und mit statistischen Verfahren bewerten. Die Ergebnisse der Mikrohärtmessungen an den nicht wärmebehandelten

¹ Untere Grenze des Härtekorridors für die Grobkornzone der WEZ des Grundwerkstoffes.

Schweißnähten sind in *Abbildung 4.19* dargestellt. Dabei fällt zunächst auf, dass die Härtemessungen den Nahtaufbau der in *Abbildung 4.15* dargestellten Makroschliffe sehr gut widerspiegeln und sich entsprechend dem Lagenaufbau, welcher maßgeblich durch die Höhe der Streckenenergie bestimmt wird, Zonen unterschiedlicher Härte detektieren lassen.

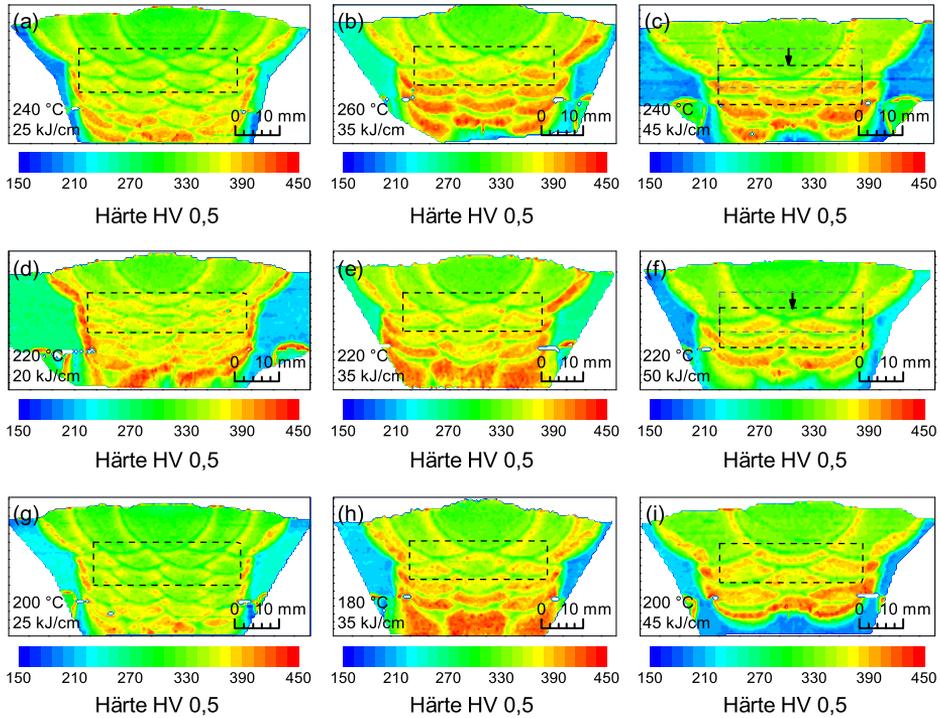


Abbildung 4.19: Mikrohärte HV 0,5 (UCI) der Schweißnaht im geschweißten Zustand in Abhängigkeit von der Wärmeführung, die Markierung kennzeichnet den Bereich für die statistische Auswertung der Mikrohärtemessung

Für eine quantitative Bewertung der Flächenmessungen, ist es erforderlich die relative Häufigkeit der Härteverteilung zu berechnen. Der variierende Nahtaufbau und die unterschiedlichen Anteile des Grundwerkstoffes und der WEZ an der Gesamtmessfläche erfordern zunächst jedoch eine Reduzierung des Messfeldes auf einen repräsentativen Bereich der Schweißnaht. Die in *Abbildung 4.19* markierten Bereiche wurden so gewählt, dass die Fläche von 36 mm × 10 mm mittig in der Schweißnaht, unbeeinflusst von der WEZ des Grundwerkstoffes liegt. Für die Versuche bei denen die Decklage aufgrund der hohen Zwischenlagentemperatur und Streckenenergie sehr weit in die Probenmitte hineinragt, war es erforderlich den Bereich für die Auswertung der Messergebnisse unterhalb der Decklage anzuordnen, siehe *Abbildung 4.19* (c) und (f). Die Ergebnisse der Häufigkeitsverteilung der Härte im Mehrlagenschweißgut sind in *Abbildung 4.20* dargestellt. Zusätzlich sind neben den Parametern der Wärmeführung¹ auch die gemessenen $t_{8/5}$ -Zeiten in den einzelnen Diagrammen angegeben. Die Detaildarstellungen der Härteverteilung in den gekennzeichneten Bereichen finden sich in *Abbildung A.11* im Anhang A.4. Die Berechnung der relativen Häufigkeit

¹ Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur.

erfolgte im Härtebereich von 300 HV 0,5 bis 420 HV 0,5 mit einer Klassenbreite¹ von 20 HV 0,5. Zum besseren Verständnis erfolgt die Erläuterung der in *Abbildung 4.20* dargestellten relativen Häufigkeit der Härteverteilung zunächst anhand der vier Eckdiagramme (a, c, g, i). Während mit zunehmender Streckenenergie die Gefügeanteile mit hoher Härte zunehmen, hat die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur keinen signifikanten Einfluss auf die Härteverteilung im Schweißgut.

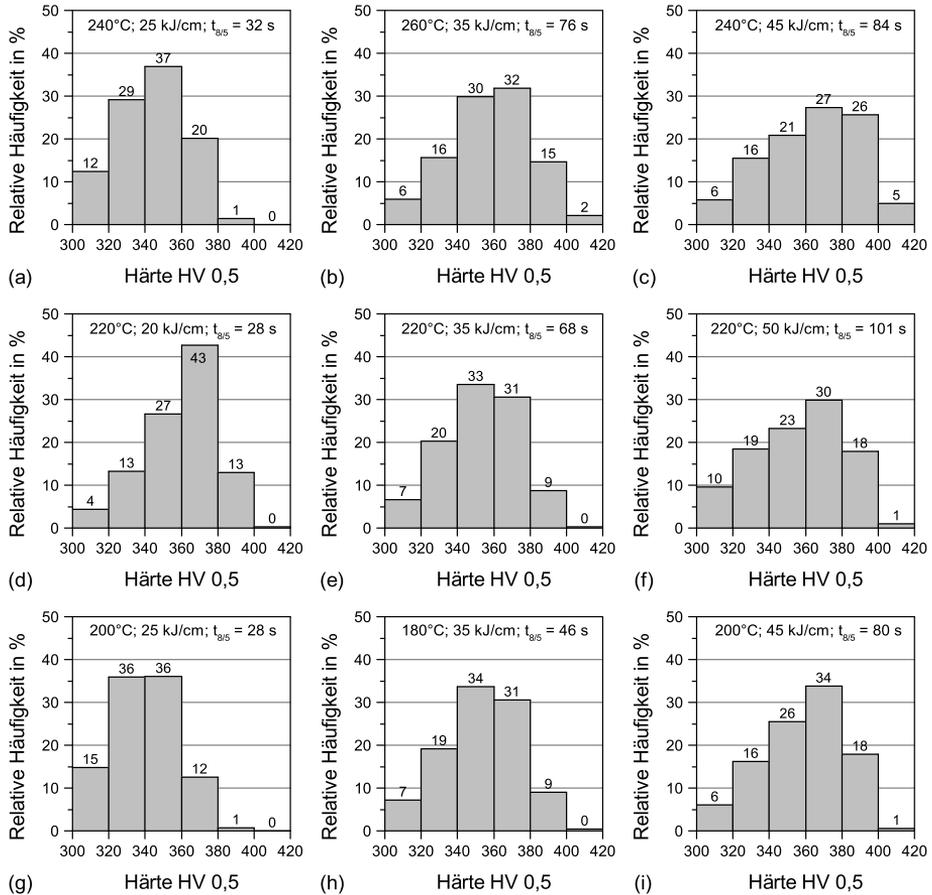


Abbildung 4.20: Relative Häufigkeit der Mikrohärtze HV 0,5 (UCI) der Schweißnaht im geschweißten Zustand in Abhängigkeit von der Wärmeführung

So finden sich in den Versuchen, die mit 25 kJ/cm geschweißt wurden, nur geringe Gefügeanteile mit Härten oberhalb von 380 HV 0,5 und die Gefügeanteile mit Härten zwischen 360 HV 0,5 und 380 HV 0,5 liegen bei 12 % bis 20 %, siehe Diagramm (a) und (g). Mit Erhöhung der Streckenenergie auf 45 kJ/cm erhöhen sich die Gefügeanteile mit Härten im Bereich zwischen 380 HV 0,5 und 400 HV 0,5 auf bis zu 26 %, die maximale Härte erreicht Werte von über 400 HV 0,5 und einen Anteil von bis zu 5 %, vgl. Diagramm (c) und (i). Bestätigt werden diese Ergebnisse durch die Analyse der Sternpunkte (b, d, f, h) und des Zentralpunktes (e) des Versuchsplans. Auch hier zeigt sich ein signifikanter Einfluss der Streckenenergie auf die Härteverteilung im Mehrlagenschweißgut.

¹ Differenz aus oberer und unterer Klassengrenze.

Auffällig ist, dass das Schweißen mit sehr niedriger Streckenenergie ebenfalls eine Zunahme der Gefügeanteile mit Härten im Bereich von 360 HV 0,5 bis 400 HV 0,5 zur Folge hat. Zurückzuführen ist dieser Härteanstieg auf den geringen Energieeintrag und den daraus resultierenden Lagenaufbau mit vielen Anlasszonen sowie der zügigen Abkühlung der einzelnen Raupen.

Es kann festgestellt werden, dass die Streckenenergie einen signifikanten Einfluss auf die Häufigkeitsverteilung der Mikrohärte im Schweißgut hat. Dabei nimmt mit steigender Streckenenergie die relative Häufigkeit harter Gefügeanteile zu (vgl. *Abbildung 4.20*). Dieses Resultat steht zunächst im Widerspruch zu den Makrohärtemessungen, bei denen mit zunehmender $t_{8/5}$ -Zeit eine leichte Reduzierung der Härte zu beobachten war. Aus der statistischen Berechnung der Mittelwerte der Mikrohärtemessungen wird jedoch ersichtlich, dass die mittlere Härte der Schweißnaht unabhängig von der Wärmeleitung einen Wert von ca. (351 ± 8) HV 5 erreicht und damit nur geringfügig über den ermittelten Makrohärtewerten liegt, siehe *Abbildung 4.21*. Inwiefern Mikrohärteunterschiede mitunter trotzdem die erreichbaren mechanischen Kennwerte des Schweißgutes beeinflussen, wurde mittels Mikrohärtemessungen an Kerbschlagbiegeproben untersucht und wird im nächsten Abschnitt erläutert.

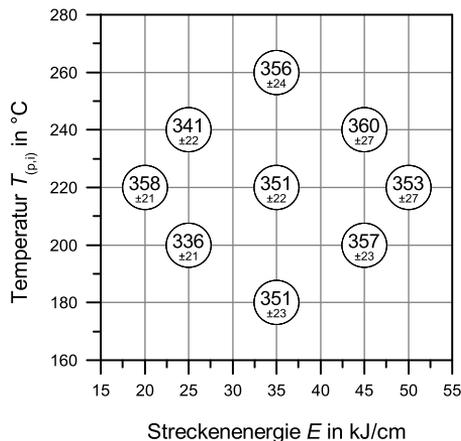
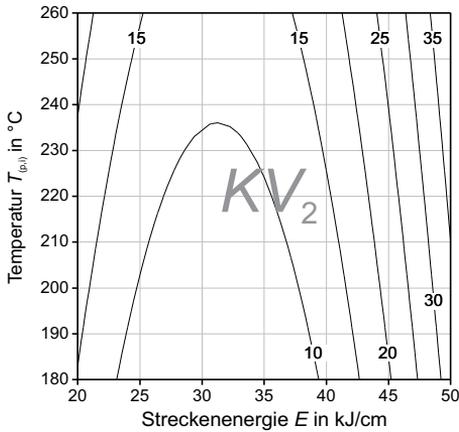


Abbildung 4.21: Mittlere Härte HV 0,5 (UCI) des Schweißgutes im geschweißten Zustand in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur

4.2.4 Kerbschlagarbeit

Die Bestimmung der Kerbschlagarbeit des Schweißgutes im geschweißten Zustand erfolgte bei Raumtemperatur. Das Bestimmtheitsmaß der Regressionsanalyse liegt bei 65,6 % und ist, unter Berücksichtigung der bekannten, großen Streubreite von Kerbschlagbiegeversuchen, akzeptabel. Die statistische Auswertung der Messergebnisse zeigt einen signifikanten Effekt der Streckenenergie auf die Kerbschlagarbeit des Schweißgutes im geschweißten Zustand. Ein Effekt der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur ist hingegen nicht erkennbar. Bei insgesamt sehr niedrigem Arbeitsvermögen steigt die Kerbschlagarbeit des Schweißgutes mit zunehmender Streckenenergie bzw. steigender $t_{8/5}$ -Zeit an, siehe *Abbildung 4.22*.

Aus der Betrachtung der gemittelten Kerbschlagarbeiten in *Abbildung 4.23* geht jedoch hervor, dass das Ergebnis der Regressionsanalyse vornehmlich auf den Werten, der in *Abbildung 4.23*,

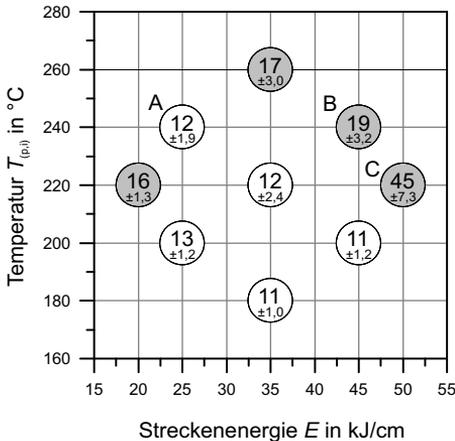


Ergebniss der Regressionsanalyse:

| | |
|--------------------------|---|
| Regressionsmodell: | linear, quadratisch |
| Bestimmtheitsmaß R^2 : | 65,6 % |
| Signifikante Faktoren: | Streckenenergie E (A, AA) |
| Signifikante Wechsel- | keine |
| Mathematisches Modell | $KV_2 = 64,3 - 4,86 \times E + 0,092 \times T_{(p,i)} + 0,078 \times E^2$ |

* mit: E in kJ/cm, $T_{(p,i)}$ in °C, KV_2 in J

Abbildung 4.22: Kerbschlagarbeit KV_2 in J des Schweißgutes im geschweißten Zustand in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Prüftemperatur: RT, Zusammenfassung der Regressionsanalyse



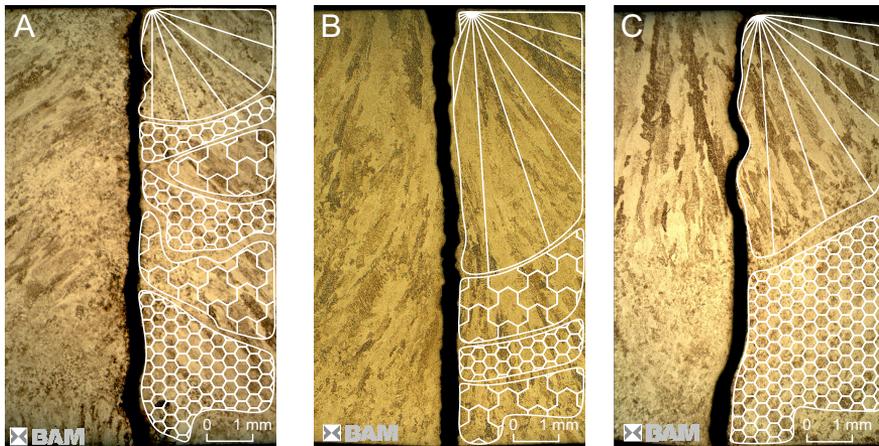
Gefügecharakterisierung:

- A) 25 % Decklagengefüge
50 % Feinkorn
25 % Grobkorn und nicht umgekörntes Schweißgut
- B) 55 % Decklagengefüge
15 % Feinkorn
30 % Grobkorn und nicht umgekörntes Schweißgut
- C) 50 % Decklagengefüge
50 % Feinkorn
-- % Grobkorn und nicht umgekörntes Schweißgut

Abbildung 4.23: Kerbschlagarbeit KV_2 in J des Schweißgutes im geschweißten Zustand in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Prüftemperatur: RT, Charakterisierung des Gefüges im Kerbbereich, die grau markierten Versuchsreihen beeinflussen maßgeblich die Regressionsanalyse

grau markierten Versuchsreihen, basiert. Der Mittelwert der Kerbschlagarbeit über alle Versuche beträgt $KV_2 = (17 \pm 11)$ J und liegt damit auf dem Niveau der Ergebnisse aus den 50-mm-Blechen. Demnach liegen lediglich die Kerbschlagarbeiten der Versuchsreihe C außerhalb des Streubandes, sodass nicht ohne weiteres von einem signifikanten Einfluss der Streckenenergie auf die Kerbschlagarbeit des Schweißgutes ausgegangen werden kann. Es wird vielmehr angenommen, dass nicht die Streckenenergie sondern die Gefügezusammensetzung im Kerbbereich¹, d. h. letztlich die Lage der Kerbschlagbiegeproben im Mehrlagenschweißgut, die Kerbschlagarbeiten der Versuchsreihe C positiv beeinflusst haben. Den Einfluss der Kerblage im Mehrlagenschweißgut dokumentieren auch [123, 126, 200, 201]. Eine Gefügecharakterisierung der Proben A–C findet sich in *Abbildung 4.23*.

Zur Klärung der Ursache für die abweichenden Kerbschlagarbeiten der Versuchsreihe C, wurden die Kerbschlagbiegeproben ausgewählter Versuchsreihen metallographisch untersucht und die Mikrohärteverteilung im Kerbbereich ermittelt. Dabei konnte festgestellt werden, dass alle entnommenen Kerbschlagbiegeproben einen unterschiedlich großen Anteil an nicht umgekörrtem Schweißgut der Decklage (nuSG) aufweisen. Die Diskussion der Ergebnisse erfolgt exemplarisch anhand der mit A–C in *Abbildung 4.23* gekennzeichneten Versuchsreihen. Die Reihen B und C wurden wegen des bereits unter *Abschnitt 4.2.3* beschriebenen großen Anteils an nuSG am Prüfbereich der Kerbschlagbiegeproben, die Reihe A in Hinblick auf die Ergebnisse der wärmebehandelten Proben, ausgewählt. *Abbildung 4.24* zeigt die Detailaufnahmen des Bruchbereichs² der Kerbschlagbiegeproben.



-  nicht umgekörrtes Schweißgut (nuSG)
-  Feinkornzonen mit vollständiger und unvollständiger Kornfeinung und Überschneidungsbereiche der Anlasszonen (FK)
-  Grobkornzonen und nicht umgekörrtes Schweißgut (GK + nuSG)

Abbildung 4.24: Detailaufnahmen des Bruchbereichs der Kerbschlagbiegeproben (ohne PWHT), $E = 20$ kJ/cm (A), $E = 35$ kJ/cm (B), $E = 50$ kJ/cm (C)

1 Decklageneinfluss, Überschneidungsbereiche des Mehrlagenschweißgutes.

2 Kerbbereich.

Wie bereits, zuvor in den Übersichtsaufnahmen in *Abbildung 4.15*, zeichnet sich auch in den Detailaufnahmen die Schweißnahtstruktur eindeutig ab. Zusätzlich wurden die unterschiedlichen Strukturen im Schweißnahtgefüge markiert und die prozentuale Gefügezusammensetzung im Prüfbereich der Kerbschlagbiegeproben anhand der relativen Flächenanteile abgeschätzt (vgl. *Abbildung 4.23* und *Abbildung 4.24*). Der Kerbbereich der Versuchsreihe A besteht im oberen Viertel aus nuSG, gefolgt von mehreren kleinen Schweißraupen. Die Kerbe liegt somit unmittelbar im Überschneidungsbereich mehrerer Anlasszonen mit feinkörniger Struktur (FK). Die obere Hälfte des Prüfbereichs der Kerbschlagbiegeproben aus Versuchsreihe B liegt dagegen im nicht umgekörrnten, stengelkristallitischen Gefüge der Decklage (nuSG), gefolgt von einem Anlassbereich mit Grob- und Feinkornzone (GK + FK) sowie dem Gefüge der nächsten Schweißraupe (nuSG). Der Prüfbereich der Proben aus Versuchsreihe C liegt mit der oberen Hälfte ebenfalls im Bereich der Decklage, der untere Teil liegt im mehrfach umgekörrnten, feinkörnigen Gefüge (FK), sich überschneidender Anlasszonen in der Schweißnahtmitte¹.

Abbildung 4.25 zeigt die Ergebnisse der Mikrohärtemessung als Konturdiagramm. Der obere Bereich von Probe A liegt in der Feinkorn- bzw. Erweichungszone der letzten Schweißraupe mit Härtewerten von 200 HV 0,5–290 HV 0,5. Im restlichen Prüfbereich der Probe wechseln sich schmale Bänder unterschiedlicher Härte ab. Die höchsten Härtewerte finden sich, wie bereits unter *Abschnitt 4.1.2* beschrieben, in den Grobkornzonen der Anlassbereiche des Mehrlagenschweißgutes und erreichen bis zu 380 HV 0,5. In Probe B zeichnet sich auch in den Härtemessungen deutlich der Decklageneinfluss ab. Die obere Hälfte des Prüfbereichs besteht aus nicht umgekörrntem Schweißgut mit einer sehr homogenen Härteverteilung von ca. 290 HV 0,5–310 HV 0,5. Daran schließt sich ein breiteres grobkörniges Band erhöhter Härte (300 HV 0,5–330 HV 0,5), gefolgt von einer schmalen Erweichungszone mit Härten zwischen 270 HV 0,5–290 HV 0,5 an. Im unteren Teil der Prüffläche ist ein sehr schmaler Streifen nicht umgekörrnten Schweißgutes der vorangegangenen Raupe und der Beginn der sich anschließenden Grobkornzone zu erkennen (320 HV 0,5–370 HV 0,5). Die obere Hälfte des Prüfbereichs von Probe C liegt ebenfalls im nuSG der Decklage und weist aufgrund der langsamen Abkühlung, ohne nochmaliges Anlassen, sehr niedrige Härtewerte zwischen 200 HV 0,5–300 HV 0,5 auf. Im unteren Teil des Prüfbereiches, wo sich die Anlasszonen der einzelnen Schweißraupen überschneiden, sind im Gegensatz zu Probe B keine ausgeprägten Grobkornzonen erkennbar und die maximale Härte erreicht ca. 330 HV 0,5.

Die qualitative Beurteilung der Härtemessungen bestätigt sich durch die statistische Auswertung der Messwerte. Wie den Diagrammen in *Abbildung 4.26* zu entnehmen ist, entspricht die relative Häufigkeit der Härtewerte den im Prüfbereich vorliegenden Gefügestrukturen. Dies führt in Probe A, aufgrund der vielen Anlasszonen, zu einem relativ hohen Gefügeanteil mit Härten ≥ 325 HV 0,5. In Probe B und C führt der große Anteil an Decklagengefüge dazu, dass der Gefügeanteil mit Härten von über 325 HV 0,5 sinkt und bis zu 84 % des Gefüges Härtewerte von 275 HV 0,5–325 HV 0,5 aufweisen. Der mit vier Prozent geringste Gefügeanteil mit Härtewerten von ≥ 325 HV 0,5 findet sich in Probe C. Gleichzeitig liegt hier infolge der sich überschneidenden Anlasszonen der größte Gefügeanteil mit einer Härte zwischen 225 HV 0,5–275 HV 0,5 vor.

Übereinstimmend mit der Literatur, vgl. [123, 126, 200–202], lässt sich aus den Gefügeuntersuchungen, den Härtemessungen und Kerbschlagbiegeversuchen für das Schweißgut im geschweißten Zustand ein Einfluss der Kerblage auf die Kerbschlagarbeit ableiten. Vor allem bei den Versuchsreihen B und C erhöht sich die Kerbschlagarbeit infolge des hohen Anteils an Decklagengefüge und

¹ Im Schnittbereich der Schweißraupen überlagern sich die Anlassbereiche und es entstehen Zonen mit einer feinkörnigen Struktur, vgl. *Abbildung 4.15*, Teilbild (a), (f), (g).

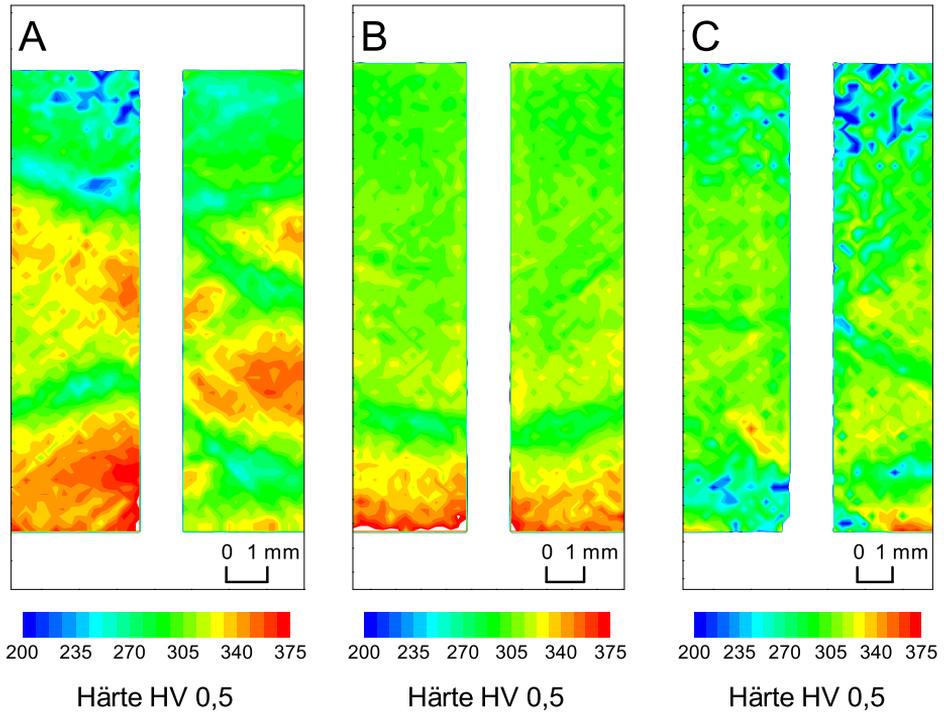


Abbildung 4.25: Mikrohärtte HV 0,5 (UCI) des Bruchbereichs der Kerbschlagbiegeproben (ohne PWHT), $E = 20 \text{ kJ/cm}$ (A), $E = 35 \text{ kJ/cm}$ (B), $E = 50 \text{ kJ/cm}$ (C)

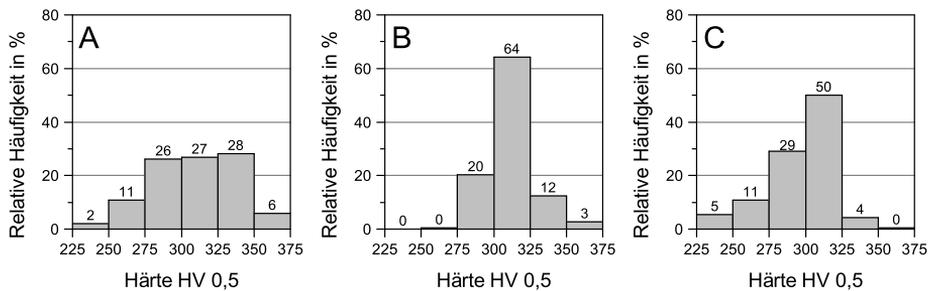


Abbildung 4.26: Relative Häufigkeit der Mikrohärtte HV 0,5 (UCI) des Bruchbereichs der Kerbschlagbiegeproben (ohne PWHT), $E = 20 \text{ kJ/cm}$ (A), $E = 35 \text{ kJ/cm}$ (B), $E = 50 \text{ kJ/cm}$ (C)

dem daraus resultierenden geringeren Gefügeanteil hoher Härte. Verstärkt wird dieser Effekt, in Versuchsreihe C dadurch, dass die Kerbe im Bereich der sich überschneidenden Anlasszonen liegt. Es ist ersichtlich, dass der Anteil an nicht umgekörnnten Schweißgut der Decklage und die Lage des Prüfbereichs der Kerbschlagbiegeproben einen Einfluss auf die Härteverteilung und damit auf die Kerbschlagarbeit im geschweißten Zustand haben, welcher in weiterführenden Untersuchungen¹ zu berücksichtigen ist.

Abbildung 4.27 zeigt die Kerbschlagarbeit des Schweißgutes in Abhängigkeit von der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur im Anschluss an die Wärmenachbehandlung bei 705 °C. Infolge der Homogenisierung und Absenkung der Härtewerte durch das PWHT liegen die Kerbschlagarbeiten im untersuchten Parameterfenster, unabhängig von der Wärmeführung, ebenfalls auf einem Niveau. Gemittelt über alle Versuchsreihen erreicht das Schweißgut nach dem PWHT eine Kerbschlagarbeit von (176 ± 26) J bei Raumtemperatur. Ein signifikanter Einfluss von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf das Arbeitsvermögen des Schweißgutes ist auch nach dem PWHT nicht nachweisbar. Auffällig ist jedoch die hohe Kerbschlagarbeit der Versuchsreihen, die mit einer Streckenenergie von 25 kJ/cm bzw. 50 kJ/cm geschweißt wurden (vgl. *Abbildung 4.27*, grau markierte Versuchsreihen). Bei diesen Versuchsreihen, liegt der Prüfbereich der Kerbschlagbiegeproben im Überschneidungsbereich der Anlasszonen und weist infolgedessen ein sehr feinkörniges Gefüge auf, was sich übereinstimmend mit der Literatur positiv auf die mechanischen Eigenschaften des Mehrlagenschweißgutes auswirkt, vgl. [12, 203–205].

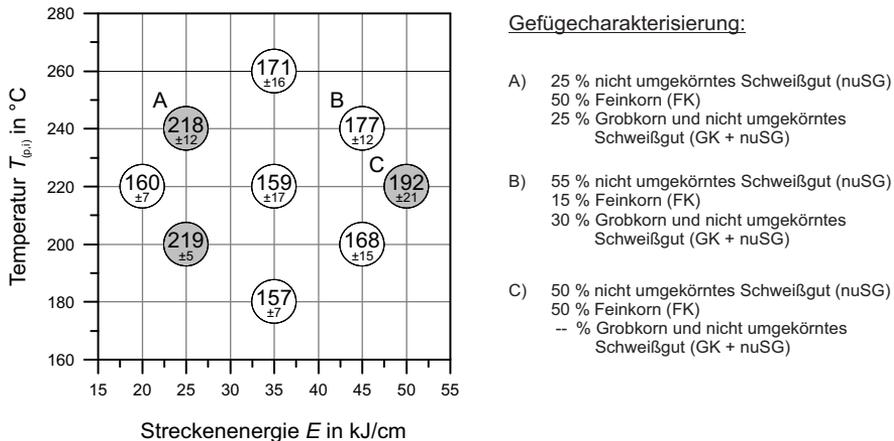


Abbildung 4.27: Kerbschlagarbeit KV_2 in J des Schweißgutes nach dem PWHT in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Charakterisierung des Gefüges im Kerbbereich, grau markierte Versuchsreihen: Kerblage im Überschneidungsbereich der Anlasszonen

Im Gegensatz zum nicht wärmebehandelten Schweißgut² bestimmt die Gefügezusammensetzung im Kerbbereich die Höhe der erreichbaren Kerbschlagarbeit nach dem PWHT. Bei nahezu homogener Härteverteilung im Bereich von (213 ± 6) HV5 hat dies zur Folge, dass in den Versuchsreihen die im Bereich sich überschneidender Anlasszonen liegen, Kerbschlagarbeiten von bis zu (219 ± 5) J erreicht werden (vgl. *Abbildung 4.19*, Teilbild (a), (f), (g)). In Versuchsreihe C

¹ Evtl. Anpassung der Blechdicke sowie Festlegung der Kerblage an Hand von Querschliften.

² Im Schweißzustand (engl.: as welded).

wirkt das stark gerichtete, stengelkristallitische Decklagengefüge der positiven Wirkung der feinkörnigen Anlasszonen entgegen und die Kerbschlagarbeit sinkt auf (192 ± 21) J. Die Prüfbereiche der anderen Versuchsreihen liegen außerhalb der Feinkornzonen und weisen untereinander eine ähnliche Gefügestruktur auf, was die Reduzierung der Kerbschlagarbeit auf ein einheitliches Niveau von (165 ± 8) J zur Folge hat (vgl. *Abbildung 4.19*, Teilbild (b), (d), (e), (h)). Die differente Gefügestruktur, insbesondere der Decklageneinfluss, der 20-mm-Proben¹ gegenüber den 50-mm-Referenzprüfnähten, hat eine um ca. 25 J niedrigere Kerbschlagarbeit zur Folge. Während im geschweißten Zustand das Arbeitsvermögen des Schweißgutes vor allem auf die Härteverteilung im Prüfbereich zurückzuführen ist, bestimmt die Kerblage maßgeblich die Kerbschlagarbeit der wärmebehandelten Proben.

Die Ergebnisse zeigen, dass sowohl die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur als auch die Streckenenergie innerhalb des untersuchten Parameterfeldes weder einen signifikanten Einfluss auf die Kerbschlagzähigkeit des Schweißgutes im geschweißten noch im wärmebehandelten Zustand haben. Aufgrund des großen Einflusses der Gefügezusammensetzung im Kerbbereich ist es erforderlich die Kerblage individuell so festzulegen, dass sowohl der Einfluss durch das Decklagengefüge als auch durch die Überschneidungsbereiche der Anlasszonen ausgeschlossen werden können und die Proben eine möglichst vergleichbare Gefügezusammensetzung im Kerbbereich aufweisen.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass das Schweißgut im unbehandelten Zustand ein sehr geringes Arbeitsvermögen und eine sehr hohe Härte aufweist. Durch die Wärmenachbehandlung werden die geforderten Werkstoffeigenschaften eingestellt und schweißbedingte Eigenspannungen abgebaut [11, 12, 122, 204, 206]. Die Streckenenergie und die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur beeinflussen die $t_{8/5}$ -Zeit. Mit zunehmender $t_{8/5}$ -Zeit ist eine leichte Reduzierung der Härte des Grundwerkstoffes und des Schweißgutes zu beobachten. Ein signifikanter Effekt der Wärmeführung auf die Kerbschlagarbeit des Schweißgutes im geschweißten und im wärmebehandelten Zustand konnte nicht festgestellt werden. Großen Einfluss auf die Kerbschlagarbeit hat jedoch die Kerblage. So führt vor allem ein großer Feinkornanteil, wie er in den Überschneidungsbereichen der Anlasszonen vorliegt, zu sehr hohen Kerbschlagarbeiten. Auch aus den Ergebnissen der Versuchsreihen mit vergleichbarer Kerblage lässt sich innerhalb des untersuchten Parameterfeldes kein Einfluss der Wärmeführung nachweisen. Während der Wärmenachbehandlung der freischrumpfend geschweißten Proben traten keine Spannungsrelaxationsrisse auf.

4.2.5 Einfluss der Wärmeführung auf die Relaxationsversprödung im Gleeble[®]-Zugversuch bei geringer Dehnrage

An Hand von Gleeble[®]-Zugversuchen bei geringer Dehnrage², sollte überprüft werden, in wieweit sich mit Hilfe des RHC-Tests nach Chauvy und Pillot [18–20] ein Effekt der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur oder der Streckenenergie auf die Empfindlichkeit des Schweißgutes gegenüber SRR nachweisen lässt. Hierzu wurden aus allen 20-mm-Prüfnähten je zwei Schweißgutproben entnommen. Die Prüftemperatur wurde, basierend auf den Ergebnissen der Schweißgutqualifikation (vgl. *Abschnitt 4.1.4*), auf 625 °C festgelegt, was dem Temperaturbereich der geringsten Brucheinschnürung entspricht. Wie jedoch den *Abbildungen 4.28 und 4.29* zu entnehmen ist, konnte weder ein signifikanter Effekt der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur noch der Streckenenergie auf die mechanischen Kennwerte des Schweißgutes bei 625 °C nachgewiesen werden. Die

1 Unter Vernachlässigung der grau hinterlegten Proben, mit Kerblage im Bereich sich überschneidender Anlasszonen.

2 Zur Simulation der Belastungen und thermisch aktivierten Vorgänge während des PWHT mit Hilfe eines Kriechversuches.

Messwerte liegen innerhalb des im Rahmen der Schweißgutqualifikation ermittelten Streubandes (vgl. Abschnitt 4.1.4) und sind in Tabelle 4.2 zusammengefasst.

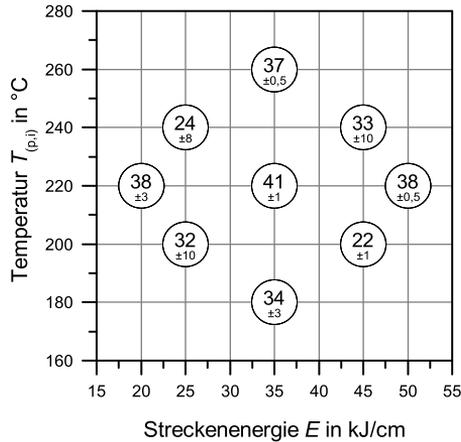


Abbildung 4.28: Bruchdehnung Z in % im Gleeble[®]-Zugversuch bei 625 °C in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur

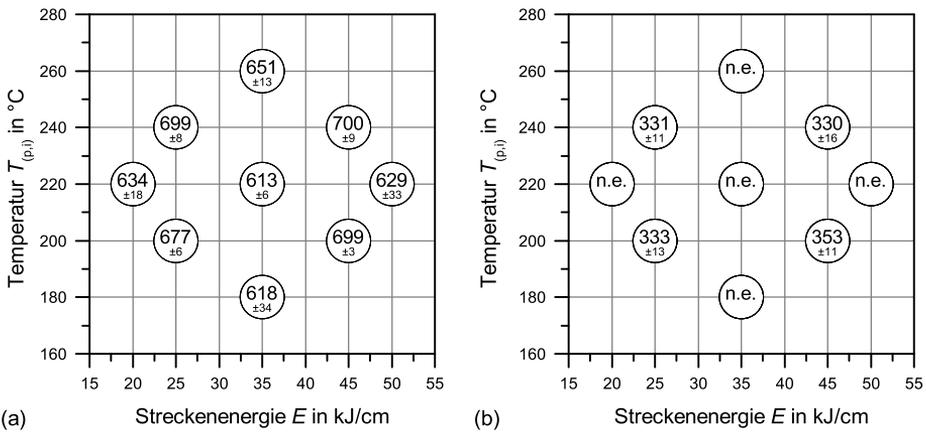


Abbildung 4.29: Mittlere Zugfestigkeit R_m in MPa (a) und Härte HV5 (b) im Gleeble[®]-Zugversuch bei 625 °C in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur

Tabelle 4.2: mechanische Kennwerte des Schweißgutes bei 625 °C (Gleeble[®]-Zugversuch), gemittelte Messwerte aus den 20-mm-Prüfnähten

| Prüftemperatur in °C | Bruchdehnung in % | Zugfestigkeit in MPa | Härte HV 5 ^a |
|----------------------|-------------------|----------------------|-------------------------|
| 625 | 33 ± 6 | 654 ± 37 | 337 ± 11 |

^a Mittelwert aus den Eckpunkten des Versuchsplans

Es kann festgestellt werden, dass der von Chauvy und Pillot [18–20] entwickelte RHC-Test zwar geeignet ist, chargenabhängige Unterschiede hinsichtlich des Risikos von Spannungsrelaxationsrissen im Schweißgut aufzuzeigen, um einen Effekt der Wärmeführung auf die Relaxationsversprödung

nachzuweisen, reichen alleinige Analysen im kritischen Temperaturbereich jedoch nicht aus. Inwiefern der RHC-Test grundsätzlich dazu geeignet, ist den Einfluss der Wärmeführung auf die Relaxationsversprödung nachzuweisen, bedarf weiterer Untersuchungen. Hierzu bietet es sich an, die Gleeble[®]-Versuche, entsprechend Chauvy und Pillot [18–20], auf einen breiten Temperaturbereich auszudehnen und zu prüfen, ob sich eine Verschiebung der Brucheinschnürung als Bewertungskriterium nutzen lässt.

4.3 Einfluss der Wärmeführung auf das Umwandlungsverhalten des Schweißgutes

Beim Schweißen niedriglegierter Stähle beeinflusst die Wärmeführung maßgeblich das Umwandlungsverhalten des Schweißnahtgefüges¹. Ein wichtiges Maß ist hierbei die $t_{8/5}$ -Zeit, die sich sowohl über die Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur als auch über die Schweißprozessparameter einstellen lässt. Ein geeignetes Werkzeug zur Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens stellt das Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild dar. ZTU-Schaubilder für Behälterbaustähle sind in der Literatur [38, 120, 207] nur bedingt oder nur für den Grundwerkstoff verfügbar und lassen sich aufgrund der abweichenden Legierungszusammensetzung nicht ohne Weiteres auf das Schweißgut übertragen. Da die kommerzielle Erstellung eines Schweiß-ZTU-Schaubildes sehr zeit- und kostenintensiv ist, wurden für die Untersuchung des Umwandlungsverhaltens die beim Schweißen aufgenommenen Temperaturmessdaten mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse (SS-DTA) analysiert. Die hohe Anzahl an Messwerten und die Variation der $t_{8/5}$ -Zeit ermöglichen die Erstellung eines präzisen Schweiß-ZTU-Schaubildes und spiegeln die Anwendbarkeit und Reproduzierbarkeit des Verfahrens wider.

4.3.1 Einsensor-Differenz-Thermoanalyse

Mit Hilfe der unter *Abschnitt 3.2.6* beschrieben, skriptunterstützten Auswertung wurde die SS-DTA erstmalig auf Temperaturmessdaten aus UP-Schweißversuchen angewendet. Zur Untersuchung der Martensit- und Austenitbildung erfolgten zusätzliche Messungen an offenbeheizten Kleinproben und während WIG-Wiederaufschmelzschweißversuchen².

4.3.1.1 Bestimmung der Bainit- und Martensitumwandlungstemperaturen

Ausgewählte Ergebnisse der SS-DTA zur Bestimmung der Bainit- und Martensitumwandlungstemperaturen finden sich in den *Abbildungen 4.30 bis 4.32*. Dargestellt ist jeweils die gemessene Temperatur und der analytische Referenzverlauf. Bereits in der Messkurve ist der Beginn der Bainitumwandlung durch die Änderung der Steigung³ klar erkennbar. Eine genaue Bestimmung der Bainitstart- und Bainitendtemperatur (B_s und B_f) beziehungsweise die Lokalisierung der Martensitumwandlung (M_s und M_f) erlaubt dies jedoch nicht. Durch Differenzbildung mit der Referenzkurve lassen sich die Umwandlungstemperaturen in einem schmalen Temperaturbereich von ± 10 °C bestimmen. Die gemessene Temperatur als Funktion der berechnete Temperaturdifferenz im Bereich

1 Schweißgut und WEZ des Grundwerkstoffs.

2 WIG: Wolfram-Inertgasschweißen, engl.: Gas Tungsten Arc Welding (GTAW).

3 Die Bainitumwandlung ist ein exothermer Prozess. Dadurch nimmt die Steigung der Messkurve ab (Reduzierung der Abkühlgeschwindigkeit).

der Phasenumwandlung ist zusätzlich vergrößert dargestellt (vgl. *Abbildung 4.30*, Teildiagramm oben rechts).

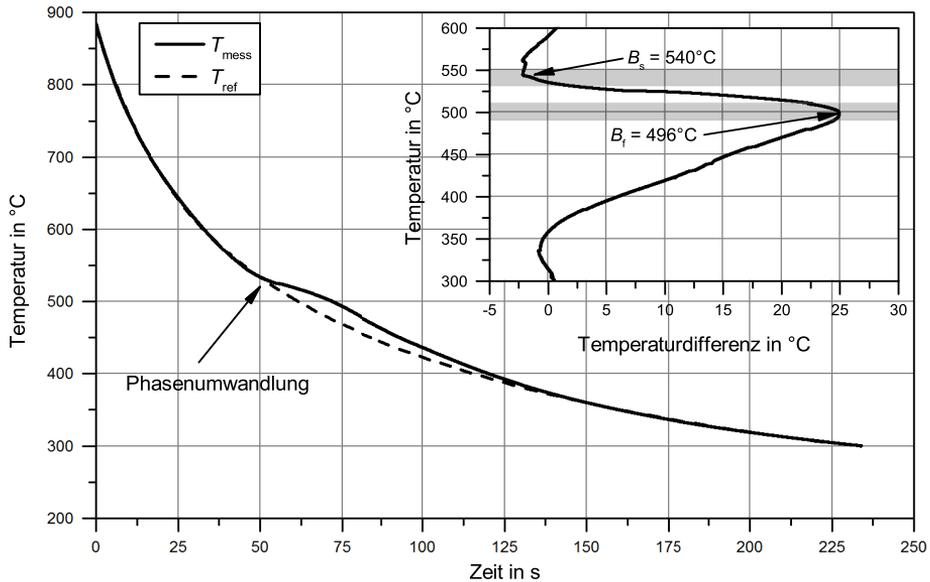


Abbildung 4.30: Ermittlung der B_s - und B_f -Temperatur des Schweißgutes mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse (SS-DTA), Zentralpunktversuch, frei schrumpfend, $t_{8/5}$ -Zeit = 65,9 s, gemessene Temperatur und Referenzkurve als Funktion der Zeit, Teilbild mit der Temperaturdifferenz

Bei der Auswertung der Schweißversuche zeigt sich die einsetzende Bainitumwandlung (B_s) anhand einer abrupten Änderung der berechneten Differenztemperatur. Das Ende der Bainitumwandlung (B_f) wird nach Alexandrov und Lippold [186] mit dem Erreichen der maximalen Temperaturdifferenz gleichgesetzt. Die Umwandlungspunkte sind mit einem Streuband sowie der mittleren Umwandlungstemperatur gekennzeichnet, wie das Teildiagramm in *Abbildung 4.30* verdeutlicht. Je nach Abkühlgeschwindigkeit ist die umwandlungsbedingte Temperaturänderung unterschiedlich stark ausgeprägt, führt jedoch stets zu einer plötzlichen Änderung der berechneten Temperaturdifferenz.

Bei ausreichender Unterkühlung des Schweißgutes, d. h. $t_{8/5}$ -Zeiten unterhalb von 30 s, konnte neben der Bainitumwandlung durch eine zusätzliche SS-DTA, im Temperaturbereich von 500 °C–300 °C, auch die Martensitumwandlung detektiert werden. Wie der *Abbildung 4.31*, Diagramm (b) zu entnehmen ist, äußern sich Beginn und Ende der Martensitumwandlung ebenfalls durch die plötzliche Änderung der Temperaturdifferenz, sie sind bei den Schweißversuchen jedoch weniger ausgeprägt. Auch bei längeren $t_{8/5}$ -Zeiten ist im Temperaturbereich der Martensitumwandlung noch immer eine leichte Veränderung der Temperaturdifferenz wahrzunehmen, diese wird aufgrund der geringen Signalstärke aber nicht bei der Auswertung berücksichtigt, vgl. *Abbildung 4.31* (c) und (d). Durch zusätzliche Ofenexperimente an kleinen Schweißgutproben konnte das Umwandlungsverhalten bei Abschreckung in unterschiedlichen Medien und sehr langsamer Abkühlung¹ untersucht werden. Bei der Abschreckung in Öl wandelt das Schweißgut sowohl in Bainit als auch

¹ Abkühlung im abgeschalteten Ofen über mehr als acht Stunden.

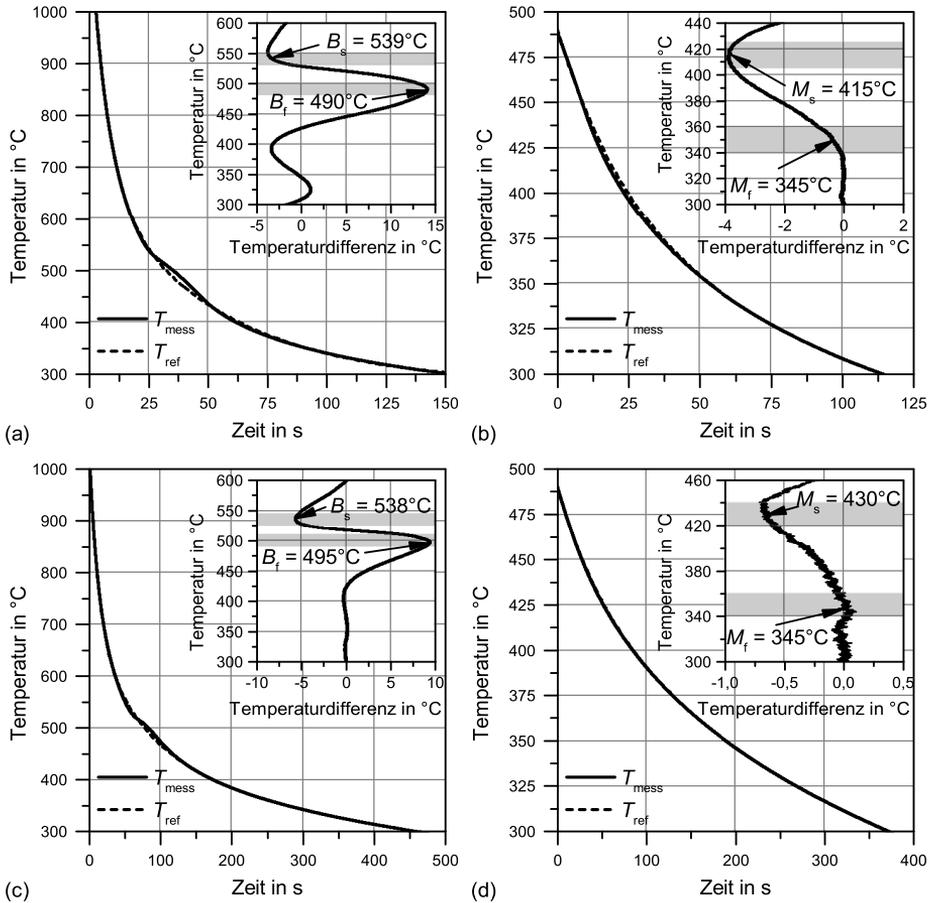


Abbildung 4.31: Ermittlung der Bainit- und Martensitumwandlungstemperaturen aus Schweißversuchsdaten, Bainitumwandlung (a), Martensitumwandlung (b): bei schneller Abkühlung, $t_{8/5}$ -Zeit = 28 s, Bainitumwandlung (c), Martensitumwandlung (d): bei langsamer Abkühlung, $t_{8/5}$ -Zeit = 80 s, gemessene Temperatur und Referenzkurve als Funktion der Zeit, Teilbild mit der Temperaturdifferenz

in Martensit um, wobei nun aufgrund der primär stattfindenden Martensitumwandlung die Änderung der Temperaturdifferenz stärker ausgeprägt ist als bei der Bainitumwandlung, vgl. *Abbildung 4.32* (b). Die B_s - und B_f -Temperatur sinkt mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit um ca. $10^\circ\text{C} - 15^\circ\text{C}$. Bei der Abkühlung an Luft ist keine Martensitumwandlung mehr zu beobachten und auch die Bainitumwandlung wird unterdrückt, wenn die Probe über einen Zeitraum von 24 h im Ofen abkühlt. Die dabei stattfindende ferritische Umwandlung lässt sich jedoch nicht mehr mittels SS-DTA detektieren.

4.3.1.2 Austenitbildung während der Aufheizphase

Mit Hilfe der SS-DTA war es auch möglich, die Austenitbildung zu erfassen. Allerdings ist hierzu die Verwendung von Schweißtemperaturdaten nicht möglich, da das Eintauchen des Thermoelementes in die flüssige Schmelze einen Temperatursprung zur Folge hat und keine auswertbaren

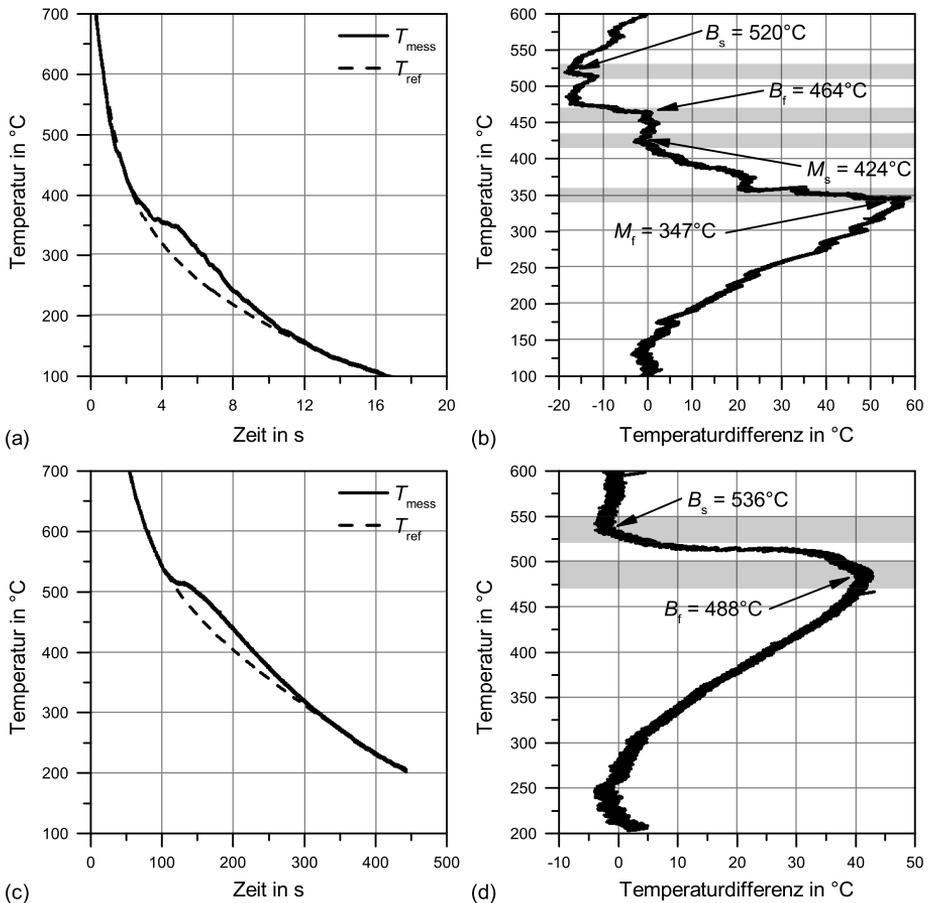


Abbildung 4.32: Ermittlung der Bainit- und Martensitumwandlungstemperaturen aus Ofenversuchsdaten, Diagramm (a), Detail (b): bei sehr schneller Abkühlung, $t_{8/5}$ -Zeit = 1,4 s, Diagramm (c), Detail (d): bei langsame Abkühlung, $t_{8/5}$ -Zeit = 111 s, gemessene Temperatur und Referenzkurve als Funktion der Zeit, Teilbild mit der Temperaturdifferenz

Messwerte für die Aufheizphase liefert. Aus diesem Grund wurden für die Bestimmung der Austenitisierungstemperaturen die Messdaten aus den Ofenexperimenten verwendet, bei denen die Proben kontinuierlich aufgeheizt wurden. *Abbildung 4.33* zeigt exemplarisch die Auswertung der Aufheizkurve zur Bestimmung der Austenitisierungstemperaturen.

Wie aus der Detaildarstellung (b) hervorgeht, lässt sich die A_{c1} -Temperatur nicht exakt eingrenzen, da die Temperaturänderung während des Aufheizens aufgrund der Ofencharakteristik weniger stark ausgeprägt ist als bei der Abkühlung in Öl oder Wasser. Das Ende der Austenitbildung zeichnet sich hingegen als deutliche Änderung in der Temperaturdifferenz ab und wurde mit A_{c3} gleichgesetzt. Gemittelt über die ausgewerteten Versuche¹ liegt A_{c1} im Bereich von $(750 \pm 20)^\circ\text{C}$ und A_{c3} bei $(911 \pm 6)^\circ\text{C}$.

¹ Die Auswertung erfolgte auf Grundlage von drei Temperaturmessungen an unterschiedlichen Schweißgutproben.

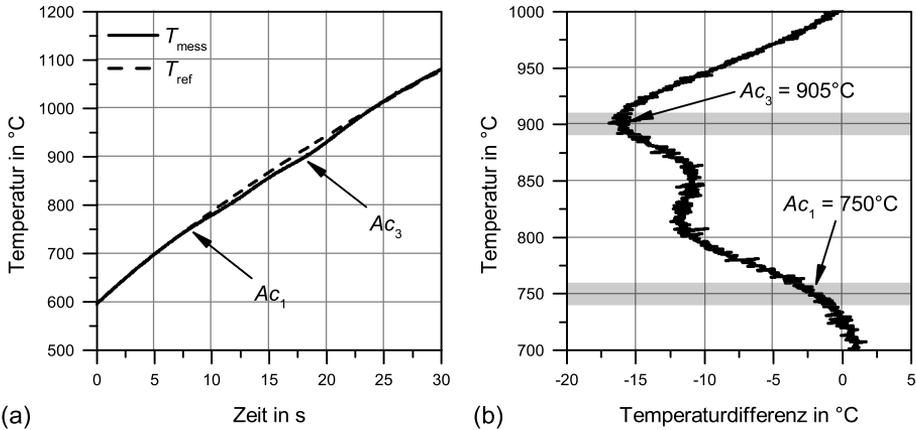


Abbildung 4.33: Ermittlung der Austenitisierungstemperatur im Ofenexperiment mittels SS-DTA, gemessene Temperatur und Referenzkurve als Funktion der Zeit (a), Temperaturdifferenz als Funktion der gemessenen Temperatur (b)

4.3.2 Einsatz der SS-DTA zur Erstellung eines Schweiß-ZTU-Schaubilds

Basierend auf den Ergebnissen aus über 90 Thermoanalysen konnte das in *Abbildung 4.34* dargestellte Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild erstellt werden. Durch die Verwendung von Temperaturmessdaten aus „realen“ UP-Schweißversuchen war es möglich, ein Schweiß-ZTU-Schaubild¹ zu entwickeln.

Dargestellt sind neben den gemessenen und bei 1000 °C beginnenden Abkühlkurven, die Bainit- und Martensitumwandlungstemperaturen, die Austenitisierungstemperaturen sowie die Härten ausgewählter Proben. Wie klar zu erkennen ist, sinken die B_s und B_f -Temperatur mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit leicht ab, währenddessen die M_s - und M_f -Temperaturen nahezu konstant verlaufen. Ab einer $t_{8/5}$ -Zeit von ≈ 35 s findet keine nachweisbare Martensitumwandlung mehr statt. Auffällig ist die geringere Härte der abgeschreckten Proben aus den Ofenexperimenten gegenüber den Schweißproben. Obwohl beim Abschrecken der Ofenproben, entsprechend SS-DTA, ein primär martensitisches Gefüge entsteht, liegt dessen Härte um ≈ 50 HV 5 unterhalb der Schweißproben. Zur Validierung der Ergebnisse aus der SS-DTA und zur qualitativen Gefügecharakterisierung wurden, von den im ZTU-Schaubild mit A* – D* gekennzeichneten Proben, Querschleiffe angefertigt und mit Nital präpariert, vgl. *Abbildungen 4.35 bis 4.38*. Während der relativ langen Aufheiz- und Haltezeit der Ofenproben gehen die Karbide nahezu vollständig in Lösung. Beim Abschrecken hingegen verbleiben die Karbide zwangsgelöst im Gitter und infolge der schnellen Abkühlung entsteht ein martensitisch-bainitisches Gefüge mit geringer Ausscheidungsichte, siehe *Abbildung 4.35*. Die Härte des abgeschreckten Gefüges ist niedriger als die des durch wiederholtes Anlassen ausscheidungsgehärteten, bainitischen Gefüges des Mehrlagenschweißgutes. Auch bei der langsamen Abkühlung der Ofenproben an Luft fehlt der Anlasseffekt, sodass die Härte des bainitischen Gefüges ebenfalls geringer ist als die des entsprechenden Mehrlagenschweißgutes (vgl. *Abbildung 4.36* und *4.38*). Während der sehr langsamen Abkühlung der Probe im ausgeschalteten Ofen wandelt das Schweißgut weder in Martensit noch in Bainit um und das resultierende

¹ Bezogen auf den Bereich mit $t_{8/5}$ -Zeiten von 28 s – 150 s, welche durch die UP-Schweißversuche abgedeckt wurden.

Gefüge besteht aus Ferrit mit ausgeschiedenen Karbiden, siehe *Abbildung 4.37*. Dies bestätigt sich durch die sehr geringe Härte des Gefüges von ≈ 148 HV 5. *Abbildung 4.39* zeigt eine Detaildarstellung der Bainit- und Martensitumwandlung des Schweißgutes als Funktion der $t_{8/5}$ -Zeit. Diese Darstellung ermöglicht die einfache und praxisgerechte Lesbarkeit des Schaubilds und gestattet die direkte Zuordnung des Gefüges zur $t_{8/5}$ -Zeit. Wird die $t_{8/5}$ -Zeit beispielsweise nach SEW 088 [199] berechnet, kann basierend auf den Schweißprozessparametern die sich einstellende Gefügestruktur des Mehrlagenschweißgutes abgeschätzt werden.

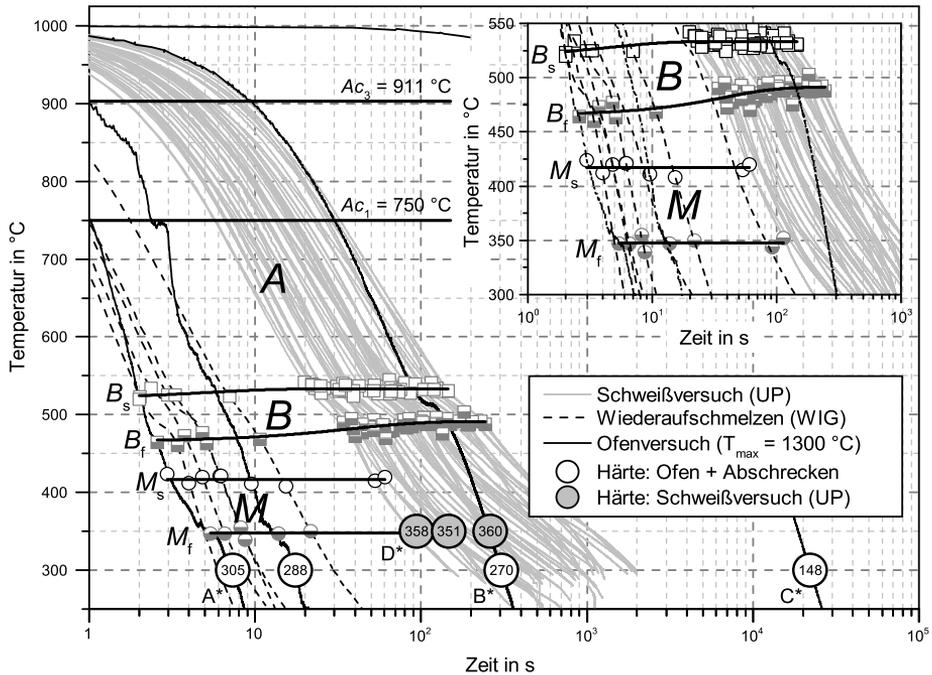


Abbildung 4.34: Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild basierend auf den Ergebnissen der SS-DTA, gemessene Temperatur als Funktion der Abkühlzeit ($t_0 = 1000$ °C), Punkte A*–D*: Querschliffe der Proben (vgl. *Abbildungen 4.35 bis 4.38*)

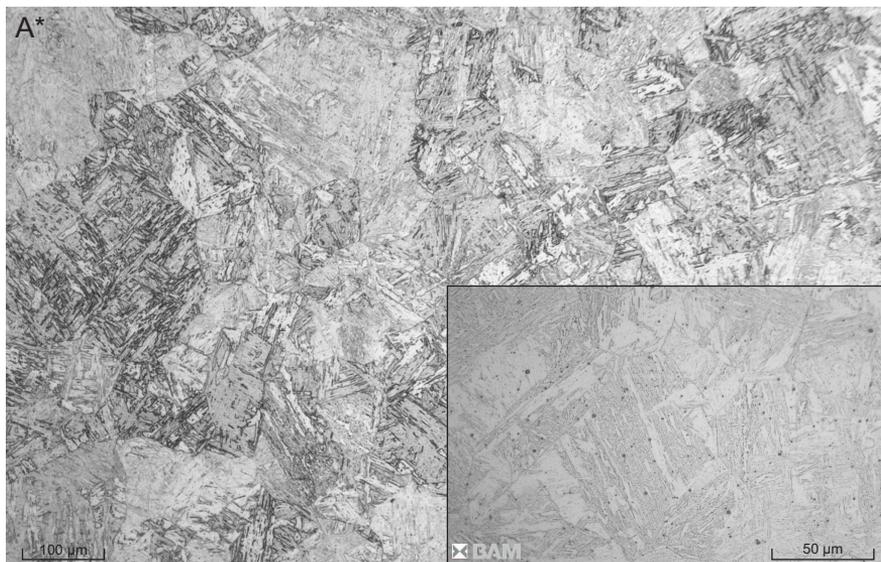


Abbildung 4.35: Übersichts- und Detailaufnahme des überwiegend martensitischen Gefüges, Ofenexperiment mit Abschreckung in Öl, $t_{8/5}$ -Zeit = 1,4 s



Abbildung 4.36: Übersichts- und Detailaufnahme des überwiegend bainitischen Gefüges, Ofenexperiment mit Abkühlung an Luft, $t_{8/5}$ -Zeit = 111 s

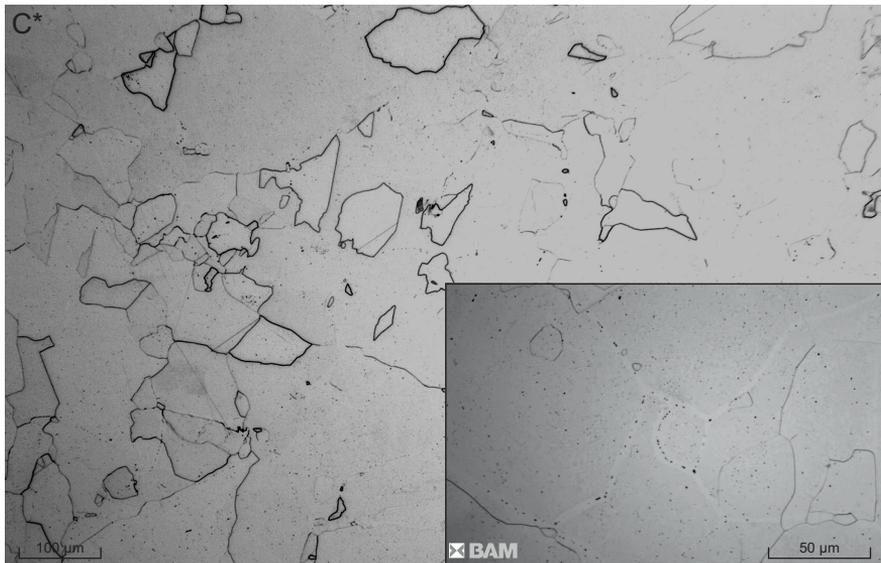


Abbildung 4.37: Übersichts- und Detailaufnahme des überwiegend ferritischen Gefüges, Ofenexperiment mit Ofenabkühlung über 24 Stunden, $t_{8/5}$ -Zeit = 2,3 h

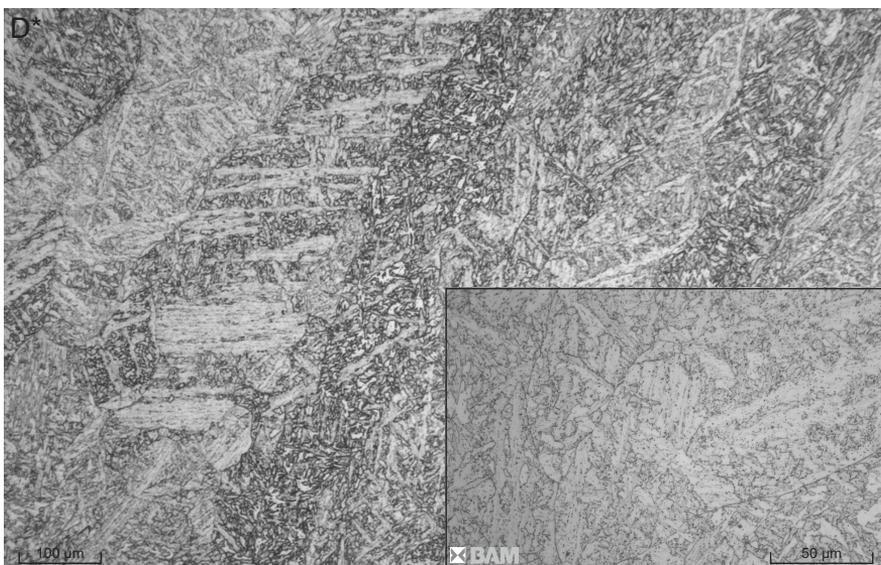


Abbildung 4.38: Übersichts- und Detailaufnahme des überwiegend bainitischen Gefüges mit hoher Ausscheidungsichte, Schweißversuch, $t_{8/5}$ -Zeit = 28 s – 32 s

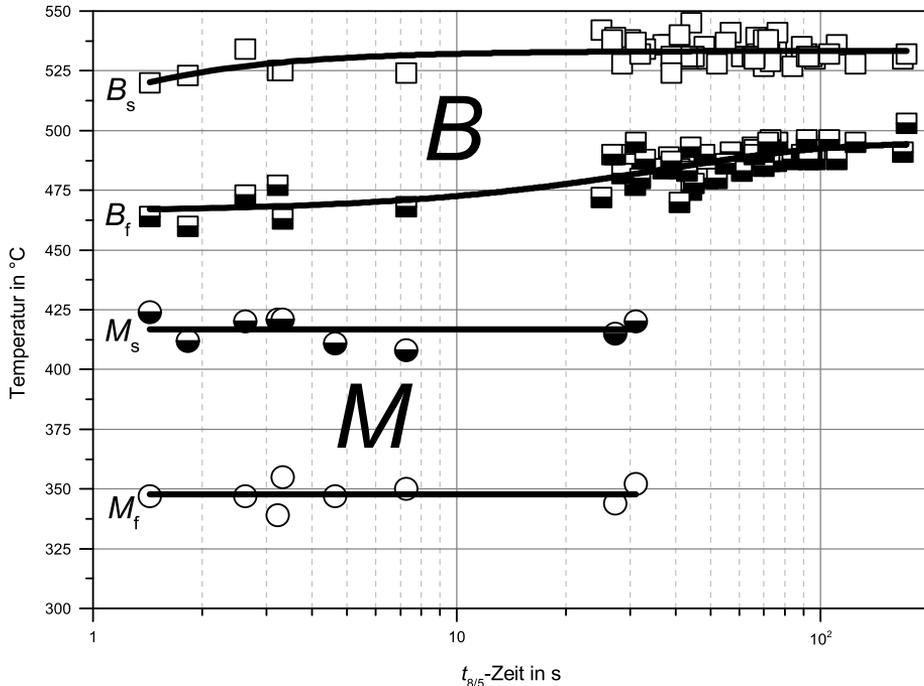


Abbildung 4.39: Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild basierend auf den Ergebnissen der SS-DTA, Umwandlungstemperatur als Funktion der $t_{8/5}$ -Zeit ($t_0 = 800\text{ °C}$)

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die Einsensor-Differential-Thermoanalyse erstmalig erfolgreich auf Temperaturmessdaten aus „realen“ UP-Schweißversuchen angewendet werden konnte. Mittels SS-DTA konnten die Bainit-, Martensit- und Austenitbildung analysiert und ein Schweiß-ZTU-Schaubild entwickelt werden. Gegenüber einem konventionellem ZTU-Schaubild bietet die Erstellung eines ZTU-Schaubilds durch Auswertung der Schweißtemperaturmessdaten viele Vorteile. Zunächst können die zumeist ohnehin zur Ermittlung der $t_{8/5}$ -Zeit aufgenommen Messdaten genutzt bzw. die Methode auf bereits vorhandenen Messdaten angewandt werden. Das so entwickelte ZTU-Schaubild repräsentiert das reale Umwandlungsverhalten des abgeschmolzenen Schweißgutes, insbesondere aber werden die Anlass- und Ausscheidungseffekte der ausgeführten Schweißnaht berücksichtigt. Die Vielzahl der durchgeführten Thermoanalysen und die geringe Streuung der ermittelten Umwandlungstemperaturen spiegeln die Robustheit der Methode wider. Dabei ist hervorzuheben, dass für eine qualitative Untersuchung des Umwandlungsverhaltens eines Schweißzusatzwerkstoffes einige wenige Schweißversuche unter Variation der Wärmeführung ausreichen, um das zulässige Parameterfenster abzudecken. Für die untersuchte Draht-Pulverkombination ist der Einfluss der Wärmeführung auf das Umwandlungsverhalten gering und nur bei zügiger Abkühlung kommt es in geringem Umfang zur Martensitbildung. Vergleiche mit ZTU-Schaubildern gleicher und ähnlicher Stähle¹ zeigen eine sehr gute qualitative Übereinstimmung (vgl. *Abbildung A.12* im Anhang A.12 auf Seite 224 sowie [38, 207–209]). *Tabelle 4.3* fasst die Ergebnisse der SS-DTA zusammen.

¹ Schweißgut: 13CrMoV9-10, Grundwerkstoff: 10CrMo9-10, 7CrMoVTiB10-10.

Tabelle 4.3: Ergebnisse der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse aus den Schweißversuchen, $t_{8/5}$ -Zeit = 25 s – 204 s

| Ac_1^a | Ac_3^a | B_s | B_f | M_s | M_f |
|-------------------------------|------------------------------|------------------------------|------------------------------|------------------------------|------------------------------|
| $(750 \pm 20) ^\circ\text{C}$ | $(911 \pm 6) ^\circ\text{C}$ | $(533 \pm 4) ^\circ\text{C}$ | $(488 \pm 7) ^\circ\text{C}$ | $(417 \pm 5) ^\circ\text{C}$ | $(348 \pm 5) ^\circ\text{C}$ |

^a im Ofenexperiment ermittelt

4.4 Schweißversuche unter definierter äußerer Schrumpfbehinderung

Zur wirklichkeitsnahen Simulation der komplexen Fertigungsschritte im petrochemischen Behälterbau wurde das Versuchsprogramm der frei schrumpfenden Kleinproben auf die 2-MN-Prüfanlage appliziert. Dies ermöglichte die Untersuchung der aus dem Fertigungsprozess resultierenden, von der Wärmeführung beeinflussten, multiaxialen Belastungen unter Berücksichtigung der konstruktiven Randbedingungen. Bei der anschließenden lokalen Wärmenachbehandlung wurde die Wärmeausdehnung der Probe kompensiert und die schweißbedingte Eigenbeanspruchung der Probe während der Aufheizphase beibehalten. Dies erlaubte neben der Onlinebeobachtung der Spannungsrelaxation, erstmalig, die in-situ-Detektion von Spannungsrelaxationsrissen mittels Schallemissionsmessung während der Wärmenachbehandlung. Aufgrund der Komplexität der Vorgänge während des Schweißens wird der Einfluss der Faktoren¹ der Wärmeführung auf die einzelnen Zielgrößen², zunächst anhand ausgewählter Versuche, exemplarisch, erläutert und abschließend mit Hilfe der statistischen Versuchsauswertung unter Anwendung der Regressionsanalyse bewertet. Die Bestimmung der Reaktionsspannungen erfordert die genaue Ermittlung des jeweiligen Nahtquerschnittes und ist durch die nachträgliche Auswertung von Querschliffen der Schweißnaht nur bedingt möglich. Die Reaktionsspannungen werden daher nur für den Gesamtnahtquerschnitt berechnet und für die nach dem Schweißen bzw. nach der Wärmenachbehandlung vorliegenden Verhältnisse angegeben.

4.4.1 Einfluss der Wärmeführung auf den Aufbau und das Gefüge der Schweißnaht

Abbildung 4.40 zeigt die Makroschliffe der unter definierter Einspannung geschweißten Prüfnähte in Abhängigkeit von der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur. Infolge der Wärmebehandlung ließen sich die Anlassbereiche nicht so deutlich kontrastieren wie im geschweißten Zustand und wurden aus diesem Grund mittels schwarzer Linien in den Makroschliffen gekennzeichnet.

Entsprechend den frei schrumpfend geschweißten Kleinproben werden der Nahtaufbau, die Gefügestruktur und die Ausprägung der Wärmeeinflusszone maßgeblich durch die Höhe der Streckenenergie bestimmt, vgl. *Abschnitt 4.2.1*. Die von den Kleinproben abweichende Schweißfolge und Anzahl der Schweißraupen resultiert aus der verwendeten Steifflankennahtvorbereitung³, welche der Realisierung einer fertigungsgerechten Schweißnahtgeometrie dient. In den Schweißversuchen, die mit einer Streckenenergie ≤ 25 kJ/cm geschweißt wurden (siehe *Abbildung 4.40* (a), (d), (g)), führt dies zu einer differentiellen Gefügestruktur im Prüfbereich der Kerbschlagbiegeproben des

1 Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur.

2 Abkühlzeiten, Reaktionskräfte, -momente, Kerbschlagarbeit.

3 Die Änderung der Nahtvorbereitung hat eine Reduzierung des Flankenwinkels von 10° auf 2° zur Folge.

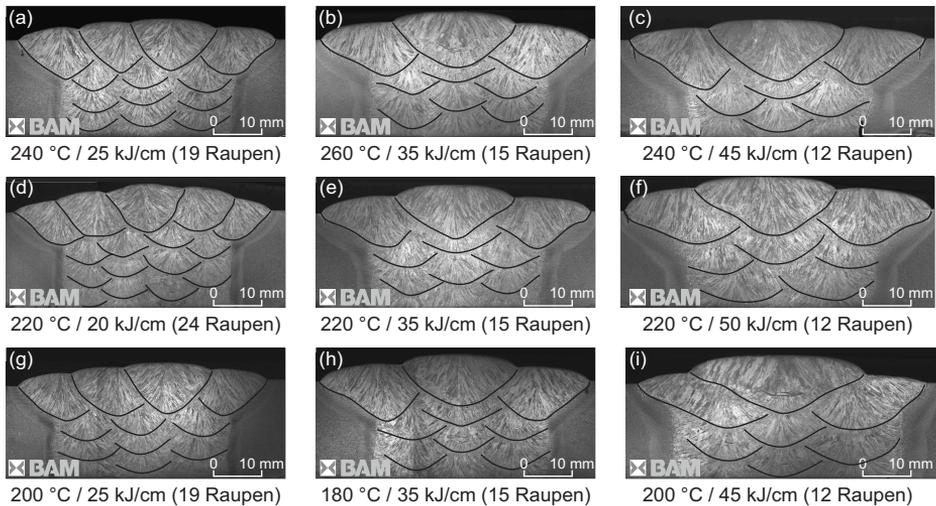


Abbildung 4.40: Schweißversuche unter definierter Einspannung: Übersichtsaufnahmen der Schweißverbindungen in Abhängigkeit von der Wärmeführung

Schweißgutes und ist bei der Bewertung der Kerbschlagbiegeversuche zu berücksichtigen. Bei den restlichen Versuchen wirkt sich die geänderte Nahtgeometrie nicht auf die Gefügestruktur aus.

4.4.2 Temperaturmessungen

Analog zu den Schweißversuchen unter freier Schrumpfung wurden auch bei den Einspannversuchen die $t_{8/5}$ -Zeiten erfasst. Über zusätzliche Thermolemente an der Probenoberfläche¹ wurde der Einfluss der Wärmeführung auf die Temperaturverteilung quer zur Schweißnaht analysiert. Die Temperaturdatenerfassung erfolgte zeitsynchron zur Aufzeichnung der Reaktionskräfte und -momente in der 2-MN-Prüfanlage.

4.4.2.1 Einfluss der Wärmeführung auf die $t_{8/5}$ -Zeit

Zur Bestimmung der $t_{8/5}$ -Zeiten wurden am Nahtanfang und -ende während des Schweißprozesses Thermolemente in die Schmelze eingetaucht. Da mit fortschreitendem Nahtaufbau die Messposition der Thermolemente sowohl in Nahtquer- als auch in Nahtdickenrichtung variiert, werden die Messergebnisse anhand der dokumentierten Positionen und der Querschleife den in *Abbildung 4.41* markierten Ebenen zugeordnet.

Grundlage für die Berechnung der $t_{8/5}$ -Zeiten sind die Messergebnisse am Nahtende². Die Darstellung der $t_{8/5}$ -Zeiten erfolgt in Abhängigkeit von der Messposition bzw. -ebenen und der Wärmeführung. Die Ergebnisse zeigen, dass die $t_{8/5}$ -Zeiten mit steigendem Energieeintrag zunehmen, sich jedoch mit zunehmender Nahtfüllung signifikant verkürzen. Während der Effekt des Energieeintrages auf die $t_{8/5}$ -Zeiten analog bei den frei schrumpfenden Proben zu beobachten ist, zeigen

¹ Siehe *Abbildung 3.16* in *Abschnitt 3.2.7.2*.

² Unbeeinflusst vom Schweißprozess.

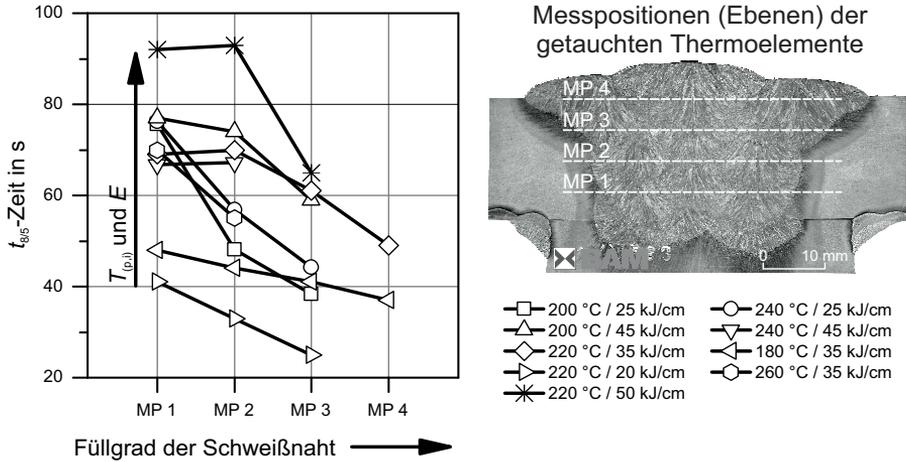


Abbildung 4.41: $t_{8/5}$ -Zeit in s in Abhängigkeit von der Messposition (Ebene) unter Variation von Streckenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Versuche unter Schrupfbehinderung

diese gegenüber der Messposition keine Abhängigkeit. Der Grund hierfür ist die unterschiedliche Wärmeableitung der Kleinproben gegenüber den Proben in der 2-MN-Prüfanlage. Die Kleinproben sind während des Schweißens auf dem Schweißstisch fixiert und haben vollflächig, über die 50 mm breite metallische Badstütze Kontakt zur Schweißstischoberfläche. Die Schweißwärme fließt, von Beginn an, über die Badsicherung und den Schweißstisch ab. Bei den Einspannversuchen hingegen kann die eingebrachte Schweißwärme lediglich über die rechte und linke Nahtflanke abfließen. In Abhängigkeit vom Füllgrad der Schweißnaht und der Schweißposition¹ ändert sich der Querschnitt über den die Wärme in die beiden Blechhälften abfließen kann. Insbesondere bei den Wurzel- und den flankenseitigen Schweißbraupen fließt die Schweißwärme über einen kleinen Querschnitt ab, wodurch sich die $t_{8/5}$ -Zeiten verlängern. Der Füllgrad, bei dem ein maximaler Wärmefluss in die Bleche erreicht wird, d. h., dass sich eine konstante $t_{8/5}$ -Zeit einstellt, konnte bei der hier untersuchten Blechdicke nicht ermittelt werden.

Unter Berücksichtigung eines ausreichenden Füllgrads basiert die statistische Auswertung der $t_{8/5}$ -Zeiten auf den Ergebnissen der dritten Messebene, vgl. *Abbildung 4.41*. Den Einfluss der Wärmeführung auf die $t_{8/5}$ -Zeiten in den Einspannversuchen zeigt *Abbildung 4.42*. Das Bestimmtheitsmaß der Regressionsanalyse liegt bei 92,53 %, womit das Modell eine sehr gute Abbildungsqualität erreicht. Wie bei den frei schrumpfenden Experimenten wird die $t_{8/5}$ -Zeit durch die Streckenergie und die Zwischenlagentemperatur signifikant beeinflusst. Auffällig ist, dass bei den Einspannversuchen die $t_{8/5}$ -Zeiten bei geringem Energieeintrag höher und bei großem Energieeintrag niedriger als bei den frei schrumpfenden Kleinproben sind.

Die Ursachen hierfür sind sowohl in der unterschiedlichen Wärmeableitung als auch in der abweichenden Probengeometrie zu suchen. Während die Wärme bei niedrigem Energieeintrag bei den Kleinproben sowohl über die Nahtflanken als auch über die Badsicherung abfließen kann, staut sich die Wärme mit zunehmendem Energieeintrag in den relativ kleinen Probenhälften. Beim

¹ Flankenseitige oder mittige Schweißbraupe.

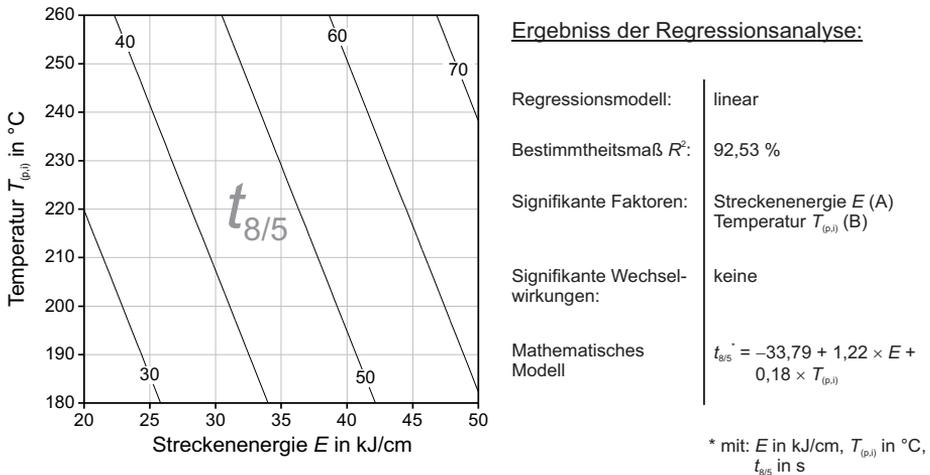


Abbildung 4.42: $t_{8/5}$ -Zeit in s in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Versuche unter Schrumpfbehinderung, Zusammenfassung der Regressionsanalyse

Abkühlen wirken diese nun nicht mehr als Wärmesenke, sondern als zusätzliche Wärmequelle, deren Energie über die Badsicherung, d.h. die Messstelle zur Bestimmung der $t_{8/5}$ -Zeit, abfließt. Dagegen fließt in den Einspannversuchen die Wärme auch bei hohem Energieeintrag über die langen Probenhälften und die massiven Maschinenjoche der 2 MN-Prüfeinrichtung ungehindert ab. Im untersuchten Parameterfeld liegen die $t_{8/5}$ -Zeiten¹ zwischen 20 s und 70 s, was nach SEW 088 [199] einer dreidimensionalen Wärmeableitung entspricht, vgl. *Abbildung A.10* im Anhang, und die differente Wärmeableitung² gegenüber den frei schrumpfenden Kleinproben bestätigt.

4.4.2.2 Einfluss der Wärmeführung auf das Temperaturprofil während des Schweißens

Zur Veranschaulichung der unterschiedlichen Wirkung von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf das Temperaturprofil quer zur Schweißnaht sind in *Abbildungen 4.43 und 4.44* jeweils die Messergebnisse der Sternpunktversuche des zentral zusammengesetzten Versuchsplans³ gegenübergestellt. Unmittelbar während des Schweißens hat die Erhöhung der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur und der Streckenenergie eine Anhebung des Temperaturniveaus im Schweißnahtbereich zur Folge (vgl. *Abbildungen 4.43 und 4.44*, Diagramm (a)). Auf das Temperaturprofil zum Schweißbeginn, d. h. bei Erreichen der Vorwärm- oder Zwischenlagentemperatur, hat die Streckenenergie hingegen keinen Einfluss. Unabhängig von der Wärmeeinbringung durch den Schweißprozess stellt sich beim Abkühlen auf die Zwischenlagentemperatur das gleiche Temperaturprofil ein, vgl. *Abbildung 4.44*, Diagramm (b). Bei gleichbleibenden Randbedingungen⁴, wirkt sich die Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur auf die Profilhöhe und auf die Profilbreite aus, vgl. *Abbildung 4.43*, Diagramm (b). Es ist davon auszugehen, dass sich die Reaktionskräfte beim Abkühlen der Probe auf Umgebungstemperatur mit zunehmender Ausprägung des Temperaturprofils erhöhen und damit maßgeblich von der Höhe der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur

1 Auswertung der Messposition drei.

2 Zweidimensionale Wärmeableitung, vgl. *Abschnitt 4.2.2*.

3 Siehe *Abschnitt 3.2.4*.

4 Probegeometrie, Umgebungstemperatur.

beeinflusst werden. Mit steigender Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur werden größere Bereiche des Bauteils erwärmt und dehnen sich aus. Dadurch verringert sich während der Vorwärmung entweder der Abstand der Nahtflanken¹ oder die Druckkräfte² im Bauteil nehmen zu. Im Falle der gehetzten Baugruppen werden die Druckkräften zu Beginn der Schweißung durch das lokale Aufschmelzen und Plastifizieren des schmelzbadnahen Bereiches abgebaut. Nach Beendigung der Schweißung werden die Schrumpfung und damit die resultierenden Reaktionskräfte maßgeblich durch die Ausdehnung des Temperaturprofils bestimmt, was im Einklang mit den Ergebnissen von [153, 154, 210–213] ist.

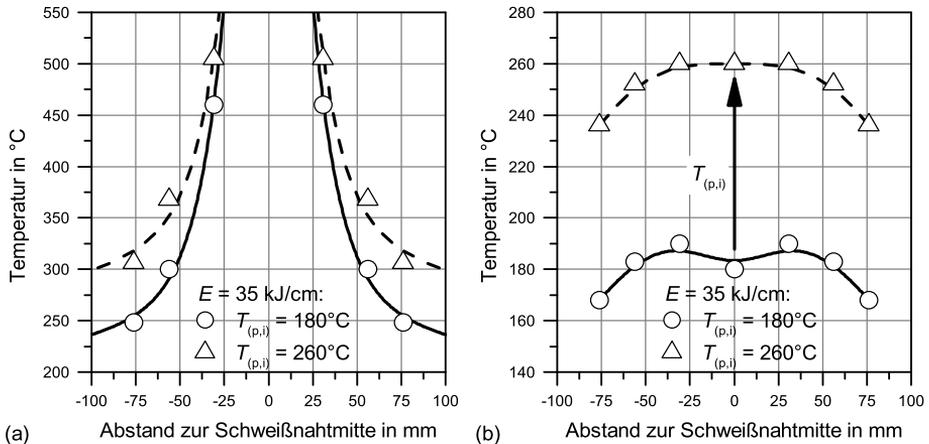


Abbildung 4.43: Temperaturverteilung quer zur Schweißnaht (Probenmitte), Einfluss der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur $T_{(p,i)}$ auf die Temperaturverteilung während des Schweißens (a) und bei Erreichen der Zwischenlagentemperatur (b)

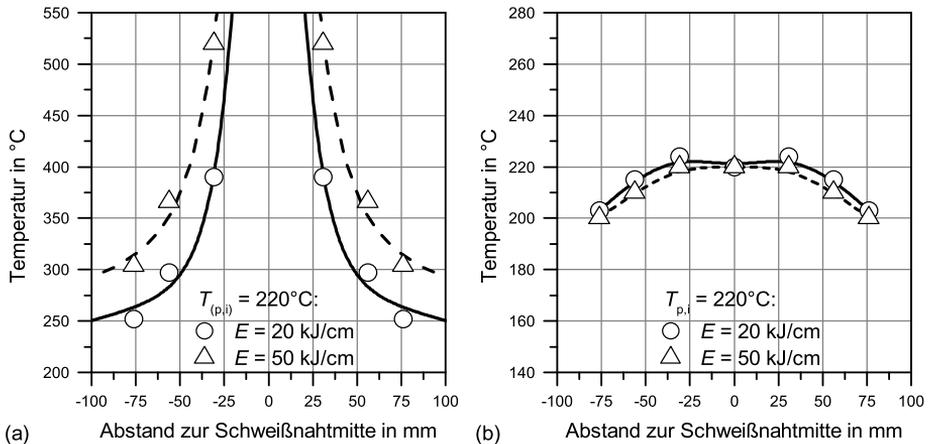


Abbildung 4.44: Temperaturverteilung quer zur Schweißnaht (Probenmitte), Einfluss der Einfluss der Streckenenergie E auf die Temperaturverteilung während des Schweißens (a) und bei Erreichen der Zwischenlagentemperatur (b)

1 Bei nicht gehetzten bzw. einseitig gehetzten Baugruppen.
 2 Bei gehetzten Baugruppen.

4.4.3 Reaktionskräfte während der schweißtechnischen Verarbeitung

In *Abbildung 4.45* sind die Reaktionskraft und die Temperatur¹ während des simulierten Fertigungsprozesses in der 2-MN-Prüfanlage dargestellt. Die Fertigung untergliedert sich in fünf Prozessschritte. Aufgrund der manuellen Ausführung der Heftscheidungen und der anschließenden Normierung der Reaktionskräfte und Momente² auf einen einheitlichen Startwert wird auf die Darstellung und Auswertung der Ergebnisse dieses ersten Fertigungsschrittes³ verzichtet. Die Erläuterung der Vorgänge während des Vorwärmens (II), Schweißens (III), des Wasserstoffarmglühens (IV) und der abschließenden Wärmenachbehandlung (V) erfolgt anhand des Zentralpunktversuches. Die Effekte von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur werden zunächst mittels der Messergebnisse aus den Eckpunktversuchen dargestellt und diskutiert. Mit Hilfe der abschließenden Regressionsanalyse werden die Messergebnisse zusammengefasst und die Signifikanz der Effekte bewertet.

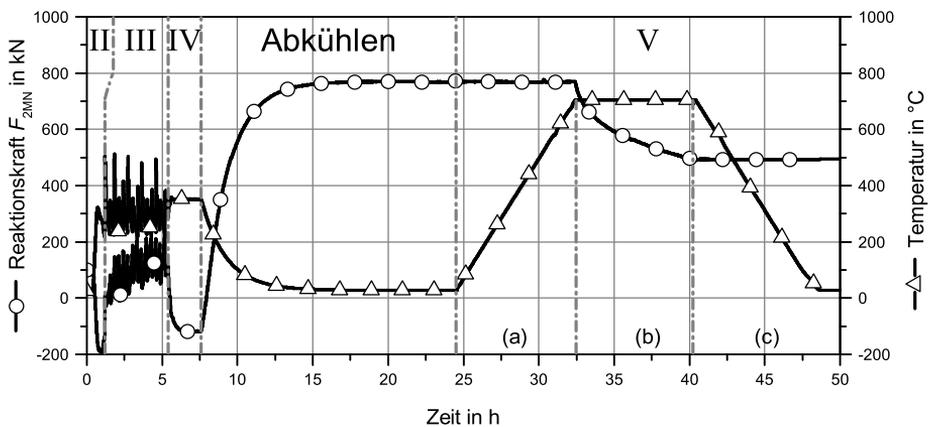


Abbildung 4.45: Reaktionskraft und Temperatur während des simulierten Fertigungsprozesses in der 2-MN-Prüfanlage, Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$, II: Vorwärmen, III: Schweißen, IV: Wasserstoffarmglühen, V: Spannungsarmglühen (Aufheizen (a), Halten (b), Abkühlen (c))

4.4.3.1 Reaktionskraftverlauf während des Vorwärmens (II)

Die Entwicklung der Reaktionskraft und der Temperatur während des Vorwärmens (II) und des Schweißens der ersten Raupe sind in *Abbildung 4.46* dargestellt. Zu Beginn des Versuches wirkt auf die geheftete Probe eine momentenfreie, normierte Vorlast von 100 kN. Über den elektrisch beheizten Widerstandsofen wird die Probe im Bereich der Schweißnaht homogen vorgewärmt und dabei aufgrund der definierten Einspannung an ihrer thermischen Ausdehnung gehindert, sodass sich bis zum Erreichen einer stationären Temperaturverteilung eine Druckkraft von ca. -200 kN aufbaut. Die Unterbindung der thermischen Ausdehnung findet auch im realen Fertigungsprozess statt. Die thermische Ausdehnung wird durch das Eigengewicht der Ringsegmente⁴ (vgl. *Abschnitt 3.2.7.4*), von bis zu mehreren hundert Tonnen, verhindert. Der Schweißnahtbereich

1 Position des Thermoelementes: Probenmitte, 15 mm zur Schweißnahtflanke.

2 Reaktionskraft: $F_{2MN\text{-Start}} = 100\text{ kN}$, Reaktionsmoment: $M_{x\text{-Start}} = 0\text{ Nm}$, $M_{z\text{-Start}} = 0\text{ Nm}$.

3 Heften.

4 Durchmesser: bis 8 m, Wandstärke: 0,15 m–0,45 m, Segmentlänge: 1 m–5 m.

wird in Abhängigkeit von der zu erreichenden Vorwärmtemperatur, zunächst auf 280 °C–350 °C vorgewärmt. Vor Schweißbeginn wird der obere Teil des Ofen entfernt und die Probe kann bis auf die Vorwärmtemperatur abkühlen, wobei die Druckkraft wieder abnimmt. Mit dem Schweißen der ersten Wurzelraupe steigt die Reaktionskraft¹ sehr stark an und erreicht zum Ende des Schweißprozesses ein Niveau von ca. –25 kN. Nach dem Schweißen steigt die Reaktionskraft infolge der behinderten Schrumpfung weiter an. Die bainitische Phasenumwandlung (vgl. *Abschnitt 4.3 Abschnitt 4.30 bis 4.39*) ist durch einen Kraftabbau von etwa 30 kN gekennzeichnet, dem sich ein weiterer schrumpfbedingter Kraftanstieg anschließt.

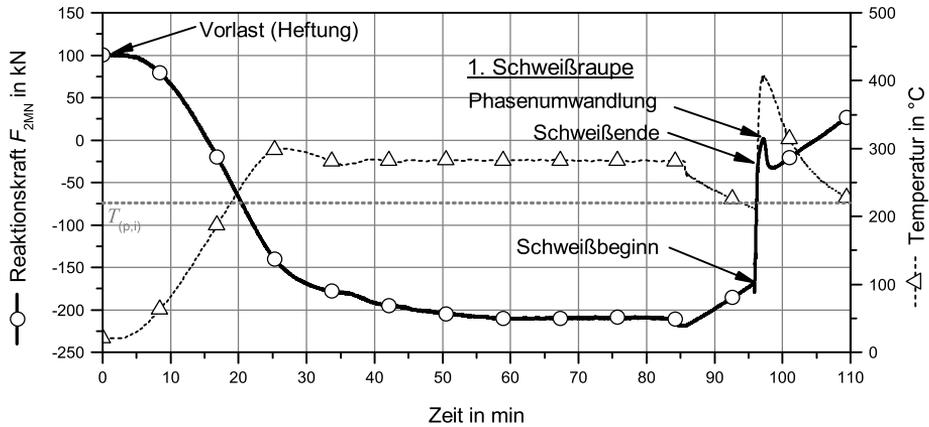


Abbildung 4.46: Reaktionskraft F_{2MN} und Temperatur während des Vorwärmens, Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

Der Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die resultierende Reaktionskraft unter definierter Einspannung wird exemplarisch an zwei Versuchen, die mit 200 °C und 240 °C geschweißt wurden, erläutert. Wie *Abbildung 4.47*, Diagramm (a), zeigt, führt die höhere Vorwärmtemperatur, infolge der behinderten thermischen Ausdehnung, erwartungsgemäß zu einem Anstieg der Reaktionskraft von –100 kN auf –150 kN. Die Druckbelastung infolge der Vorwärmung beschränkt sich im untersuchten Parameterfeld auf den linear-elastischen Verformungsbereich des Bauteilwerkstoffs, was durch die lineare Abhängigkeit der in Diagramm (b) dargestellten Reaktionskräfte der durchgeführten Versuche bestätigt wird.

Aus den Messwerten des zentral zusammengesetzten Versuchsplans berechnet sich der lineare Zusammenhang wie folgt:

$$F_{(T_p)} = 56,91 - 0,857 \times T_p \quad (4.1)$$

4.4.3.2 Reaktionskraftverlauf während des Schweißens (III)

Die in Mehrlagenschweißungen auftretenden Reaktionskräfte unterliegen komplexen sich während des Fertigungsprozesses ändernden Vorgängen. Für die detaillierte Betrachtung des Mehrlagenschweißprozesses wird der Reaktionskraftverlauf des Zentralpunktversuches in drei Abschnitte,

¹ Kraftanstieg in Richtung einer Zugbelastung.

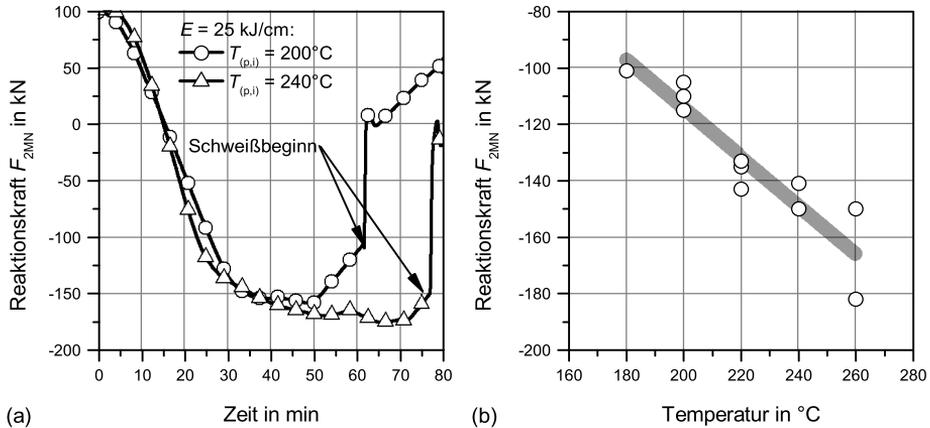


Abbildung 4.47: Reaktionskraft F_{2MN} vor Schweißbeginn in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur, Detailsansicht des Kraftverlaufes beim Vorwärmen (a), Reaktionskraft (Betrag) vor dem Schweißen der ersten Raupe in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur (b)

Wurzellage¹, Fülllagen und Decklage, unterteilt. Der erste Abschnitt umfasst den Kraftverlauf der drei Wurzelraupen und ist in *Abbildung 4.48* dargestellt. Wie die detaillierte Betrachtung des Kraftverlaufes der ersten drei Schweißraupen zeigt, wird die Kraftentwicklung unmittelbar vom Schweißprozess und den anschließend ablaufenden metallurgischen und metallphysikalischen Vorgängen beeinflusst, die sich wie folgt gliedern lassen:

- A–B** : Schweißprozess (**A**: Schweißstart, **B**: Schweißende)
- B–C** : 1. Schrumpfphase bis zum Beginn der bainitischen Phasenumwandlung
- C–D** : Bainitische Phasenumwandlung (**C**: B_s , **D**: B_t)
- D–A** : 2. Schrumpfphase bis zum Beginn der nächsten Schweißraupe

Die aus der Vorwärmung resultierenden Druckkräfte von ca. -168 kN werden während des Schweißens (A–B) der ersten Wurzelraupe nahezu vollständig abgebaut und erreichen am Ende des Schweißprozesses (B) ein Kraftniveau von -30 kN . Der zügige Kraftanstieg, welcher ausschließlich bei der ersten Schweißraupe der Wurzellage zu beobachten ist, resultiert aus der Anfangs noch sehr hohen Wärmeableitung des nur im Nahtbereich vorgewärmten Grundwerkstoffes. Dabei überwiegt die Schrumpfung bereits abkühlender Nahtbereiche gegenüber der durch die Prozesswärme verursachten thermischen Ausdehnung des Bleches. In [143] und [214] kann dieses Verhalten aufgrund der fehlenden Vorwärmung und der geringeren Zwischenlagentemperatur auch noch während des Einbringens der zweiten Schweißraupe beobachtet werden. An das Schweißen schließt sich unmittelbar die erste Schrumpfphase (B–C) an, welche $(50 \pm 3) \text{ s}$ andauert und durch einen starken Kraftanstieg gekennzeichnet ist. Dieser lässt sich auf die anfänglich sehr hohe Abkühlrate in den aufgeschmolzenen bzw. hoch erhitzten Nahtbereichen zurückführen. Das Ende der ersten Schrumpfphase (C) ist durch eine Reduktion der Reaktionskraft infolge der bainitischen Phasenumwandlung (C–D) gekennzeichnet, welche ca. $(75 \pm 26) \text{ s}$ andauert.

¹ Wurzellage: Schweißraupe 1–3, Fülllagen: Schweißraupe: 4–12, Decklage: Schweißraupe 13–15, (Zentralpunktversuch).

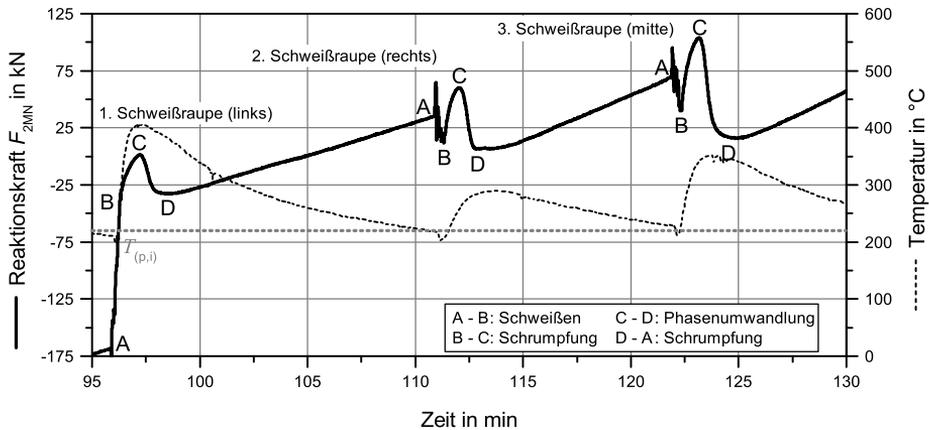


Abbildung 4.48: Reaktionskraft F_{2MN} während des Schweißens der Wurzellage (Schweißraupe: 1 – 3), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

Tabelle 4.4: Änderung der Reaktionskräfte während des Schweißens der Wurzellage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

| Phase | Zeit | Kraftänderung ^a | | |
|----------|------------|----------------------------|-----------------|-----------------|
| | | 1. Schweißraupe | 2. Schweißraupe | 3. Schweißraupe |
| A–B | 27 ± 3 s | 138 kN ↑ | 23 kN ↓ | 29 kN ↓ |
| B–C | 50 ± 3 s | 31 kN ↑ | 48 kN ↑ | 64 kN ↑ |
| C–D | 75 ± 26 s | 34 kN ↓ | 54 kN ↓ | 88 kN ↓ |
| D–A | 10 ± 2 min | 68 kN ↑ | 63 kN ↑ | 88 kN ↑ |
| Σ | | 203 kN ↑ | 34 kN ↑ | 35 kN ↑ |

^a ↑: Kraftanstieg (Zugkraftanstieg bzw. Druckkraftreduktion)

↓: Kraftabbau (Zugkraftreduktion bzw. Druckkraftanstieg)

Danach beginnt die 2. Schrumpfphase (D–A), charakterisiert durch den flacheren Anstieg der Reaktionskraft bis zum Schweißbeginn der Folgeraupe (Zeitfenster: (10 ± 2) min). Beim Schweißen der zweiten Raupe hat sich die Probe bereits soweit erwärmt, dass die thermische Ausdehnung der Probe, durch die eingebrachte Prozesswärme, überwiegt und der Schweißprozess (A–B) einen Kraftabbau zur Folge hat. Der Kraftabbau während des Schweißens (A–B) nimmt mit zunehmender Nahtfüllung zu. Die Ursache für den steigenden Kraftabbau ist im zunehmenden Schweißgutvolumen sowie der verminderten Wärmeabfuhr¹ in den Grundwerkstoff zu suchen. Das wachsende Schweißgutvolumen führt weiterhin dazu, dass die Reaktionskraftzunahme während der Schrumpfphasen (B–C, D–A) und der umwandlungsbedingte Kraftabbau (C–D) in den Folgeraupen stärker ausgeprägt sind als zu Schweißbeginn. *Tabelle 4.4* fasst die Kraftänderungen während des Schweißens der Wurzellage zusammen.

Insgesamt hat das Schweißen der Wurzellage einen Kraftanstieg von 272 kN zur Folge. Die größte Kraftänderung verursacht dabei das Schweißen der ersten Wurzelraupe. Beim Schweißen der Folgeraupen erhöht sich mit zunehmenden Schweißgutvolumen der Betrag der Kraftänderung

¹ Das Temperaturfeld in der Probe dehnt sich aus, sodass der Temperaturgradient abnimmt und sich der Wärmefluss reduziert.

während der Phasenumwandlung (C–D) und während der beiden Schrumpfphasen (D–A). Dabei dominiert der Kraftanstieg in den beiden Schrumpfphasen.

Der zweite Abschnitt erstreckt sich von der 4. bis zur 13. Füllraupe. Die erste Fülllage, welche die Schweißraupen vier bis sechs umfasst, ist in *Abbildung 4.49* dargestellt. Der Kraftverlauf in der ersten Fülllage ist dem der zweiten und dritten Wurzelraupe qualitativ ähnlich.

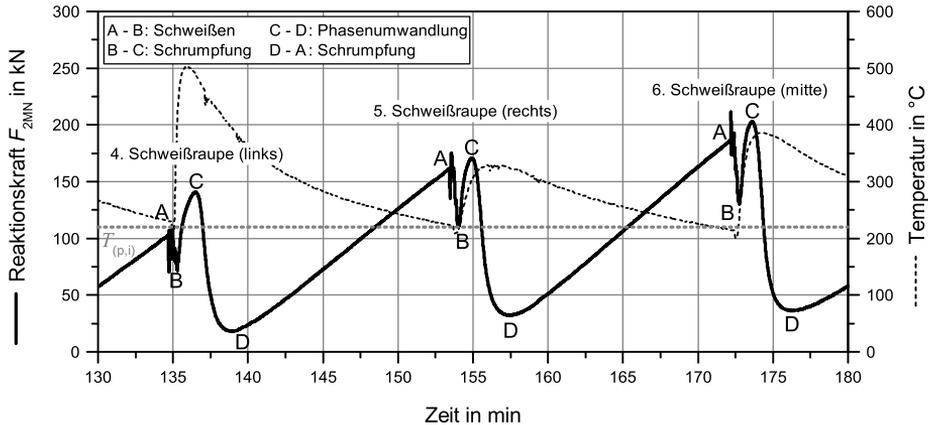


Abbildung 4.49: Reaktionskraft F_{2MN} während des Schweißens der ersten Fülllage (Schweißraupe: 4–6), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

Tabelle 4.5: Änderung der Reaktionskräfte während des Schweißens der ersten Fülllage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

| Phase | Zeit | Kraftänderung ^a | | |
|----------|------------|----------------------------|-----------------|-----------------|
| | | 4. Schweißraupe | 5. Schweißraupe | 6. Schweißraupe |
| A–B | 34 ± 4 s | 34 kN ↓ | 50 kN ↓ | 58 kN ↓ |
| B–C | 57 ± 11 s | 70 kN ↑ | 60 kN ↑ | 73 kN ↑ |
| C–D | 150 ± 7 s | 122 kN ↓ | 139 kN ↓ | 166 kN ↓ |
| D–A | 15 ± 0 min | 143 kN ↑ | 155 kN ↑ | 144 kN ↑ |
| Σ | | 57 kN ↑ | 26 kN ↑ | 7 kN ↓ |

^a ↑: Kraftanstieg (Zugkraftanstieg bzw. Druckkraftreduktion)

↓: Kraftabbau (Zugkraftreduktion bzw. Druckkraftanstieg)

Nach dem Kraftabbau in der Schweißphase (A–B) steigt die Kraft in der ersten Schrumpfphase (B–C) zunächst an und fällt während der darauf folgenden Phasenumwandlung (C–D) wieder ab. Aufgrund des zunehmenden Nahtvolumens ist der Kraftabbau während der Phasenumwandlung (C–D) stärker ausgeprägt und führt nach dem Schweißen (A–B) der sechsten Raupe zu einem Kraftabbau von 166 kN. Infolgedessen fällt die Reaktionskraft zwischen der sechsten und siebten Raupe erstmals leicht ab. In den *Tabellen 4.5 und 4.6* sind die Änderungen der Reaktionskräfte für die einzelnen Phasen der ersten beiden Fülllagen zusammengefasst.

Der ab der siebten Schweißraupe zunehmende Kraftabbau während des Schweißens (A–B) und der bainitischen Phasenumwandlung (C–D), bei nahezu unverändertem Kraftanstieg in den beiden Schrumpfphasen (B–C, D–A), führen dazu, dass der Reaktionskraftverlauf mit fortschreitendem

Schweißverlauf sichtlich flacher ansteigt. Bemerkenswert ist, dass das Kraftniveau vor dem Schweißen der 7. sowie der 10. und 11. Schweißraupe niedriger ist als bei der zuvor geschweißten Raupe, was darauf zurückzuführen ist, dass die Wirkung der reaktionskraftreduzierenden Zyklen überwiegt. Auffällig ist, dass der Kraftanstieg in den Schweißphasen mit fortschreitender Nahtfüllung zunimmt, währenddessen der Kraftabbau aufgrund der Phasenumwandlung graduell abnimmt, vgl. Abbildungen 4.49 bis 4.51 sowie Tabellen 4.5 bis 4.7.

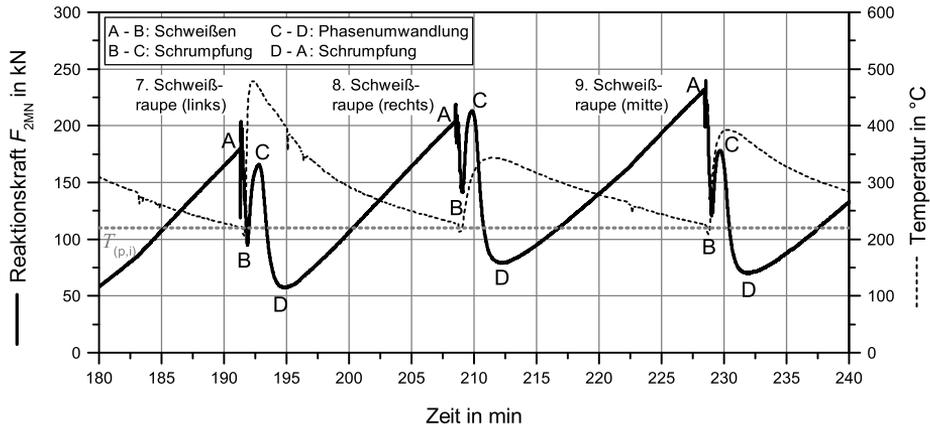


Abbildung 4.50: Reaktionskraft F_{2MN} während des Schweißens der zweiten Fülllage (Schweißraupe: 7–9), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

Tabelle 4.6: Änderung der Reaktionskräfte während des Schweißens der zweiten Fülllage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

| Phase | Zeit | Kraftänderung ^a | | |
|----------|------------|----------------------------|-----------------|-----------------|
| | | 7. Schweißraupe | 8. Schweißraupe | 9. Schweißraupe |
| A–B | 38 ± 6 s | 85 kN ↓ | 60 kN ↓ | 108 kN ↓ |
| B–C | 49 ± 6 s | 70 kN ↑ | 70 kN ↑ | 56 kN ↑ |
| C–D | 128 ± 13 s | 108 kN ↓ | 134 kN ↓ | 108 kN ↓ |
| D–A | 15 ± 1 min | 146 kN ↑ | 152 kN ↑ | 153 kN ↑ |
| Σ | | 24 kN ↑ | 34 kN ↑ | 7 kN ↓ |

^a ↑: Kraftanstieg (Zugkraftanstieg bzw. Druckkraftreduktion)

↓: Kraftabbau (Zugkraftreduktion bzw. Druckkraftanstieg)

Die Begründung für diese gegensätzliche Wirkung findet sich, übereinstimmend mit [214], einerseits in dem mit fortschreitendem Schweißprozess größer werdenden Temperaturfeld, was dazu führt, dass sich die Probe beim Schweißen stärker ausdehnt¹. Andererseits nimmt das Nahtvolumen zu, austenitisiert aber nur unvollständig und wandelt nicht erneut in Bainit um. Dadurch wird der umwandlungsbedingte Kraftabbau zum Teil durch die Schrumpfung des nicht erneut umwandelnden Nahtvolumens kompensiert. Dieser Trend setzt sich auch in der dritten Fülllage fort und ist in *Abbildung A.13* und *Tabelle A.3* im *Abschnitt A.6* dokumentiert.

1 ↓ Kraftabbau (Zug) während des Schweißens.

Abbildung 4.51 und Tabelle 4.7 zeigen schließlich den Reaktionskraftverlauf und die Kraftänderung beim Schweißen der Decklage. Während des Schweißens (A–B) der Decklage erreicht das Temperaturfeld in der vorliegenden Probenform die größtmögliche Ausdehnung, sodass ein maximaler Kratrückgang von 112 kN–125 kN in den Schweißphasen zu beobachten ist. Die Kraftzunahme während der ersten Schrumpfphase (B–C) sowie der umwandlungsbedingte Kraftabbau (C–D) sind hingegen am schwächsten ausgeprägt, da sich die Schrumpfung des eingebrachten Schweißgutes aufgrund der erhöhten Nahtsteifigkeit¹ sowie der Lage der letzten Füllraupen, oberhalb der Blechoberfläche, nicht mehr auf die globale Reaktionskraftentwicklung auswirkt. Insgesamt entspricht der Betrag des schweiß- und umwandlungsbedingten Kraftabbaus dem des Kraftanstiegs in den beiden Schrumpfphasen, sodass im letzten Abschnitt keine nennenswerte Zunahme der Reaktionskraft zu beobachten ist, was den Ergebnissen von Kannengießer, Kangas und Sorsa [143, 215] entspricht.

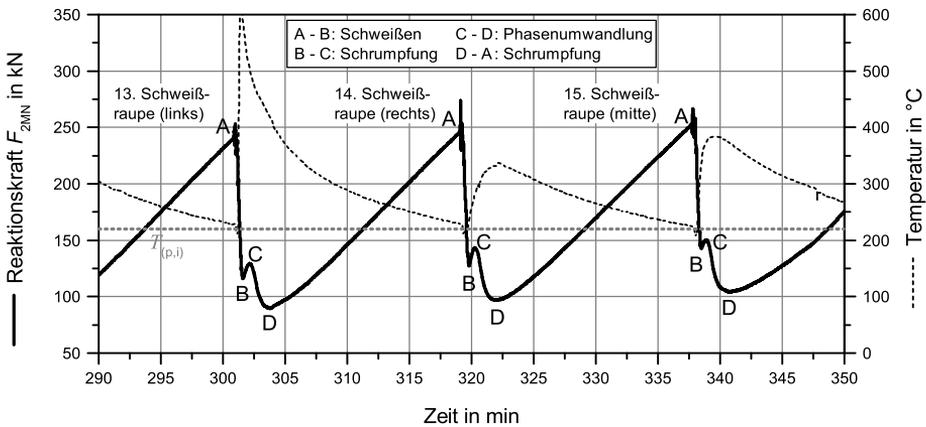


Abbildung 4.51: Reaktionskraft F_{2MN} während des Schweißens der Decklage (Schweißraupe: 13–15), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

Tabelle 4.7: Änderung der Reaktionskräfte während des Schweißens der Decklage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

| Phase | Zeit | Kraftänderung ^a | | |
|-------|-----------|----------------------------|------------------|-----------------------|
| | | 13. Schweißraupe | 14. Schweißraupe | 15. Schweißraupe |
| A–B | 45 ± 3 s | 125 kN ↓ | 119 kN ↓ | 112 kN ↓ |
| B–C | 28 ± 5 s | 13 kN ↑ | 16 kN ↑ | 9 kN ↑ |
| C–D | 104 ± 8 s | 39 kN ↓ | 46 kN ↓ | 46 kN ↓ |
| D–A | – | 156 kN ↑ | 157 kN ↑ | 691 kN ↑ ^b |
| Σ | | 5 kN ↓ | 8 kN ↑ | 542 kN ↑ ^b |

^a ↑: Kraftanstieg (Zugkraftanstieg bzw. Druckkraftreduktion)

↓: Kraftabbau (Zugkraftreduktion bzw. Druckkraftanstieg)

^b nach Wasserstoffarmglühung und Abkühlung auf Umgebungstemperatur

Abbildung 4.52 zeigt die kumulierte Reaktionskraftänderung $F_{2MN, \text{kum}}$ als Funktion der Zeit bzw. der ausgeführten Schweißraupen sowie den Anstieg der Reaktionskraft $m_{F_{2MN}}$. Aufsummiert ist

1 Anstieg der Nahtsteifigkeit mit zunehmendem Füllgrad.

jeweils die Kraftdifferenz zwischen den einzelnen Schweißzyklen (Punkt: A), vgl. Gleichung 4.2.

$$F_{2MN, \text{kum}} = \sum \Delta F = F_{A_{(n+1)}} - F_{A_{(n)}} \quad (4.2)$$

Der Anstieg der Reaktionskraft ist abhängig vom Füllgrad der Schweißnaht und lässt sich in Abschnitte mit ähnlichem Kraftanstieg¹ unterteilen. Der größte Kraftanstieg, mit $m_F = 117 \text{ N/s}$, findet sich, wie bereits erläutert, beim Schweißen der Wurzellage. Danach steigt die Kraft bis zur sechsten Raupe geringer, mit $22,4 \text{ N/s}$, an. Zwischen der dritten Lage und der Decklage reduziert sich der Kraftanstieg auf $8,43 \text{ N/s}$ wodurch sich die Reaktionskraft in dieser Zeit lediglich um 74 kN erhöht. Der Anstieg während der Abkühlung auf Raumtemperatur beträgt im Mittel $19,13 \text{ N/s}$ und hat die größte Reaktionskraftänderung zur Folge.

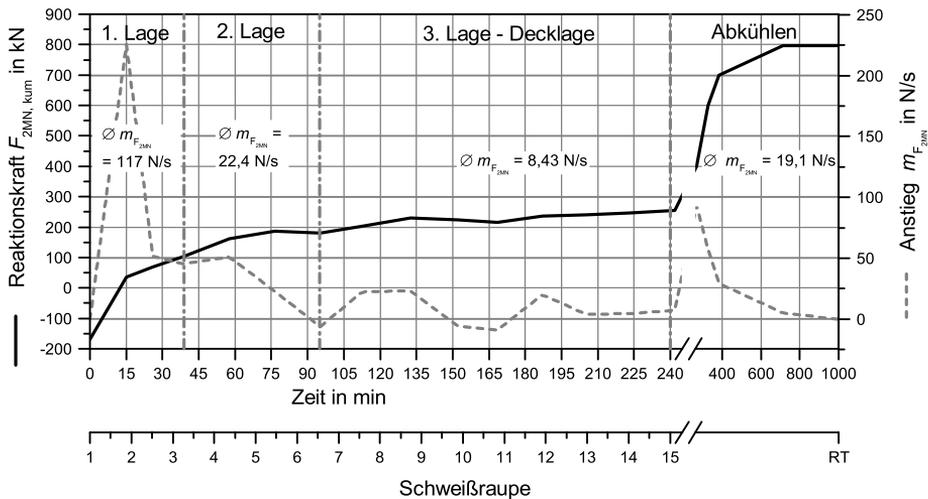


Abbildung 4.52: Reaktionskraft $F_{2MN\text{-kum}}$ (vgl. Gleichung 4.2), Kraftanstieg $m_{F_{2MN}}$, Zentralpunktversch: $T_{(p,i)} = 220 \text{ }^\circ\text{C}$, $E = 35 \text{ kJ/cm}$

4.4.3.3 Reaktionskraftverlauf während des Wasserstoffarmglühens und der Abkühlung auf Umgebungstemperatur (IV)

Zur Vermeidung einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung ist es zwingend erforderlich, die Probe aus der Schweißwärme heraus einer Wasserstoffarmglühung zu unterziehen. Das Wasserstoffarmglühen erfolgte gemäß Herstellervorgabe bei einer Temperatur von $350 \text{ }^\circ\text{C}$ über einen Zeitraum von zwei Stunden. Während des Wasserstoffarmglühens wird die Probe in Ihrer Ausdehnung behindert, was einer lokalen Wärmebehandlung großer Ringsegmente, mit einem Eigengewicht von mehreren hundert Tonnen, entspricht.

Wie der *Abbildung 4.53* zu entnehmen ist, hat die homogene Erwärmung der Probe, erwartungsgemäß, eine Reduzierung der Reaktionskraft zur Folge, sodass sich nach Erreichen eines stationären Temperaturfeldes ein Druckkraftniveau von $\approx -38 \text{ kN}$ einstellt. Im Anschluss kühlt die Probe auf Umgebungstemperatur ab, was in Übereinstimmung mit Kannengießer [143] und Kromm [214] die

¹ Berechnet durch linearer Interpolation der gekennzeichneten Kurvenabschnitte.

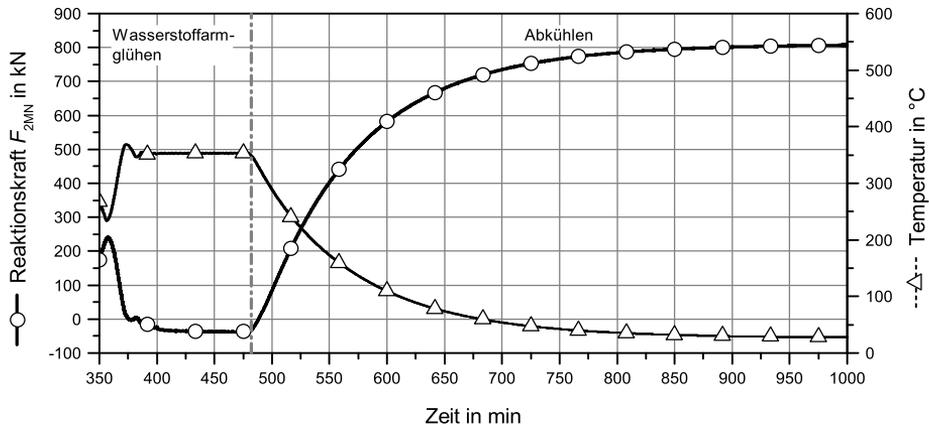


Abbildung 4.53: Reaktionskraft F_{2MN} während des Wasserstoffarmglühens, Zentralpunktversuch: Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

größte Kraftänderung zur Folge hat. Dabei erstreckt sich der Kraftaufbau über mehrere Stunden, da die während des Schweißens erwärmten Bereiche ebenfalls zur Gesamtschrumpfung der Probe beitragen, jedoch aufgrund des geringen Temperaturgradienten im Fernfeld der Schweißnaht nur sehr langsam abkühlen. Die Endreaktionskraft des hier vorgestellten Zentralpunktversuchs beträgt 800 kN und entspricht unter der Annahme eines konstanten Nahtlängsquerschnittes von $5 \times 10^3\text{ mm}^2$ einer Endreaktionsspannung von $\sigma_y = 160\text{ MPa}$.

4.4.3.4 Reaktionskraftverlauf während der Wärmenachbehandlung – Spannungsarmglühen (V)

Die Wärmenachbehandlung der Proben erfolgte gemäß Herstellervorgabe bei 705 °C für acht Stunden. Die Heiz- und Abkühlrate betrug 86 °C/h. Zur Kompensation der thermischen Ausdehnung unter Aufrechterhaltung der schweißbedingten Beanspruchung wurde die 2-MN-Prüfanlage, wie in *Abschnitt 3.2.7.4* erläutert, in Kraft- und in Wegregelung betrieben. Dies führt dazu, dass die Reaktionskraft während der Aufheiz- und Abkühlphasen konstant bleibt und die Probe erst mit Erreichen der Haltetemperatur relaxiert, siehe *Abbildung 4.54*. Die Änderung der Regelungsart von Weg- zu Kraftregelung hat versuchsbedingt¹ einen geringfügigen Kraftanstieg bzw. Kraftabbau von ca. 10 kN zur Folge.

Während der Wärmenachbehandlung bauen sich die vorhandenen Spannungen bis zur Höhe der bei dieser Temperatur vorliegenden Warmstreckgrenze oder Kriechgrenze durch plastische Verformung ab [12, S. 164]. In der Relaxationsphase verringert sich die Reaktionskraft um 35 % auf 518 kN, was unter Vernachlässigung der Biegemomente und der Annahme eines konstanten Nahtquerschnittes einer Reaktionsspannung von $\sigma_y = 104\text{ MPa}$ entspricht.

Unabhängig von der Ausgangsbeanspruchung stellt sich gemittelt über alle Versuche nach dem PWHT ein identisches Reaktionskraftniveau von $F_{2MN} = (502 \pm 19)\text{ kN}$ ein. Dies entspricht unter

¹ Die Kraftänderung beim Umschalten der Regelungsart resultiert aus den unterschiedlichen Reibungswiderständen in den einzelnen Hydraulikzylindern der 2-MN-Prüfanlage und ist reversibel.

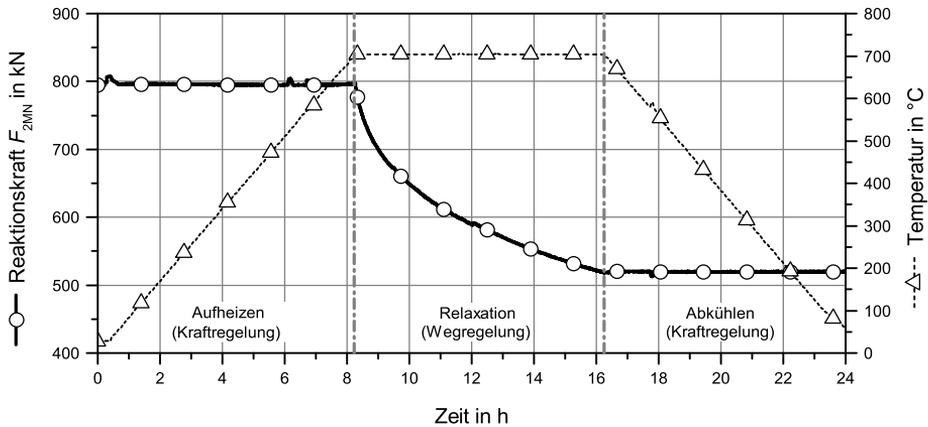


Abbildung 4.54: Reaktionskraft F_{2MN} während der Wärmenachbehandlung, Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220 \text{ °C}$, $E = 35 \text{ kJ/cm}$

Vernachlässigung der Biegemomente, sowie der Annahme eines konstanten Nahtquerschnittes, einer Reaktionsspannung von $\sigma_y = (100 \pm 4) \text{ MPa}$. Hieraus lässt sich schließen, dass während des PWHT die Spannungen tatsächlich bis auf Höhe der Warmstreckgrenze abgebaut werden. Eine Quantifizierung der Warmstreckgrenze erfolgt im Anschluss an die Diskussion zum Einfluss der Wärmeführung auf das Biegemoment M_x in *Abschnitt 4.4.5.4*.

4.4.4 Einfluss der Wärmeführung auf die Reaktionskräfte während des Schweißens

In den vorliegenden Versuchen variierten die Streckenenergie und die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur. Die Effekte beider Faktoren auf die Reaktionskräfte während des Schweißens werden zunächst unabhängig voneinander, anhand von je zwei Eckpunktversuche, erläutert und diskutiert. Im Anschluss werden die Wechselwirkung und Haupteffekte der Faktoren diskutiert und das untersuchte Parameterfeld statistisch ausgewertet. *Abbildung 4.61* zeigt die Reaktionskraftverläufe der vier Eckpunktversuche während des Vorwärmens, der Mehrlagenschweißung, dem DHT und der Abkühlung auf Raumtemperatur. Variiert wurden die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur mit $T_{(p,i)} = 200 \text{ °C}$ und $T_{(p,i)} = 240 \text{ °C}$ sowie die Streckenenergie mit $E = 25 \text{ kJ/cm}$ (Versuch: A, B) und $E = 45 \text{ kJ/cm}$ (Versuch: C, D). Bereits in den Übersichtsaufnahmen zeichnet sich ein signifikanter Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur auf die Höhe der resultierende Endreaktionskraft ab, wohingegen sich die Streckenenergie nur geringfügig auf die Reaktionskraft auswirkt. Der qualitative Kurvenverlauf ist in allen vier Versuchen identisch und unterscheidet sich vor allem in der längeren Schweißzeit bei niedrigerer Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur. Die detaillierte Auswertung zum Einfluss der Wärmeführung auf die Reaktionskraft F_{2MN} folgt in den nächsten Abschnitten.

4.4.4.1 Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskräfte

Der Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskräfte während des Schweißens wird exemplarisch anhand der beiden Schweißversuche diskutiert, welche mit einer Stre-

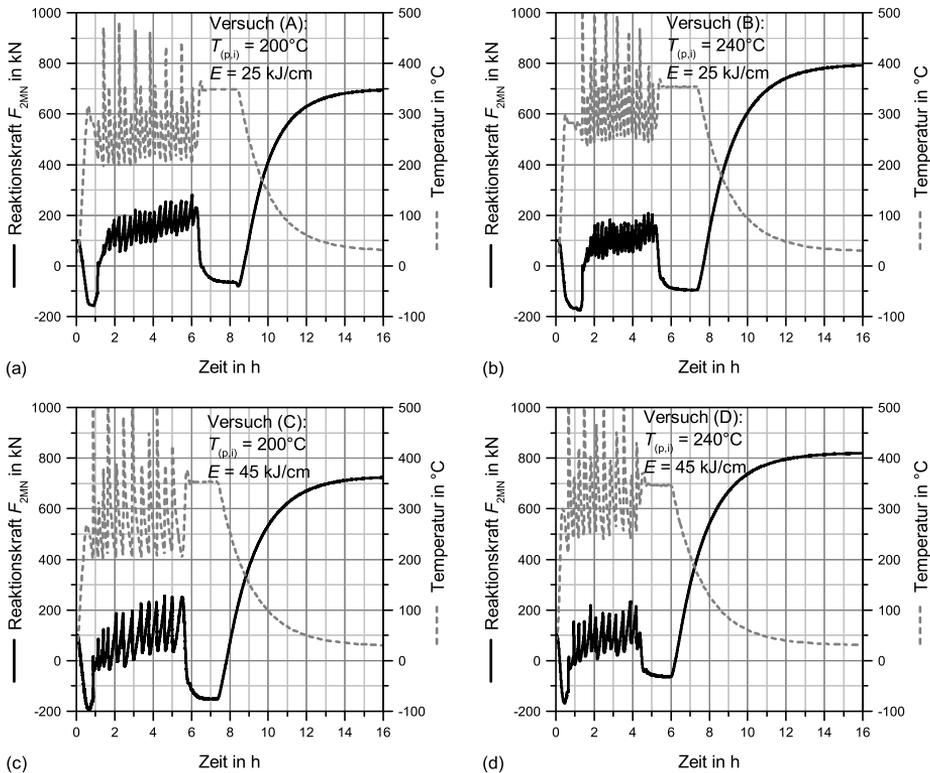


Abbildung 4.55: Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur und der Streckenenergie auf die Reaktionskräfte und Temperaturen während des Schweißens, des Wasserstoffarmglühens und der Abkühlung auf Raumtemperatur, Eckversuche des zentral zusammengesetzten Versuchsplans

ckenenergie von $E = 25 \text{ kJ/cm}$ und einer Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur von $T_{(p,i)} = 200^\circ\text{C}$ (Versuch A) und $T_{(p,i)} = 240^\circ\text{C}$ (Versuch B) geschweißt wurden. *Abbildung 4.56* zeigt den Reaktionskraftverlauf der beiden Versuche vom Vorwärmen und Schweißen (a) bis zur Abkühlung auf Umgebungstemperatur (b). Der Bereich des Wasserstoffarmglühens ist aus Übersichtsgründen teilweise ausgeblendet.

Wie bereits unter *Abschnitt 4.4.3.1* erläutert, stellt sich im Verlauf des Vorwärmens, aufgrund der unterschiedlichen Temperaturen, eine Kraftdifferenz von ca. 50 kN ein. Diese Kraftdifferenz bleibt im Mittel über den gesamten Schweißprozess erhalten und führt zu einer Parallelverschiebung der Messkurven, vgl. lineare Anpassungsfunktion der Reaktionskraftverläufe während des Schweißens in *Abbildung 4.56*, Diagramm (a). Dabei hat die höhere Vorwärmtemperatur zunächst ein abgesenktes Kraftniveau zur Folge, was auf die verkürzten Abkühlphasen¹ und der damit verbundenen verminderten Schrumpfung der Probe zurückzuführen ist. Beim Abkühlen der Proben auf Raumtemperatur dreht sich jedoch das Kräfteverhältnis um und die Endreaktionskraft von Versuch B ($T_{(p,i)} = 240^\circ\text{C}$) liegt um 100 kN über der Endreaktionskraft von Versuch A ($T_{(p,i)} = 200^\circ\text{C}$). Das Ansteigen der Endreaktionskräfte mit höheren Vorwärm- / Zwischenlagentemperaturen stimmt

¹ Die Verkürzung der Abkühlphase bezieht sich dabei auf den Schweißbeginn der Folgeraube bei einer höheren Temperatur und ist nicht zwangsläufig an den zeitlichen Verlauf der Abkühlung gebunden.

mit den Ergebnissen von [143, 154, 212] überein. Weiterhin bleibt festzuhalten, dass sich die Gesamtschweißzeit mit steigender Zwischenlagentemperatur reduziert¹.

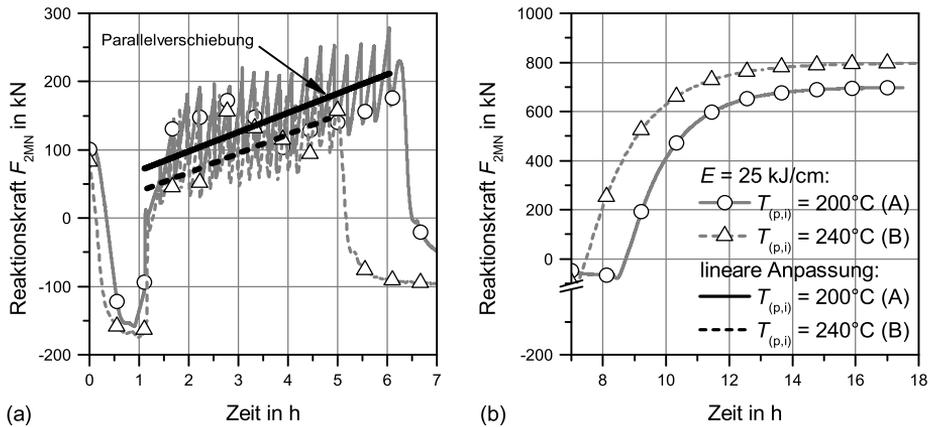


Abbildung 4.56: Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskräfte während des Schweißens (a) und der Abkühlung auf Raumtemperatur (b), $E = 25 \text{ kJ/cm}$, $T_{(p,i)} = 200^\circ\text{C}$ und 240°C

Abbildung 4.57 stellt die Reaktionskraftverläufe während des Schweißens und Abkühlens der neunten und der letzten Raupe im Detail dar. Wie anhand der Diagramme (a) und (b) zu erkennen ist, hat die Anhebung der Zwischenlagentemperatur zwar eine Verschiebung der Messkurven zur Folge, wirkt sich jedoch nicht auf die Kraftänderung in den Phasen A–D des jeweiligen Schweißzyklus aus (vgl. Tabelle 4.8). Erst die Abkühlung auf die Zwischenlagentemperatur (Phase D–A) hat in Versuch A ein höheres Kraftniveau vor Ausbringung der nächsten Schweißraupe zur Folge.

Tabelle 4.8: Änderung der Reaktionskräfte in Abhängigkeit von der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, $E = 25 \text{ kJ/cm}$, $T_{(p,i)} = 200^\circ\text{C}$ und 240°C

| Phase | Kraftänderung ^a | | | |
|-------------|---------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|
| | 9. Schweißraupe | | 19. Schweißraupe | |
| | $T_{(p,i)} = 200^\circ\text{C}$ | $T_{(p,i)} = 240^\circ\text{C}$ | $T_{(p,i)} = 200^\circ\text{C}$ | $T_{(p,i)} = 240^\circ\text{C}$ |
| A–B / A'–B' | 98 kN ↓ | 74 kN ↓ | 89 kN ↓ | 80 kN ↓ |
| B–C / B'–C' | 74 kN ↑ | 69 kN ↑ | 8 kN ↑ | 8 kN ↑ |
| C–D / C'–D' | 101 kN ↓ | 109 kN ↓ | 30 kN ↓ | 33 kN ↓ |
| D–A / D'–A' | 124 kN ↑ | 101 kN ↑ | 533 kN ↑ ^b | 701 kN ↑ ^b |
| Σ | 1 kN ↓ | 13 kN ↓ | 422 kN ↑ ^b | 596 kN ↑ ^b |

^a ↑: Kraftanstieg (Zugkraftanstieg bzw. Druckkraftreduktion)

↓: Kraftabbau (Zugkraftreduktion bzw. Druckkraftanstieg)

^b nach Wasserstoffarmglühung und Abkühlung auf Umgebungstemperatur

In *Abbildung 4.58* ist die kumulierte Änderung der Reaktionskraft zwischen den einzelnen Schweißzyklen und bei der Abkühlung auf Raumtemperatur dargestellt. Der nahezu parallele Verlauf beider

¹ Beispielsweise hat die Erhöhung der T_i von 200°C auf 240°C eine Reduzierung der Gesamtschweißzeit um 20 % zur Folge.

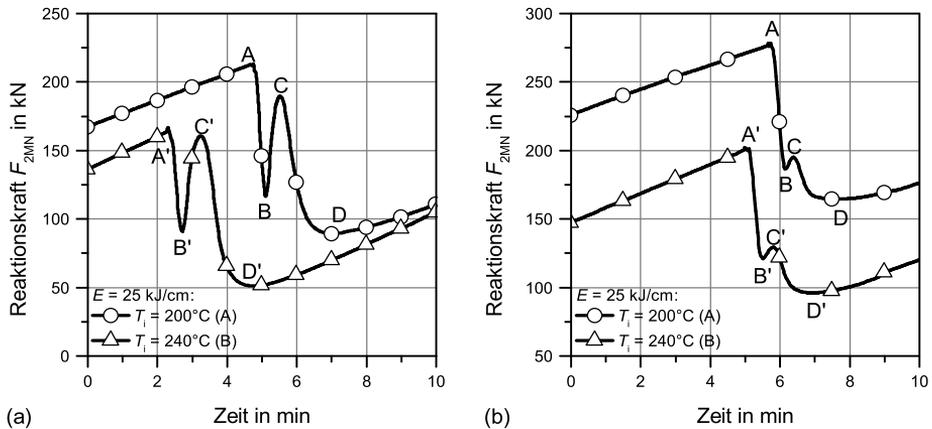


Abbildung 4.57: Einfluss der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskräfte während des Schweißens der neunten (a) und letzten (b) Schweißraupe, $E = 25 \text{ kJ/cm}$, $T_{(p,i)} = 200^\circ\text{C}$ und 240°C

Kurven, während des Schweißprozesses, bestätigt, das sich die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur im untersuchten Intervall nicht auf den Anstieg der Reaktionskraft während des Schweißens auswirkt. Erst beim Abkühlen steigt die Reaktionskraft in Versuch (B) aufgrund des breiteren Temperaturfeldes stärker an, sodass sich das Kräfteverhältnis umkehrt und die Endreaktionskraft über der von Versuch (A) liegt.

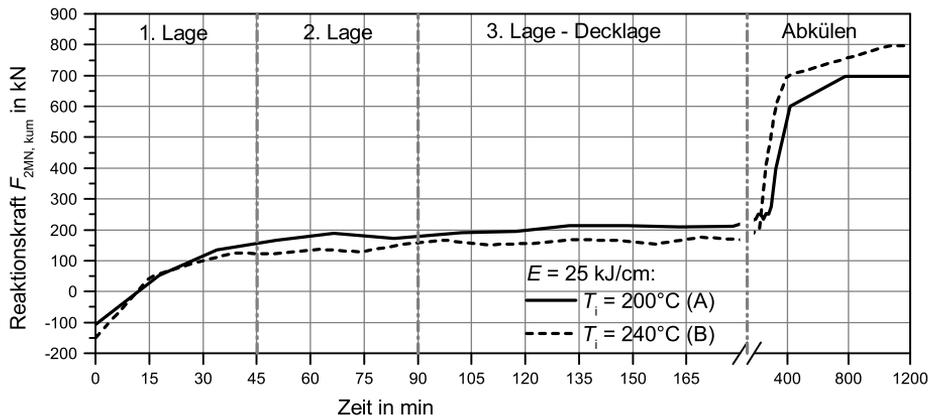


Abbildung 4.58: Änderung der Reaktionskraft $F_{2MN, kum}$ zwischen den einzelnen Schweißzyklen und bei der Abkühlung auf Raumtemperatur, $E = 25 \text{ kJ/cm}$, $T_{(p,i)} = 200^\circ\text{C}$ und 240°C

Als ursächlich für die mit zunehmender Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur ansteigende Endreaktionskraft sind die Ausdehnung des Temperaturfeldes quer zur Schweißnaht sowie die Höhe des Temperaturniveaus anzusehen, vgl. *Abschnitt 4.4.2.2*. Während des Schweißens bleibt das Temperaturfeld erhalten bzw. dehnt sich bis zum Ausgleich von Wärmezu- und Abfluss weiter aus. Dies hat zur Folge, dass sich in Abhängigkeit von der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur der Gesamtwärmeeintrag in die Probe verändert. Es ist anzunehmen, dass die Wärmeenergie aufgrund der Probenfixierung als Verformungsenergie gespeichert wird und eine Stauchung bzw. verminderte

Dehnung der Probe zur Folge hat, welche die lokalen Kriech- und Plastifizierungsvorgänge im Nahbereich des Schmelzbades beeinflussen. Dies führt dazu, dass die Gesamtschrumpfung in Versuch (B) ausgeprägter ist und eine höhere Endreaktionskraft zur Folge hat.

Es bleibt festzuhalten, dass durch höhere Vorwärm- / Zwischenlagentemperaturen das Kraftniveau während des Schweißens zwar abgesenkt wird, nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur jedoch zu einer signifikanten Erhöhung der Endreaktionskraft führt. In Hinblick auf die Gesamtbeanspruchung der Konstruktion ist eine möglichst geringe Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur zu empfehlen. Dabei sind neben der mechanischen Beanspruchung, ebenfalls metallurgische, sowie wirtschaftliche Faktoren zu berücksichtigen und gegenüber des Risikos der Rissbildung beim Spannungsarmglühen abzuwägen. Inwiefern sich eine Kombination aus unterschiedlich hohen Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen positiv auf den Reaktionskraftverlauf¹ auswirkt, ist in weiteren Untersuchungen zu klären.

4.4.4.2 Einfluss der Streckenenergie auf die Reaktionskräfte

Der Einfluss der Streckenenergie auf die Reaktionskräfte während des Schweißens und auf das resultierende Kraftniveau nach dem Abkühlen auf Umgebungstemperatur wird exemplarisch an den Versuchen B und D (vgl. *Abbildung 4.55*) diskutiert. Die Versuche wurden mit einer Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur von $T_{(p,i)} = 240\text{ °C}$ und einer Streckenenergie von $E = 25\text{ kJ/cm}$ (Versuch B) und $E = 45\text{ kJ/cm}$ (Versuch D) geschweißt. *Abbildung 4.59* zeigt den Reaktionskraftverlauf der beiden Versuche vom Vorwärmen und Schweißen, Diagramm (a), bis zur Abkühlung auf Umgebungstemperatur, Diagramm (b).

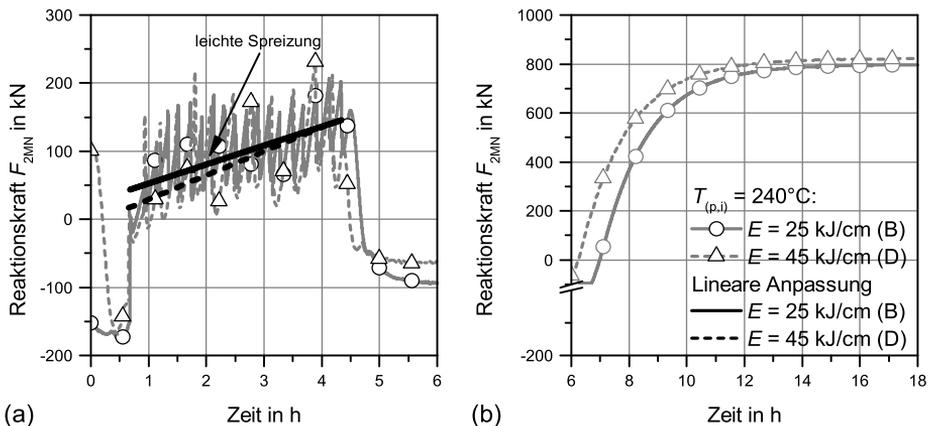


Abbildung 4.59: Einfluss der Streckenenergie auf die Reaktionskräfte während des Schweißens (a) und der Abkühlung auf Raumtemperatur (b), $E = 25\text{ kJ/cm}$ und 45 kJ/cm , $T_{(p,i)} = 240\text{ °C}$

Das Vorwärmen der Proben auf $T_{(p,i)} = 240\text{ °C}$ hat eine Druckkraft von $F_{2MN} = (145 \pm 5)\text{ kN}$ zur Folge. Im Gegensatz zur Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur hat die Erhöhung der Streckenenergie keine Parallelverschiebung des Reaktionskraftverlaufes zur Folge, sondern führt beim Schweißen der ersten Lagen zunächst zu einer um 38 kN höheren Reaktionskraft in Versuch (B),

¹ Beispielsweise: Kraftreduzierung im Wurzelbereich durch höhere Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur beim Schweißen der ersten Lagen.

welche sich mit fortschreitendem Schweißverlauf reduziert. Dies wird durch die leichte Spreizung der linearen Anpassungsfunktionen verdeutlicht (vgl. *Abbildung 4.59*). Mit jedem Schweißzyklus nimmt der Kraftanstieg in Versuch (B) (vgl. *Abbildung 4.61*) weniger stark zu als in Versuch (D), sodass vor dem Schweißen der letzten Raupe die Reaktionskraft in Versuch (D) 7 kN über der in Versuch (B) liegt. Beim Abkühlen auf Raumtemperatur vergrößert sich die Kraftdifferenz leicht, wobei die Endreaktionskraft von Versuch (D) mit 821 kN um 24 kN über der von Versuch (B) mit 797 kN liegt, was qualitativ in Übereinstimmung mit [154, 212] ist. Im Gegensatz zur Zwischenlagentemperatur verkürzt sich die Gesamtschweißzeit durch die Erhöhung der Streckenenergie nur geringfügig, um $\approx 4\%$, was darauf schließen lässt, dass sich die durch den Schweißprozess eingebrachte Gesamtwärmemenge mit steigender Streckenenergie nur geringfügig verändert.

Abbildung 4.60 veranschaulicht einen vergrößerten Ausschnitt der Kraftverläufe während des Schweißens der zweiten und der letzte Schweißraupe¹. Während in Versuch (B) das Schweißen (A–B) der zweiten Raupe, analog zum unter *Abschnitt 4.4.3.2* beschriebenen Zentralpunktversuch, ein Absinken der Reaktionskraft zur Folge hat, steigt diese bei Versuch (D), mit $E = 45$ kJ/cm, nach kurzer Stagnation in Übereinstimmung mit [214] leicht an, vgl. (A'–B').

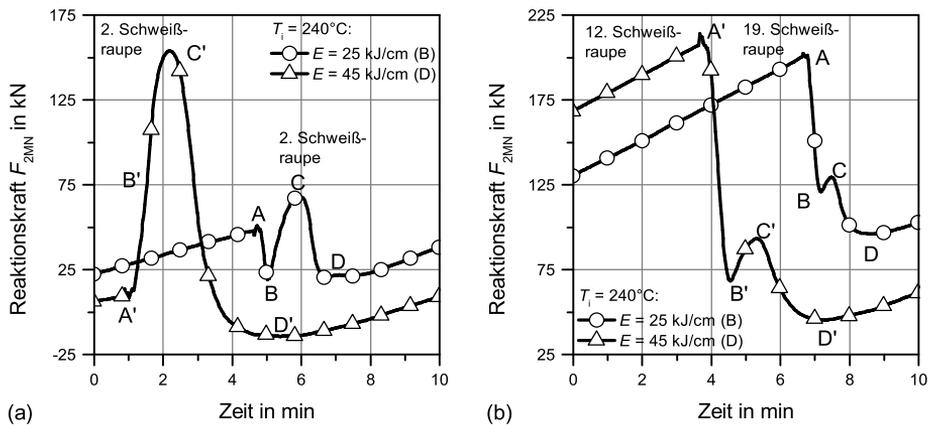


Abbildung 4.60: Einfluss der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskräfte während des Schweißens der zweiten (a) sowie der 12. und 19. (letzten) Schweißraupe (b), $E = 25$ kJ/cm und 45 kJ/cm, $T_{(p,i)} = 240$ °C

Das größere Schweißnahtvolumen führt offenbar dazu, dass die Kontraktionen des bereits abkühlenden Nahtbereichs auch beim Schweißen der zweiten Raupe größer ist als die Ausdehnung des angrenzenden Grundwerkstoffes infolge der Wärmeeinbringung durch den Schweißprozess. Ein Absinken der Reaktionskraft beim Schweißen zeigt sich in Versuch (B) erst ab der dritten Raupe. Auffällig ist weiterhin die stärker ausgeprägte Reaktionskraftänderung in den einzelnen Phasen (A–D). Durch die größere Wärmemenge und das größere Schweißraupenvolumen werden ab der dritten Raupe der Kraftabbau während des Schweißens (A'–B') und der Phasenumwandlung (C'–D') sowie der Kraftanstieg in den beiden Schrumpfphasen (B'–C', D'–A') verstärkt. Bemerkenswert ist, dass zu Beginn des Schweißens (Punkt: A, A') der jeweils letzten Schweißraupe das Kraftniveau in beiden Versuchen nahezu identisch ist. *Tabelle 4.9* fasst die Kraftänderung in den einzelnen Phasen der zweiten und letzten Schweißraupe zusammen. *Abbildung 4.61* stellt die kumulierte

¹ 12. Schweißraupe ($E = 45$ kJ/cm) und 19. Schweißraupe ($E = 25$ kJ/cm.), vgl. Einfluss der Streckenenergie auf den Strukturellen Aufbau der Schweißnaht in *Abschnitt 4.2.1* und *4.4.1*.

Tabelle 4.9: Änderung der Reaktionskräfte in Abhängigkeit von der Streckenergie, $E = 25 \text{ kJ/cm}$ und 45 kJ/cm , $T_{(p,i)} = 240 \text{ °C}$

| Phase | Kraftänderung ^a | | | |
|-----------------|----------------------------|------------------------|-----------------------------------|------------------------|
| | 2. Schweißbraupe | | letzte Schweißbraupe ^b | |
| | $E = 25 \text{ kJ/cm}$ | $E = 45 \text{ kJ/cm}$ | $E = 25 \text{ kJ/cm}$ | $E = 45 \text{ kJ/cm}$ |
| A – B / A' – B' | 29 kN ↓ | 33 kN ↑ | 80 kN ↓ | 138 kN ↓ |
| B – C / B' – C' | 49 kN ↑ | 112 kN ↑ | 8 kN ↑ | 24 kN ↑ |
| C – D / C' – D' | 48 kN ↓ | 168 kN ↓ | 33 kN ↓ | 48 kN ↓ |
| D – A / D' – A' | 69 kN ↑ | 79 kN ↑ | 701 kN ↑ ^c | 776 kN ↑ ^c |
| Σ | 41 kN ↑ | 56 kN ↑ | 596 kN ↑ ^c | 614 kN ↑ ^c |

^a ↑: Kraftanstieg (Zugkraftanstieg bzw. Druckkraftreduktion)

↓: Kraftabbau (Zugkraftreduktion bzw. Druckkraftanstieg)

^b 12. Schweißbraupe ($E = 45 \text{ kJ/cm}$) und 19. Schweißbraupe ($E = 25 \text{ kJ/cm}$)

^c nach Wasserstoffarmglühung und Abkühlung auf Umgebungstemperatur

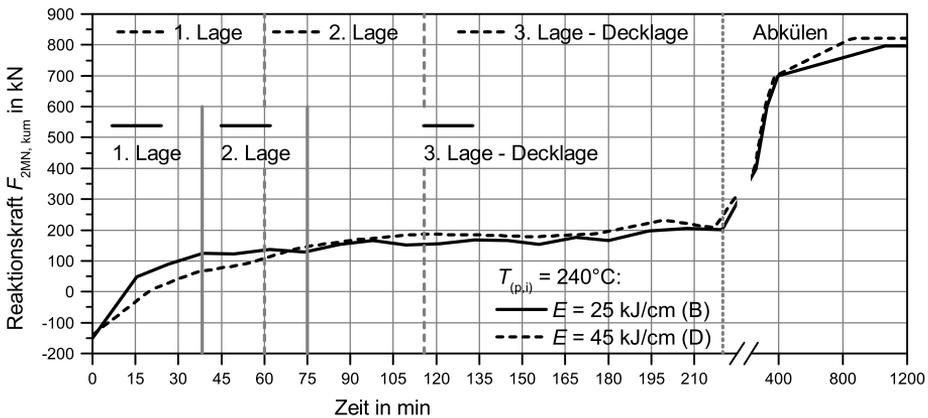


Abbildung 4.61: Änderung der Reaktionskraft $F_{2MN, kum}$ zwischen den einzelnen Schweißzyklen und bei Abkühlung auf Raumtemperatur, $E = 25 \text{ kJ/cm}$ und 45 kJ/cm , $T_{(p,i)} = 240 \text{ °C}$

Änderung der Reaktionskraft zwischen den einzelnen Schweißzyklen und bei der Abkühlung auf Raumtemperatur dar. Die leichte Spreizung der linearen Anpassungsfunktion zum Schweißbeginn spiegelt sich, wie zu erwarten, auch im größeren Kraftanstieg beim Schweißen der ersten Lage von Versuch (B) wider. Anhand der zeitlichen Verschiebung der einzelnen Schweißzyklen erklärt sich der unterschiedliche Anstieg der Reaktionskraft zum Schweißbeginn. Bereits nach der ersten Lage von Versuch (D) haben die Reaktionskräfte ein gemeinsames Niveau erreicht, welches bis zum Schweißende langsam weiter ansteigt. Die Kraftdifferenz erhöht sich erst beim Abkühlen auf Raumtemperatur und lässt darauf schließen, dass die eingebrachte Gesamtwärmemenge in Versuch (D) geringfügig größer ist als in Versuch (B). Da der Verdoppelung der Streckenergie keine Halbierung der Raupenzahl folgt, ist anzunehmen, dass mit steigender Streckenergie überproportional mehr Wärme in den Grundwerkstoff eingebracht wird, als Draht abgeschmolzen wird.

Es bleibt festzuhalten, dass sich die Erhöhung der Streckenergie zwar signifikant auf die Kraftänderung während der Schweiß-, Umwandlungs- und Abkühlphasen der einzelnen Schweißbraupen, jedoch kaum auf die Endreaktionskraft auswirkt.

4.4.4.3 Statistische Auswertung des Einflusses der Wärmeführung auf die Reaktionskraft

Mit Hilfe der statistischen Auswertung der Versuchsergebnisse lässt sich die Wirkung der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur ($T_{(p,i)}$) und der Streckenenergie (E)¹ auf die Reaktionskraft F_{2MN} ² effektiv bewerten und quantifizieren. Für die Auswertung werden zunächst nur die Eckpunktversuche³ berücksichtigt. Die Steigung der Verbindungsgeraden zwischen den jeweiligen Faktorstufen im Haupteffektendiagramm (vgl. *Abbildung 4.62*, Diagramm (a)) gibt Aufschluss über die Effektstärke der Faktoren. Die Abweichung der Linien von der Parallelität in Diagramm (b) ist der Effekt der Wechselwirkung beider Faktoren. Es ist offensichtlich, dass die resultierende Endreaktionskraft maßgeblich durch die Höhe der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur beeinflusst wird und keine Wechselwirkung zwischen den Faktoren vorliegt.

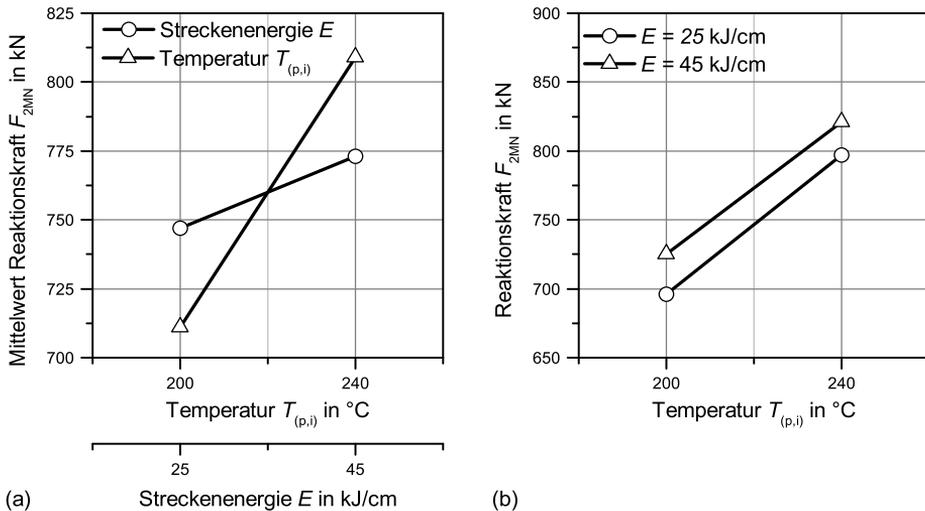


Abbildung 4.62: Haupteffekt- (a) und Wechselwirkungsdiagramm (b) für die Reaktionskraft nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur

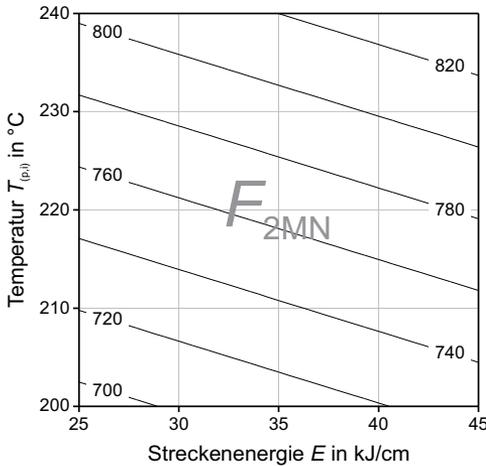
Aus der Analyse des vollständig faktoriellen Versuchsplans berechnet sich das Bestimmtheitsmaß zu $R^2 = 99,85\%$, womit eine sehr gute Abbildungsqualität des Modells erreicht wird. Mit einer Wahrscheinlichkeit von $p = 0,025$ ist der Effekt der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur als signifikant zu bezeichnen, nach Möglichkeit jedoch mit zusätzlichen Daten zu belegen. Der Effekt der Streckenenergie hingegen liegt mit einer Wahrscheinlichkeit von $p = 0,101$ oberhalb des Signifikanzniveaus von 5%. *Abbildung 4.63* fasst die Varianzanalyse des vollfaktoriellen Versuchsplans und das auf dem mathematischen Modell der Eckdaten basierende Konturdiagramm zusammen.

Die Ergänzung des vollfaktoriellen Versuchsplans durch die Ergebnisse des mehrfach realisierten Zentrumspunkt und der Sternpunkte zu einem zentral zusammengesetzten Versuchsplan ermöglicht die Erfassung und Zuordnung nichtlinearer Zusammenhänge. Zusätzlich liefert die Mehrfachrealisierung des Zentrumspunktes ein Maß für die Zufallsstreuung. Die Regressionsanalyse des zentral

1 Faktoren.

2 Zielgröße.

3 Daraus resultiert ein vollständig faktorieller Versuchsplan.



Ergebniss der Varianzanalyse:

| | |
|--------------------------------|---|
| Regressionsmodell: | linear |
| Bestimmtheitsmaß R^2 | 99,85 % |
| Signifikante Faktoren: | Temperatur $T_{(p,0)}$ (B) |
| Signifikante Wechselwirkungen: | keine |
| Mathematisches Modell | $F_{2MN} = 166,75 + 1,25 \times E + 2,5 \times T_{(p,0)}$ |

* mit: E in kJ/cm, $T_{(p,0)}$ in °C, F_{2MN} in kN

Abbildung 4.63: Effekt der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskraft F_{2MN} in kN nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur, Eckpunktversuche, Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und Varianzanalyse

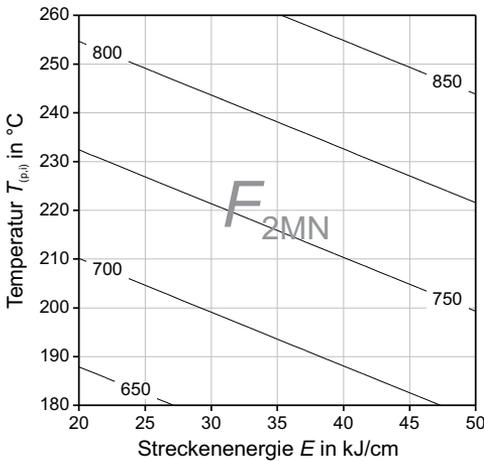
zusammengesetzten Versuchsplans liefert mit einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 94,72\%$ immer noch ein Modell mit guter Abbildungsqualität. Die Effekte der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur mit einer Wahrscheinlichkeit von $p = 0,000$ und der Streckenenergie mit $p = 0,002$, sind als höchst¹ bzw. hoch signifikant einzustufen. Eine Zusammenfassung der Regressionsanalyse und das daraus resultierende Konturdiagramm zeigt *Abbildung 4.64*. Das Ergebnis der Varianzanalyse des vollfaktoriellen Versuchsplans wird durch den nahezu identischen Verlauf der Höhenlinien (vgl. *Abbildungen 4.63 und 4.64*) sowie die geringe Anpassung des mathematischen Modells bestätigt. Eine nichtlineare Abhängigkeit oder Wechselwirkung der Faktoren existieren nicht. Das um die zusätzlichen Faktorstufen erweiterte Haupteffektdiagramm (vgl. *Abbildung A.14*) und das Wechselwirkungsdiagramm (vgl. *Abbildung A.15*) finden sich im Anhang.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Streckenenergie und die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur einen signifikanten Effekt auf die Endreaktionskraft beim Schweißen unter definierten Einspannbedingungen haben. Die Ergebnisse aus der Analyse und dem Vergleich einzelner Versuche werden durch die Regressionsanalyse des zentral zusammengesetzten Versuchsplans bestätigt. Die größte Wirkung auf die Endreaktionskraft hat die Zwischenlagentemperatur, was auf die Ausdehnung des Temperaturfeldes sowie die Anhebung des Temperaturniveaus zurückzuführen ist. Der Einfluss der Streckenenergie begründet sich in dem sich disproportional verändernden Wärmeeintrag in den Grundwerkstoff und die abschmelzende Drahtelektrode, hat jedoch einen deutlich geringeren Effekt auf die Endreaktionskraft.

4.4.5 Entwicklung der Reaktionsmomente während der schweißtechnischen Verarbeitung

Beim Mehrlagenschweißen führt die heterogene Schrumpfung des Schweißgutes zu exzentrischen Schrumpfkraften, die an frei schrumpfenden Proben einen Verzug hervorrufen würden. In den

¹ Irrtumswahrscheinlichkeit kleiner als 1 % – 1 %.



Ergebniss der Regressionsanalyse:

| | |
|--------------------------------|--|
| Regressionsmodell: | linear |
| Bestimmtheitsmaß R^2 | 94,72 % |
| Signifikante Faktoren: | Streckenenergie E (A) Temperatur $T_{(p,i)}$ (B) |
| Signifikante Wechselwirkungen: | keine |
| Mathematisches Modell | $F_{2MN} = 178,54 + 2,48 \times E + 2,25 \times T_{(p,i)}$ |

* mit: E in kJ/cm, $T_{(p,i)}$ in °C, F_{2MN} in kN

Abbildung 4.64: Effekt der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskraft F_{2MN} in kN nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur, Zusammenfassung der Regressionsanalyse

vorliegenden Versuchen hat die definierte Einspannung zur Folge, dass sich stattdessen die Biegemomente M_x um die Schweißnahtlängsachse und M_z um die Achse in Dickenrichtung ausbilden. Das Biegemoment M_x resultiert aus der exzentrischen Verteilung der Querkräfte in Dickenrichtung und wird durch den unsymmetrischen Nahtaufbau und des sich daraus entwickelnden Temperaturfeldes hervorgerufen. Unter freier Schrumpfung führt dies zum Winkelverzug der Probe. Das Biegemoment M_z resultiert hingegen aus der exzentrischen Verteilung der Querkräfte entlang der Schweißnahtlängsachse. Es wird durch die sich zum Schweißnahtende verändernde Wärmeableitung verursacht und ist von der Probendimension sowie der eingebrachten Wärmemenge abhängig und verstärkt sich bei Einhaltung einer konstanten Schweißrichtung. Unter freier Schrumpfung können diese Mechanismen zur sogenannten Verwerfung der Probe führen.

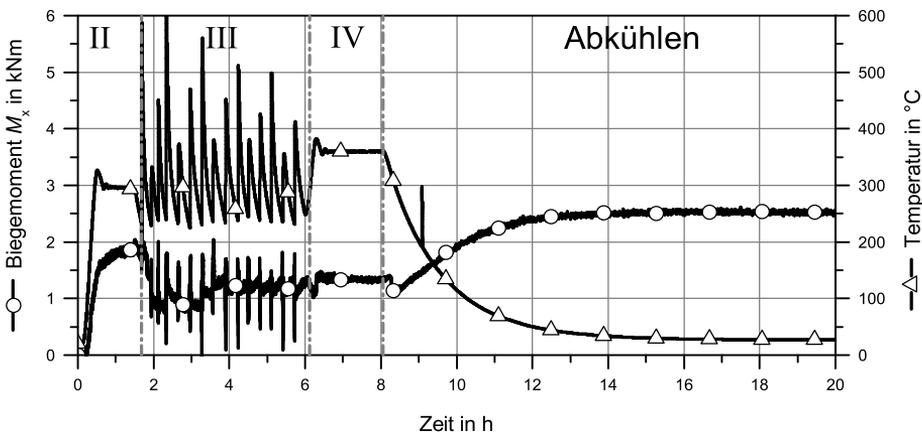


Abbildung 4.65: Reaktionsmoment M_x und Temperatur während des simulierten Fertigungsprozesses in der 2-MN-Prüfanlage, Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220$ °C, $E = 35$ kJ/cm, II: Vorwärmen, III: Schweißen, IV: Wasserstoffarmglühen

Das Biegemoment M_x und die Temperatur¹ während des simulierten Fertigungsprozesses sind in *Abbildung 4.65* dargestellt. Die Entwicklung des Biegemomentes M_x während des Vorwärmens (II), Schweißens (III) und des Wasserstoffarmglühens (IV) wird anhand des Zentralpunktversuches² erläutert. Entsprechend *Abschnitt 4.4.3* wird auf die Auswertung der Reaktionsmomente während der Probenheftung verzichtet. Die Effekte der Streckenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Entwicklung des Biegemomentes M_x werden mittels der Eckpunktversuche dargestellt, erläutert und abschließend durch eine Regressionsanalyse statistisch zusammengefasst und bewertet.

Der Verlauf des Biegemomentes M_z während des simulierten Fertigungsprozesses findet sich im Anhang, siehe *Abbildung A.16*. Wie in *Abschnitt 3.2.7* erläutert, führt bereits die homogene Vorwärmung dazu, dass sich ein Biegemoment von $M_z \approx 5 \text{ kN m}$ einstellt. Dieses resultiert jedoch lediglich aus der unterschiedlichen Dehnung der Kolbenstangen und ist vom Endwert des Biegemomentes nach dem Schweißen abzuziehen. Die aus dem Biegemoment M_z resultierende Biegespannung ist in Übereinstimmung mit [143, 214] gegenüber den aus den Reaktionskräften und dem Biegemoment M_x resultierenden Reaktionsspannungen sehr klein. In den vorliegenden Versuchen betragen die aus dem Biegemoment M_z resultierenden Biegespannungen lediglich $\sigma_{B,M_z} = (7,6 \pm 3) \text{ MPa}$. Da weiterhin kein signifikanter Effekt der Wärmeleitung auf das Biegemoment M_z nachweisbar ist, wird es nicht im Detail betrachtet.

4.4.5.1 Momentenverlauf während des Vorwärmens (II)

Abbildung 4.66 stellt die Entwicklung des Reaktionsmomentes M_x und der Temperatur während des Vorwärmens und des Einbringens der ersten Schweißraupe dar. Zu Beginn des Versuches ist die gehetzte Probe unter einer Vorlast von 100 kN momentenfrei eingespannt.

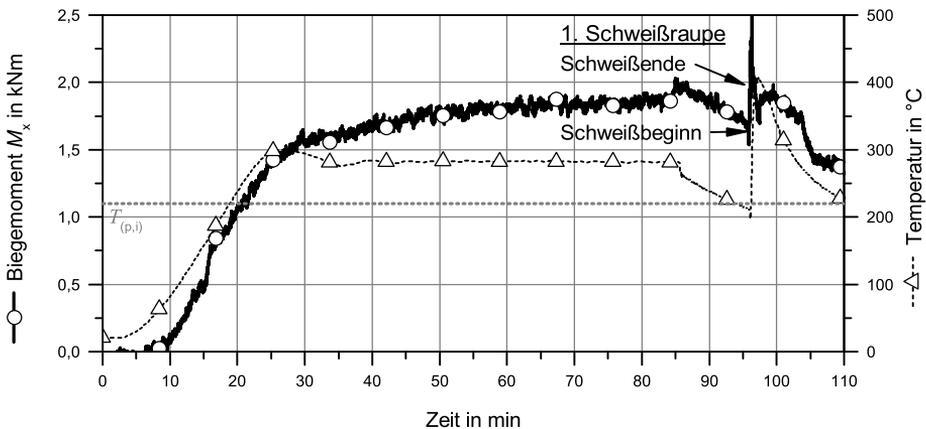


Abbildung 4.66: Reaktionsmoment M_x und Temperatur während des Vorwärmens, Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220 \text{ °C}$, $E = 35 \text{ kJ/cm}$

Während der homogenen Vorwärmung baut sich infolge der exzentrischen Kraftübertragung über die an der Unterseite angeschweißte Badstütze ein positives Biegemoment M_x auf, siehe *Abbil-*

1 Position des Thermoelements: Probenmitte, 15 mm zur Schweißnahtflanke.

2 Streckenergie $E = 35 \text{ kJ/cm}$, Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur $T_{(p,i)} = 220 \text{ °C}$.

dung 4.67. Nach dem Entfernen des Ofens kühlt der Schweißnahtbereich bis auf die festgelegte Vorwärmtemperatur ab, infolgedessen das Biegemoment M_x wieder leicht sinkt und vor der Ausbringung der ersten Schweißraupe $M_x = 1,7 \text{ kNm}$ beträgt. Die Erläuterung des mit dem Schweißbeginn einsetzenden Anstiegs des Biegemomentes M_x und der während der einzelnen Schweiß-, Umwandlungs- und Abkühlphasen ablaufenden Vorgänge erfolgt im nächsten Abschnitt.

Der Einfluss unterschiedlicher Vorwärmtemperaturen auf das resultierende Biegemoment M_x wird in *Abbildung 4.67*, exemplarisch anhand von zwei Versuchen, Vorwärmtemperatur $T_p = 200^\circ\text{C}$ und $T_p = 240^\circ\text{C}$, erläutert. Wie zu erwarten, hat die Anhebung der Vorwärmtemperatur eine Erhöhung des Biegemomentes zur Folge, was im Fall der dargestellten Versuche zum Anstieg des Biegemomentes um ca. 38 %, von $M_x = 1,6 \text{ kNm}$ auf $M_x = 2,2 \text{ kNm}$ führt. Wie schematisch in *Abbildung 4.67* dargestellt, vergrößert sich mit steigender Vorwärmtemperatur das Temperaturfeld und das Temperaturniveau hebt sich an, woraus eine größere thermische Expansion der Probe folgt. Aufgrund der einseitigen Kraftübertragung steigt die Kraft an der Probenunterseite stärker an als an der Probenoberseite, was die Entwicklung eines positiven Biegemomentes bewirkt, vgl. *Abschnitt 3.2.7*.

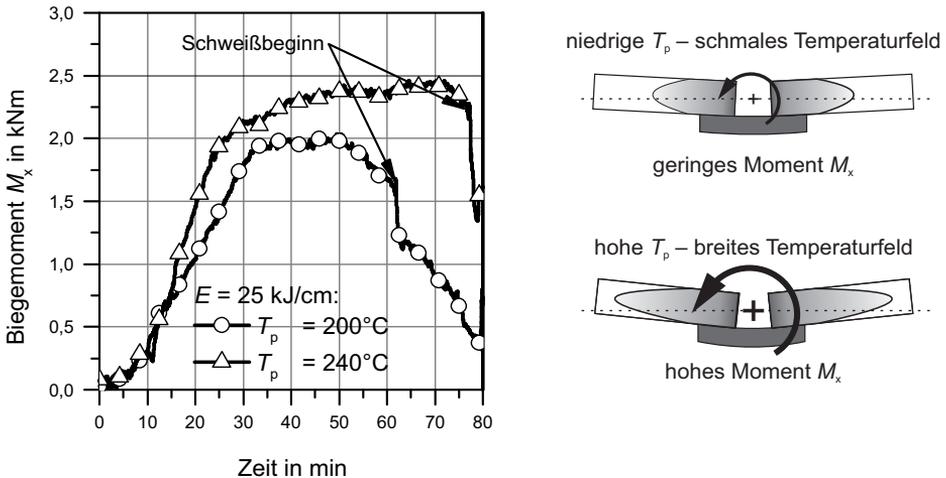


Abbildung 4.67: Reaktionsmoment M_x vor Schweißbeginn in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur T_p , schematische Darstellung des Effekts der Vorwärmtemperatur

Es bleibt festzuhalten, dass sich die Höhe der Vorwärmtemperatur signifikant auf das Biegemoment vor Schweißbeginn auswirkt und damit ebenfalls zur Gesamtbeanspruchung der ohnehin zumeist hoch beanspruchten Wurzellage beiträgt. Für die Praxis bedeutet dies, dass bei Bauteilschweißungen mit größeren Blechdicken, welche zuvor geheftet wurden, eine mögliche Belastung infolge der Vorwärmung zu berücksichtigen ist. Weiterhin ist davon auszugehen, dass der Einfluss der Vorwärmung auf die resultierenden Reaktionskräfte und -momente grundsätzlich auch auf andere vor dem Schweißen geheftete Nahtkonfigurationen, wie V- oder Tulpennaht, übertragbar ist. Für eine Quantifizierung der resultierenden Belastung bei anderen Blechdicken, Nahtvorbereitungen und Schweißverfahren sind weiterführende Versuche unter definierter Einspannung und Berücksichtigung der lokalen¹ und globalen² Steifigkeiten, d.h. des Einspanngrades, unerlässlich.

1 Steifigkeit der Schweißnahtkonfiguration (Einspanngrad des Bleches).

2 Steifigkeit des Bauteils (Einspanngrad der umgebenden Konstruktion).

4.4.5.2 Momentenverlauf während des Schweißens (III)

Entsprechend den Reaktionskräften verändert sich auch das Biegemoment M_x während des Schweißprozesses und wird für eine detaillierte Betrachtung in drei Abschnitte, Wurzellage, Fülllagen und Decklage unterteilt. Die das Biegemoment M_x beeinflussenden Vorgänge während der Ausbringung der einzelnen Schweißraupen und der sich anschließenden Abkühlung gleichen denen der Reaktionskraft und werden im Folgenden nochmals aufgeführt.

A–B : Schweißprozess (**A**: Schweißstart, **B**: Schweißende)

B–C : 1. Schrumpfphase bis zum Beginn der bainitischen Phasenumwandlung

C–D : Bainitische Phasenumwandlung (**C**: B_s , **D**: B_f)

D–A : 2. Schrumpfphase bis zum Beginn der nächsten Schweißraupe

Der erste Abschnitt, die Wurzellage, umfasst die Schweiß- und Abkühlphasen der ersten drei Schweißraupen und ist in *Abbildung 4.68* dargestellt. Im Gegensatz zur Reaktionskraft grenzen sich beim Biegemoment die sich an den Schweißprozess anschließenden Schrumpf- und Umwandlungsphasen in der Wurzellage weniger deutlich voneinander ab. Die Bestimmung der einzelnen Phasen erfolgte unter Zuhilfenahme des Reaktionskraftverlaufes, welcher den Momentenverlauf in *Abbildung 4.68* ergänzt.

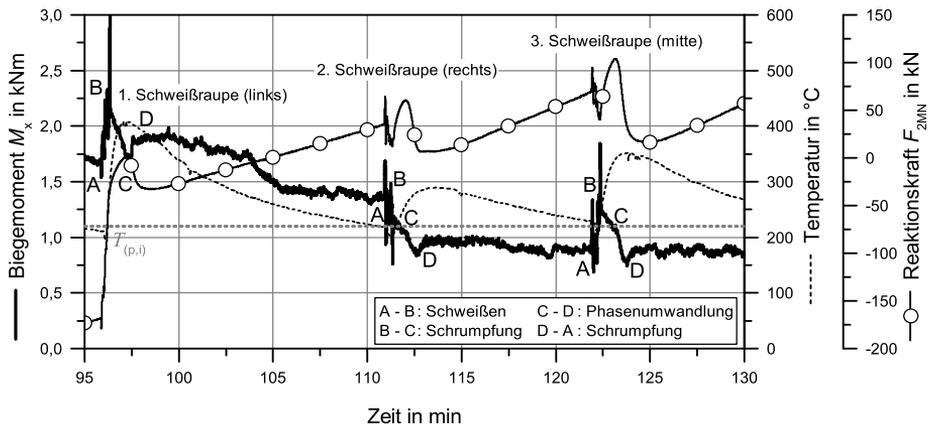


Abbildung 4.68: Reaktionsmoment M_x während des Schweißens der Wurzellage (Schweißraupe: 1–3), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

Vor Schweißbeginn der ersten Raupe hat sich infolge der Vorwärmung ein Biegemoment von $M_x = 1,7\text{ kNm}$ aufgebaut, welches sich aufgrund der stark außermittigen Wärmeeinbringung während der Ausbringung der ersten Schweißraupe (Phase A–B) weiter erhöht. Nach Abschluss des Schweißprozesses (Punkt: B) bewirken der Temperaturlausgleich zwischen Probenunter- und -oberseite sowie die außermittige Schrumpfung des eingebrachten Schweißgutes eine Reduzierung des Biegemomentes während der ersten Schrumpfphase (B–C). Die sich anschließende bainitische Phasenumwandlung (C–D) hat, außer bei der ersten Schweißraupe, ein weiteres Absinken des Biegemomentes M_x zur Folge. Ursächlich für den leichten Anstieg des Biegemomentes während der Phasenumwandlung (C–D) der ersten Schweißraupe, um $M_x = 0,2\text{ kNm}$, ist eine minimale Lose in der Verbindungsstelle der oberen Kolbenstange der 2-MN-Prüfanlage. Dies führt

Tabelle 4.10: Änderung des Biegemomentes M_x während des Schweißens der Wurzellage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

| Phase | Zeit | Änderung des Biegemomentes M_x^a | | |
|----------|------------|------------------------------------|--------------------|--------------------|
| | | 1. Schweißraupe | 2. Schweißraupe | 3. Schweißraupe |
| A–B | 27 ± 3 s | 0,44 kN m ↑ | 0,09 kN m ↓ | 0,40 kN m ↑ |
| B–C | 50 ± 3 s | 0,40 kN m ↓ | 0,22 kN m ↓ | 0,16 kN m ↓ |
| C–D | 75 ± 26 s | 0,20 kN m ↑ | 0,13 kN m ↓ | 0,19 kN m ↓ |
| D–A | 10 ± 2 min | 0,58 kN m ↓ | 0,06 kN m ↓ | 0,09 kN m ↓ |
| Σ | | 0,34 kN m ↓ | 0,50 kN m ↓ | 0,04 kN m ↓ |

^a ↑: Momentenanstieg ($\Delta F_{\text{oben}} - \Delta F_{\text{unten}} > 0$)
 ↓: Momentenabbau ($\Delta F_{\text{oben}} - \Delta F_{\text{unten}} < 0$)

dazu, dass sich im Bereich des Nulldurchgangs¹ kurzzeitig die Steigung des Kraftverlaufs der oberen Kolbenstange ändert, was sich in einem abrupten Anstieg des Biegemomentes M_x äußert. Eine Detaildarstellung² des Nulldurchgangs findet sich im Anhang in *Abbildung A.17*. In der zweiten Schrumpfpfase, nach Abschluss der bainitischen Phasenumwandlung, fällt das Biegemoment M_x wegen der exzentrischen Schrumpfung erneut ab. Bemerkenswert ist, dass das Biegemoment in den Schrumpfpfasen (Volumenabnahme) und während der Phasenumwandlung (Volumenzunahme) sinkt. Die Begründung hierfür ist in der Exzentrizität der Wärmeeinbringung sowie den Abkühlbedingungen zu suchen und wird im *Abschnitt 4.4.6.2* näher erläutert.

Eine Zusammenfassung über die Änderung des Biegemomentes während der einzelnen Phasen der Wurzellage gibt *Tabelle 4.10*. Die Summe der Einzelbeträge zeigt die Veränderung des Biegemomentes M_x zwischen den einzelnen Schweißungen. Nach der deutlichen Reduzierung des Biegemomentes M_x während der ersten beiden Schweißraupen flacht der Verlauf nach der dritten Raupe ab. Mit Einbringen der vierten Raupe (Beginn des zweiten Abschnittes) kehrt sich der Trend erstmals um und das Biegemoment steigt leicht an, vgl. *Abbildung 4.69*. Wie klar zu erkennen ist, nimmt die das Biegemoment erhöhende Wirkung des Schweißprozesses (A–B) mit jeder Raupe ab, wohingegen der durch die bainitische Phasenumwandlung (C–D) verursachte Momentenabbau ansteigt. Auffällig ist weiterhin, dass sich der momentenreduzierende Effekt der ersten Schrumpfpfase (B–C) ab der vierten Raupe umkehrt. Wie der *Tabelle 4.11* zu entnehmen ist, trägt die zweite Schrumpfpfase (D–A) ab der fünften Schweißraupe kaum noch zur Reduzierung des Biegemomentes bei, sodass insgesamt ein leichter Momentenanstieg um $M_x = 0,51\text{ kN m}$ während der ersten Fülllage zu verzeichnen ist. Ursache für den veränderten Momentenverlauf ist die Annäherung des Schweißgutes³ an die neutrale Faser mit fortschreitendem Schweißprozess und der daraus hervorgehenden Abnahme der Exzentrizität.

Abbildung 4.70 veranschaulicht den Verlauf des Biegemomentes M_x während des Schweißens der zweiten Fülllage. Die zunehmende Nahtfüllung hat zur Folge, dass sich die Wärme während des Schweißens (A–B) gleichmäßig über den Probenquerschnitt verteilt und sich das Biegemoment M_x bei der Ausbringung der siebten und achten Raupe kaum verändert. Ab der neunten Schweißraupe kehrt sich die Wirkung des Schweißprozesses (A–B) um und führt zu einem Momentenabbau, was auf die stärkere Erwärmung der oberen Blechhälfte zurückzuführen ist. Die Wirkung der

1 Wechsel von Druck- zu Zugbeanspruchung und umgekehrt.
 2 Abtastezeit: 50 Hz.
 3 Füllhöhe.

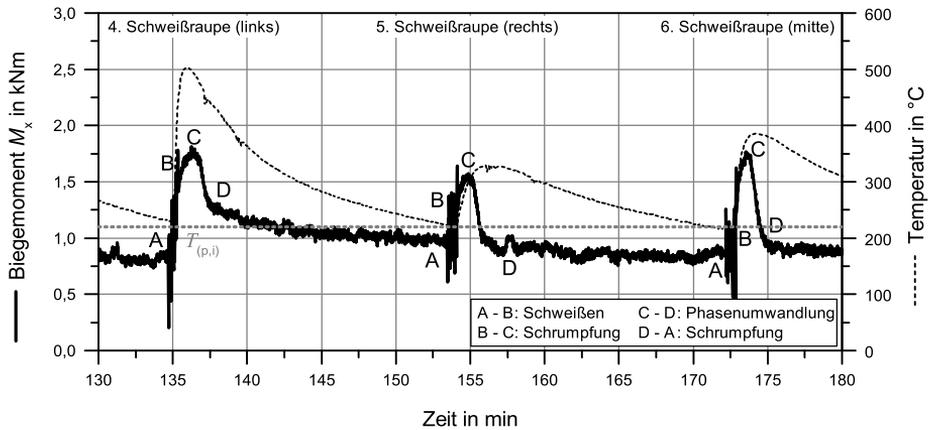


Abbildung 4.69: Reaktionsmoment M_x während des Schweißens der ersten Fülllage (Schweißraupe: 4–6), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

Tabelle 4.11: Änderung des Biegemomentes M_x während des Schweißens der ersten Fülllage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

| Phase | Zeit | Änderung des Biegemomentes M_x^a | | |
|----------|-----------------------|------------------------------------|------------------------------|------------------------------|
| | | 4. Schweißraupe | 5. Schweißraupe | 6. Schweißraupe |
| A–B | $34 \pm 4\text{ s}$ | $0,62\text{ kNm} \uparrow$ | $0,28\text{ kNm} \uparrow$ | $0,16\text{ kNm} \uparrow$ |
| B–C | $57 \pm 11\text{ s}$ | $0,33\text{ kNm} \uparrow$ | $0,26\text{ kNm} \uparrow$ | $0,71\text{ kNm} \uparrow$ |
| C–D | $150 \pm 7\text{ s}$ | $0,53\text{ kNm} \downarrow$ | $0,61\text{ kNm} \downarrow$ | $0,58\text{ kNm} \downarrow$ |
| D–A | $15 \pm 0\text{ min}$ | $0,25\text{ kNm} \downarrow$ | $0,02\text{ kNm} \downarrow$ | $0,01\text{ kNm} \downarrow$ |
| Σ | | $0,17\text{ kNm} \uparrow$ | $0,09\text{ kNm} \downarrow$ | $0,25\text{ kNm} \uparrow$ |

^a \uparrow : Momentenanstieg ($\Delta F_{\text{oben}} - \Delta F_{\text{unten}} > 0$)

\downarrow : Momentenabbau ($\Delta F_{\text{oben}} - \Delta F_{\text{unten}} < 0$)

ersten Schrumpfphase (B–C) nimmt deutlich zu, wird jedoch größtenteils durch die gegensätzliche Wirkung der bainitischen Phasenumwandlung (C–D) kompensiert. Die zweite Schrumpfphase (D–A) hat, wie in der Schweißlage zuvor, kaum noch eine Wirkung auf den Momentenverlauf.

Eine Übersicht der Veränderung des Biegemomentes M_x in den einzelnen Phasen der zweiten Fülllage gibt *Tabelle 4.12*. Der Anstieg des Biegemomentes M_x während der zweiten Fülllage wird maßgeblich durch die erste Schrumpfphase verursacht und bewirkt einen Anstieg des Biegemomentes M_x um $0,65\text{ kNm}$.

In Übereinstimmung mit [143, 214] ändert sich das Biegemoment ab der zehnten Schweißraupe nicht mehr und die Momentenänderung zwischen den einzelnen Schweißungen verläuft reversibel. Neben der ansteigenden Schweißnahtsteifigkeit¹ führt die relativ mittige Einbringung des Schweißgutes zu einem nahezu gleichmäßigen Anstieg der Kolbenkräfte², woraus während der Abkühlung auf Zwischenlagentemperatur ein konstantes Reaktionsmoment M_x resultiert.

1 Anstieg der Nahtsteifigkeit mit zunehmendem Füllgrad.

2 Die Biegemomente resultieren aus den Kraftunterschieden an den Kolbenstangen der 2-MN-Prüfanlage.

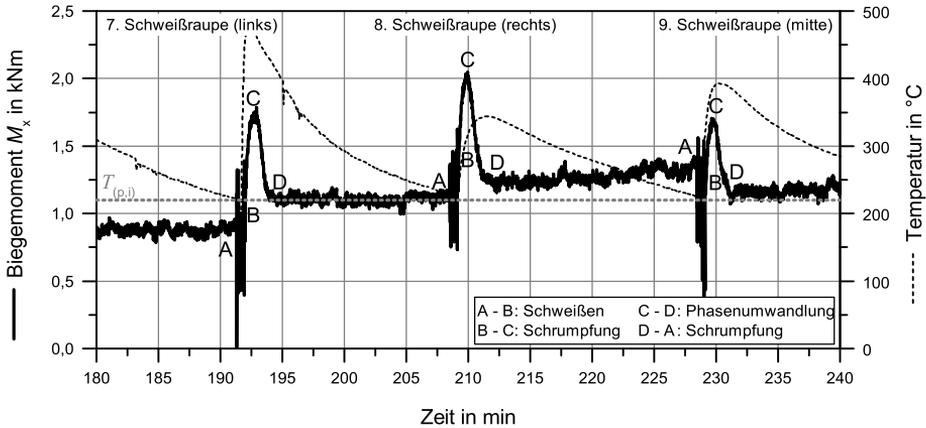


Abbildung 4.70: Reaktionsmoment M_x während des Schweißens der zweite Fülllage (Schweißraupe: 7–9), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

Tabelle 4.12: Änderung des Biegemomentes M_x während des Schweißens der zweiten Fülllage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

| Phase | Zeit | Änderung des Biegemomentes M_x^a | | |
|----------|-----------------------|--|--|--|
| | | 7. Schweißraupe | 8. Schweißraupe | 9. Schweißraupe |
| A–B | $38 \pm 6\text{ s}$ | $0,11\text{ kNm} \uparrow$ | $0,03\text{ kNm} \uparrow$ | $0,40\text{ kNm} \downarrow$ |
| B–C | $49 \pm 6\text{ s}$ | $0,71\text{ kNm} \uparrow$ | $0,86\text{ kNm} \uparrow$ | $0,69\text{ kNm} \uparrow$ |
| C–D | $128 \pm 13\text{ s}$ | $0,58\text{ kNm} \downarrow$ | $0,81\text{ kNm} \downarrow$ | $0,50\text{ kNm} \downarrow$ |
| D–A | $15 \pm 1\text{ min}$ | $0,01\text{ kNm} \uparrow$ | $0,18\text{ kNm} \uparrow$ | $0,07\text{ kNm} \uparrow$ |
| Σ | | $0,25\text{ kNm} \uparrow$ | $0,26\text{ kNm} \uparrow$ | $0,14\text{ kNm} \downarrow$ |

^a \uparrow : Momentenanstieg ($\Delta F_{\text{oben}} - \Delta F_{\text{unten}} > 0$)

\downarrow : Momentenabbau ($\Delta F_{\text{oben}} - \Delta F_{\text{unten}} < 0$)

Abbildung 4.71 und Tabelle 4.13 verdeutlichen letztlich den Verlauf des Biegemomentes und die Momentenänderung in den einzelnen Phasen des letzten Abschnitts der Decklage. Beim Schweißen der Decklage (Raupe: 13–14) resultiert aus der stark außermittigen Wärmeeinbringung weiterhin eine Abnahme des Biegemomentes um $M_x \approx 0,55\text{ kNm}$ während der Schweißphasen (A–B), die jedoch durch die Momentenzunahme infolge der ersten Schrumpfphasen (B–C), von $M_x \approx 0,53\text{ kNm}$, kompensiert werden. Die Änderung des Biegemomentes M_x während der bainitischen Phasenumwandlung (C–D) und der zweiten Schrumpfphase (D–A) haben ebenfalls eine gegensätzliche, jedoch abgeschwächte Veränderung des Biegemomentes M_x zur Folge, sodass insgesamt das Niveau des Biegemomentes M_x konstant bleibt.

Eine Zusammenfassung über den Verlauf des Biegemomentes M_x und die Veränderung des Anstiegs über den gesamten Schweißprozess liefert Abbildung 4.72. Dargestellt ist die aufsummierte Differenz des Biegemomentes zwischen den Schweißzyklen (Punkt: A), $M_{x,\text{kum}}$ (vgl. Gleichung Gleichung 4.3), sowie der Anstieg des Biegemomentes m_{M_x} .

$$M_{x,\text{kum}} = \sum \Delta M_x = M_{x,A_{(n+1)}} - M_{x,A_{(n)}} \quad (4.3)$$

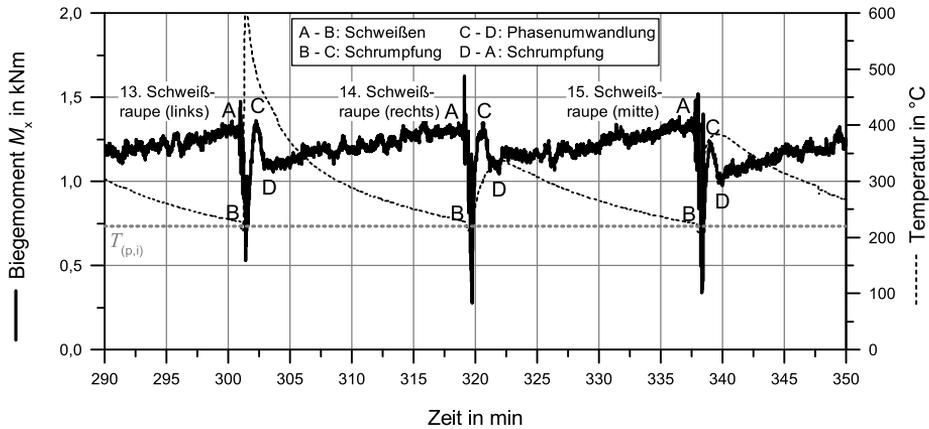


Abbildung 4.71: Reaktionsmoment M_x während des Schweißens der Decklage (Schweißraupe: 13–15), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

Tabelle 4.13: Änderung des Biegemomentes M_x während des Schweißens der Decklage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

| Phase | Zeit | Änderung des Biegemomentes M_x ^a | | |
|----------|-----------|---|--------------------|--------------------------------|
| | | 13. Schweißraupe | 14. Schweißraupe | 15. Schweißraupe |
| A–B | 45 ± 3 s | 0,55 kN m ↓ | 0,57 kN m ↓ | 0,53 kN m ↓ |
| B–C | 28 ± 53 s | 0,59 kN m ↑ | 0,55 kN m ↑ | 0,46 kN m ↑ |
| C–D | 104 ± 8 s | 0,22 kN m ↓ | 0,20 kN m ↓ | 0,16 kN m ↓ |
| D–A | – | 0,21 kN m ↑ | 0,19 kN m ↑ | 1,44 kN m ↑ ^b |
| Σ | | 0,03 kN m ↑ | 0,03 kN m ↓ | 1,21 kN m ↑^b |

^a↑: Momentenanstieg ($\Delta F_{\text{oben}} - \Delta F_{\text{unten}} > 0$)

↓: Momentenabbau ($\Delta F_{\text{oben}} - \Delta F_{\text{unten}} < 0$)

^b nach Wasserstoffarmglühung und Abkühlung auf Umgebungstemperatur

Die Abnahme des Biegemomentes M_x in der ersten Lage hat einen negativen Anstieg von durchschnittlich $\varnothing m_{M_x} = -0,37\text{ N m/s}$ zur Folge. Erst mit dem Schweißen der vierten Raupe steigt das Biegemoment M_x langsam an, was sich in dem um den Nullpunkt pendelnden Anstieg äußert. In der zweiten Lage hat dies einen durchschnittlichen Anstieg von $\varnothing m_{M_x} = 0,02\text{ N m/s}$ und bis zum Ende des Schweißprozesses von $\varnothing m_{M_x} = 0,05\text{ N m/s}$ zur Folge. Nach dem Wasserstoffarmglühen, welches aus Übersichtsgründen nicht dargestellt ist, steigt das Biegemoment M_x bis zur Abkühlung auf Raumtemperatur an und führt zu einer weiteren Zunahme des Biegemomentes um $M_x = 1,21\text{ kN m}$.

4.4.5.3 Momentenverlauf während des Wasserstoffarmglühens und der Abkühlung auf Umgebungstemperatur (IV)

Die homogene Erwärmung des Schweißnahtbereichs während der Wasserstoffarmglühung bewirkt keine Veränderung des Biegemomentes, vgl. *Abbildung 4.73*. Der Momentenverlauf nach dem Wasserstoffarmglühen ist bis zum Erreichen der Raumtemperatur durch einen geringen Anstieg

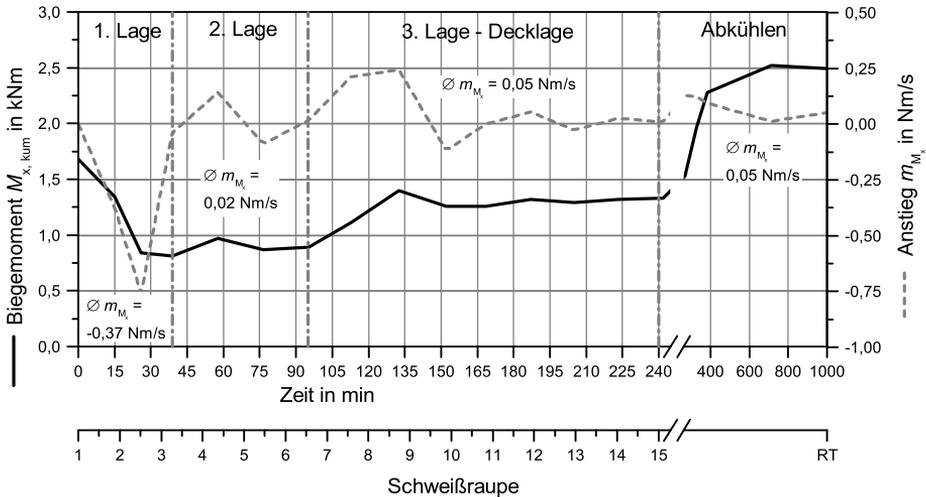


Abbildung 4.72: Reaktionsmoment M_{x-kum} (vgl. Gleichung 4.3), Anstieg des Biegemomentes m_{M_x} , Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220 \text{ }^\circ\text{C}$, $E = 35 \text{ kJ/cm}$

gekennzeichnet und erreicht nach etwa zehn Stunden einen Wert von $M_x = 2,52 \text{ kN m}$. Für den hier vorgestellten Zentralpunktversuch entspricht dies unter der Annahme eines konstanten Nahtquerschnittes einer Biegespannung an der Probenober- bzw. -unterseite von $\sigma_{B, M_x} = \pm 151 \text{ MPa}$, was dem Niveau der aus den Reaktionskräften resultierenden Normalspannung σ_y entspricht.

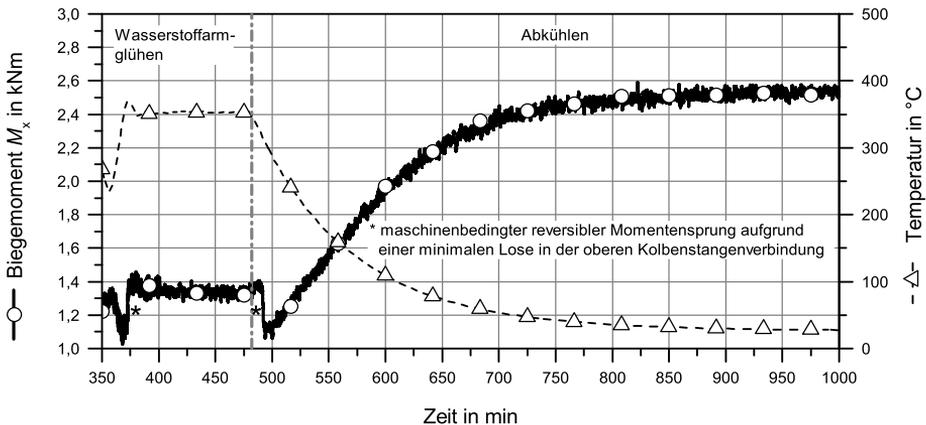


Abbildung 4.73: Reaktionsmoment M_x während des Wasserstoffarmglühens, Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220 \text{ }^\circ\text{C}$, $E = 35 \text{ kJ/cm}$

4.4.5.4 Momentenverlauf während der Wärmenachbehandlung – Spannungsarmglühen (V)

Das Biegemoment M_x berechnet sich, wie bereits erläutert, aus dem Kraftunterschied zwischen der rechten, oberen und unteren Kolbenstange und den konstruktiv vorgegebenen Hebelarmen

der 2-MN-Prüfanlage. Zur Kompensation der Temperaturexpansion und Aufrechterhaltung der schweißbedingten Beanspruchung wurde die 2-MN-Prüfanlage während der Aufheiz- und -Abkühlperiode in Kraftregelung und während der Relaxation bei 705 °C in Wegregelung betrieben. Beim Umschalten der Regelungsart führen Reibunterschiede in den Hydraulikzylindern zu einer Änderung der Reaktionskraft von bis zu ± 10 kN pro Zylinder, was eine sprunghafte Änderung des Biegemomentes M_x zur Folge hat, vgl. *Abbildung 4.74*. Dabei sind Höhe und Richtung der Kraftänderung von der wirksamen Kolbenkraft, der Kolbenposition, dem Differenzdruck und weiteren bisher nicht erfassten Störgrößen abhängig. Wird die durch das Umschalten der Regelungsart verursachte Momentenänderung vernachlässigt und lediglich die Differenz des Biegemomentes während der Relaxation bestimmt, ergibt sich eine Abnahme des Biegemomentes um 48 % auf $M_x = 1,3$ kN m, für den hier betrachteten Zentralpunktversuch. Dies entspricht unter der Annahme eines konstanten Nahtquerschnittes einer Biegespannung an der Probenober- bzw. -unterseite von $\sigma_{B, M_x} = \pm 78$ MPa.

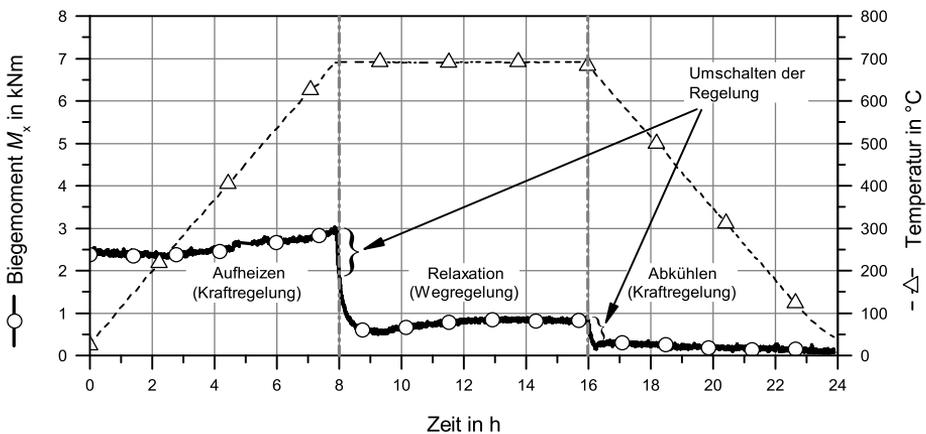


Abbildung 4.74: Reaktionsmoment M_x während der Wärmenachbehandlung, Zentralpunktversuch:
 $T_{(p,i)} = 220$ °C, $E = 35$ kJ/cm

Bemerkenswert ist, dass das Biegemoment M_x nach dem PWHT in allen auswertbaren Versuchen, analog zur Reaktionskraft F_{2MN} , auf ein nahezu einheitliches Niveau von $M_x = (1,47 \pm 0,23)$ kN m sinkt, was einer Biegespannung an der Probenober- bzw. -unterseite von $\sigma_{B, M_x} = \pm (88 \pm 14)$ MPa entspricht. Damit liegen die aus der Reaktionskraft F_{2MN} und dem Biegemoment M_x resultierenden Spannungen fast auf einem Niveau und addieren sich zu einer Gesamtspannung von ca. 200 MPa. Da die Reaktionsspannungen während der Wärmenachbehandlung bis auf die Streckgrenze bei der maximalen Haltetemperatur von 705 °C abgebaut werden¹, entspricht dies ebenfalls der Warmstreckgrenze² des untersuchten Stahls, was durch das von der Ausgangslast unabhängige Niveau der Endreaktionskraft bestätigt wird.

1 Vgl. [11, S. 138f. 206, S. 52f. 216, S. 247f. 12, S. 164f. 217, S. 164f.].

2 Bei 705 °C.

4.4.6 Einfluss der Wärmeleitung auf das Reaktionsmoment während des Schweißens

Der Einfluss der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf das Biegemoment M_x während des Schweißens wird zunächst anhand von je zwei Eckpunktversuchen, bei denen jeweils ein Faktor konstant gehalten wurde, erläutert und diskutiert. Im Anschluss werden die Wechselwirkung und Haupteffekte beider Faktoren diskutiert sowie statistisch ausgewertet. *Abbildung 4.75* zeigt die Momentenverläufe der vier Eckpunktversuche während des Vorwärmens, Schweißens, des DHTs und der Abkühlung auf Raumtemperatur. Variiert wurden die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur mit $T_{(p,i)} = 200\text{ °C}$ und $T_{(p,i)} = 240\text{ °C}$ und die Streckenenergie mit $E = 25\text{ kJ/cm}$ (Versuch: A, B) und $E = 45\text{ kJ/cm}$ (Versuch: C, D). Bereits in den Übersichtsaufnahmen zeichnet sich ein signifikanter Einfluss der Streckenenergie auf das Biegemoment M_x ab, wohingegen die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur keinen signifikanten Einfluss auf das Biegemoment zu haben scheint, da sowohl Kurvenverlauf als auch resultierendes Biegemoment unbeeinflusst sind.

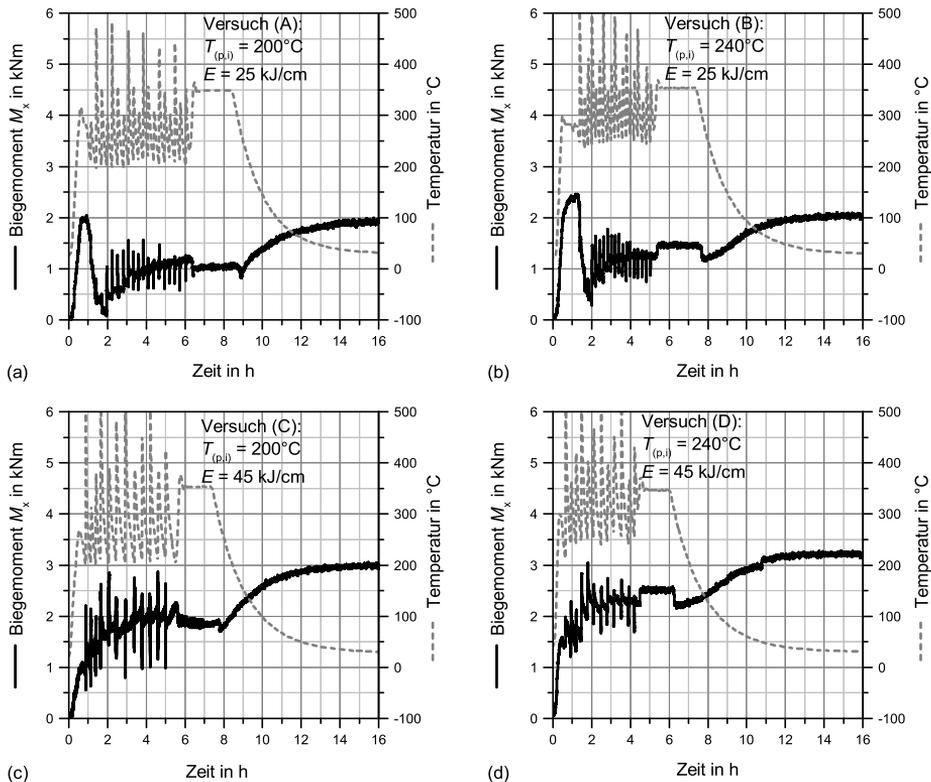


Abbildung 4.75: Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur und der Streckenenergie auf die Reaktionsmomente und Temperaturen während des Schweißens, des Wasserstoffarmglühens und der Abkühlung auf Raumtemperatur, Eckversuche des zentral zusammengesetzten Versuchsplans

4.4.6.1 Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionsmomente

In *Abbildung 4.76* sind die Kurvenverläufe des Biegemomentes M_x der Eckpunktversuche A und B während der Vorwärmung, des Schweißens, des Wasserstoffarmglühens und der Abkühlung auf Raumtemperatur dargestellt. Die polynomialen Anpassungsfunktion verdeutlicht die Veränderung des Biegemomentes während des Schweißens. Die höhere Vorwärmtemperatur in Versuch B hat zur Folge, dass sich bereits während der Vorwärmung eine Differenz von $M_x \approx 0,5 \text{ kNm}$ einstellt, welche bis zum Abschluss des Schweißprozesses und dem anschließenden DHT¹ weitestgehend konstant bleibt. Nach Abkühlung auf Raumtemperatur hingegen stellt sich in beiden Versuchen ein fast identisches Biegemoment von $M_x = 1,92 \text{ kNm}$ in Versuch A und $M_x = 2,02 \text{ kNm}$ in Versuch B ein, was darauf schließen lässt, dass die Variation der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur lediglich eine reversible Änderung des Biegemomentes M_x bewirkt.

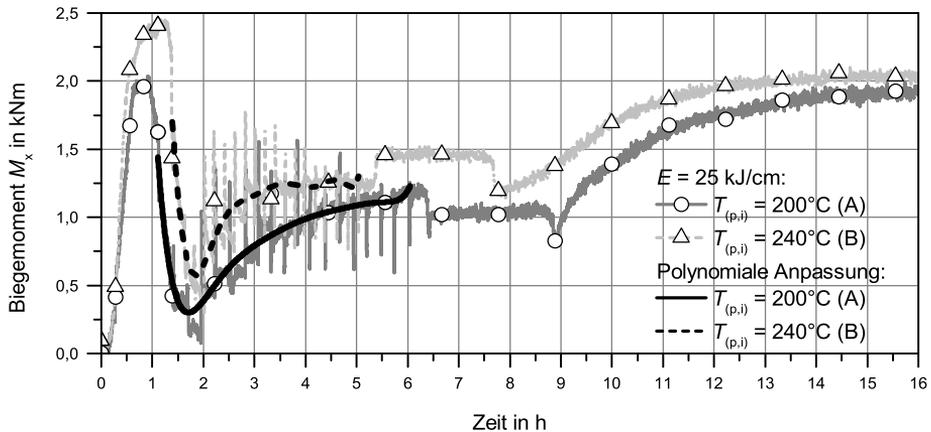


Abbildung 4.76: Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionsmomente während des Schweißens und der Abkühlung auf Raumtemperatur, $E = 25 \text{ kJ/cm}$, $T_{(p,i)} = 200 \text{ °C}$ und 240 °C

Anhand der Detaildarstellung des Momentenverlaufs der jeweils zweiten und letzten Schweißraupe in *Abbildung 4.77* zeigt sich die Wirkung der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die einzelnen Phasen während der schweißtechnischen Verarbeitung. Währenddessen die Änderung des Biegemomentes beim Schweißen (A–B, A'–B') sowie der ersten Schrumpffase (B–C, B'–C') in Versuch A stärker ausgeprägt ist als in Versuch B, ist während der bainitischen Phasenumwandlung (C–D, C'–D') und der zweiten Schrumpffase (D–A, D'–A') kein signifikanter Unterschied erkennbar. Dieser Effekt ist auf die Temperaturdifferenz zwischen Schweißprozess und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur zurückzuführen, was dazu führt, dass sich das Biegemoment bei geringeren Vorwärm- / Zwischenlagentemperaturen (große Temperaturdifferenz) stärker ändert. Auf die Phasenumwandlung (C–D, C'–D') und die zweite Schrumpffase (D–A, D'–A') wirkt sich dies jedoch nicht aus, da diese maßgeblich von der eingebrachten Schweißgutmenge und damit von der Streckenergie beeinflusst werden.

Es bleibt festzustellen, dass sich die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur zwar auf die Höhe des

¹ Unter Vernachlässigung der reversiblen Momentenänderung beim Nulldurchgang der Reaktionskraft der oberen Kolbenstange, vgl. *Abschnitt 4.4.5.2* und *4.4.5.3*.

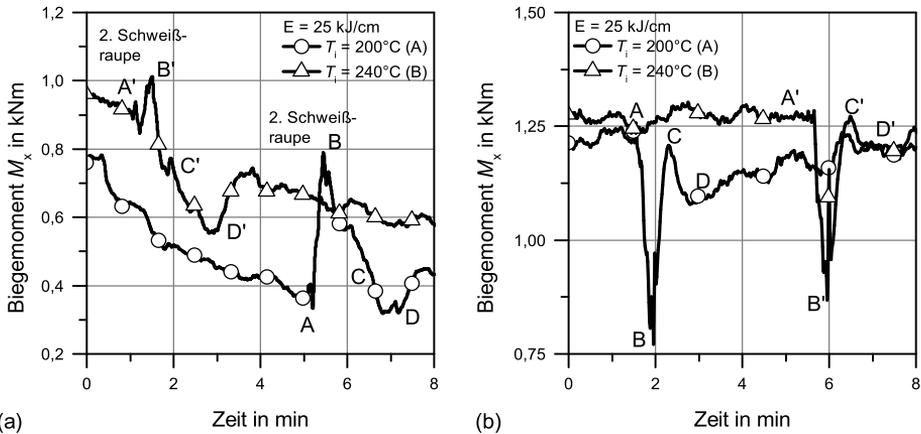


Abbildung 4.77: Einfluss der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionsmomente während des Schweißens der zweiten (a) und letzten (b) Schweißraupe, $E = 25 \text{ kJ/cm}$, $T_{(p,i)} = 200^\circ\text{C}$ und 240°C

Biegemomentes während des Schweißens auswirkt, jedoch keine signifikante Wirkung auf das resultierende Biegemoment nach Abkühlung auf Raumtemperatur hat.

4.4.6.2 Einfluss der Streckenenergie auf das Reaktionsmoment während des Schweißens

Der Einfluss der Streckenenergie auf das Biegemoment M_x während des Schweißens und nach Abkühlung auf Raumtemperatur wird exemplarisch an den Versuchen B und D (vgl. *Abbildung 4.75*) erläutert und diskutiert. Die Versuche wurden mit einer Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur von $T_{(p,i)} = 240^\circ\text{C}$ und einer Streckenenergie von $E = 25 \text{ kJ/cm}$ (Versuch B) und $E = 45 \text{ kJ/cm}$ (Versuch D) geschweißt. *Abbildung 4.78* zeigt den Verlauf des Biegemomentes M_x beider Versuche vom Vorwärmen und Schweißen, über das DHT, bis zur Abkühlung auf Raumtemperatur.

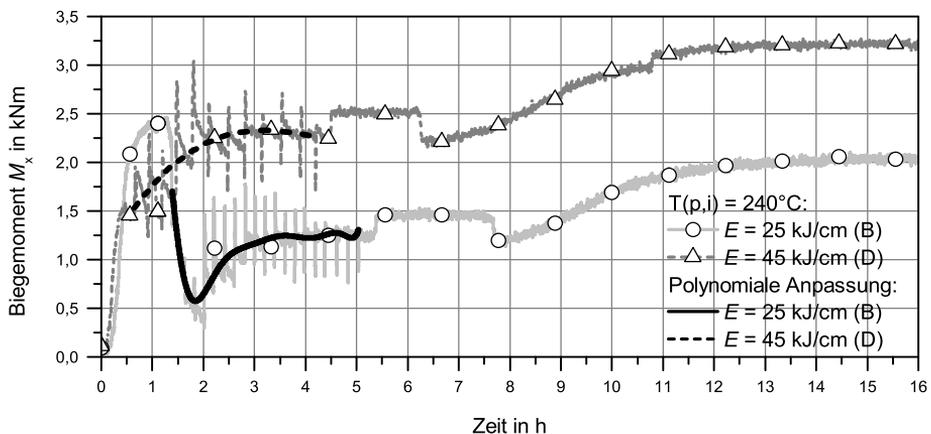


Abbildung 4.78: Einfluss der Streckenenergie auf die Reaktionsmomente während des Schweißens (a) und der Abkühlung auf Raumtemperatur (b), $E = 25 \text{ kJ/cm}$ und 45 kJ/cm , $T_{(p,i)} = 240^\circ\text{C}$

Während des Vorwärmens baut sich, wie zu erwarten, in beiden Versuchen ein positives Biegemoment von $M_x = (1,75 \pm 0,3)$ kNm auf. Bereits in der Übersichtsaufnahme ist der Einfluss der Streckenenergie auf das Biegemoment M_x deutlich zu erkennen. Während in Versuch B das Biegemoment M_x mit Beginn des Mehrlagenschweißprozesses signifikant um fast 81 % von $M_x = 2,1$ kNm auf $M_x = 0,40$ kNm, nach der Ausbringung der dritten Schweißraupe, absinkt, steigt das Biegemoment in Versuch D bereits leicht beim Schweißen der Wurzellage um $\approx 7\%$ von $M_x = 1,46$ kNm auf $M_x = 1,56$ kNm an. Mit Beginn der ersten Fülllage nimmt jedoch auch in Versuch B das Biegemoment M_x wieder zu und es stellt sich in beiden Versuchen ein qualitativ identischer Kurvenverlauf ein, bei dem das Biegemoment M_x in Versuch D zu höheren Werten parallel verschoben ist, vgl. polynomiale Anpassungsfunktion im Bereich der Mehrlagenschweißung. Die Differenz des Biegemomentes von $M_x \approx 1,0$ kNm nach dem Schweißen steigt während des DHT und der Abkühlung auf Raumtemperatur leicht auf $M_x \approx 1,2$ kNm an. Nach dem Erkalten erreicht das Biegemoment M_x in Versuch D mit $M_x = 3,19$ kNm einen um 35 % höheren Wert gegenüber Versuch B mit $M_x = 2,07$ kNm.

Die Ursachen und die wirksamen Mechanismen für die gegensätzliche Entwicklung des Biegemomentes zu Beginn der Mehrlagenschweißung lassen sich durch die detaillierte Auswertung der Momentenverläufe zum Zeitpunkt der Wurzelschweißung klären. *Abbildung 4.79* zeigt exemplarisch den Verlauf des Biegemomentes M_x beim Schweißen der zweiten Raupe, Diagramm (a), und der jeweils letzten Schweißraupe, Diagramm (b).

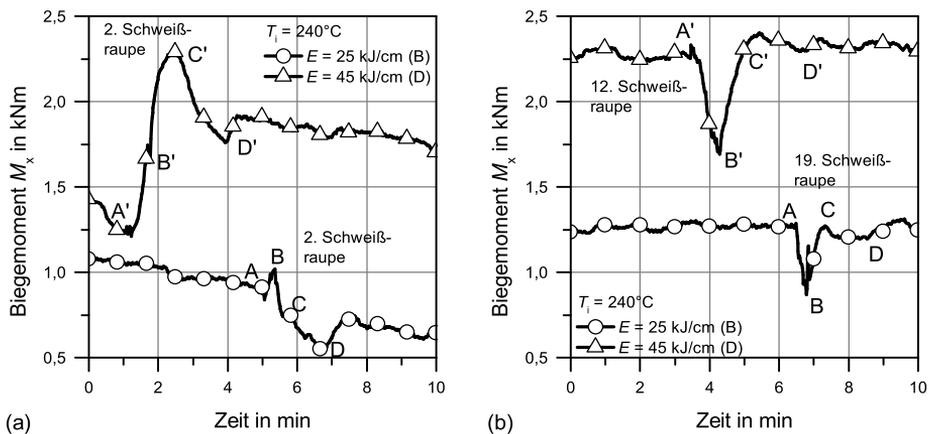


Abbildung 4.79: Einfluss der Streckenenergie auf die Reaktionsmomente während des Schweißens der zweiten (a) sowie der 12. und 19. (letzten) Schweißraupe (b), $E = 25$ kJ/cm und 45 kJ/cm, $T_{(p,i)} = 240^\circ\text{C}$

Wie aus dem Kurvenverlauf hervorgeht, hat das Schweißen (A–B, A'–B') der zweiten Raupe in beiden Versuchen zunächst einen Anstieg des Biegemomentes zur Folge, der jedoch in Versuch D ($E = 45$ kJ/cm) sichtlich stärker ausgeprägt ist als in Versuch B ($E = 25$ kJ/cm). Auffällig ist, dass sich das Biegemoment in der ersten Schrumpfphase (B–C, B'–C') gegensätzlich entwickelt. Während die niedrige Streckenenergie in Versuch B eine Reduzierung des Biegemomentes bewirkt, hat die hohe Streckenenergie in Versuch D einen Anstieg des Biegemomentes zur Folge. Die bainitische Umwandlung (C–D, C'–D') führt ebenso wie die zweite Schrumpfphase (D–A, D'–A') in beiden Versuchen zu einer Reduzierung des Biegemomentes, wobei die Umwandlung in Versuch D entsprechend stärker ausgeprägt ist. Der sich bereits in der Übersichtsaufnahme abzeichnende qualitativ identische Verlauf der Kurven nach dem Schweißen der Wurzellage findet

sich ebenfalls in der Detaildarstellung des Momentenverlaufs der jeweils letzten Schweißraupe bestätigt.

Die differente Ausprägung des Biegemomentes während des Schweißens und der anschließenden Abkühlung der zweiten Schweißraupe der Wurzellage sowie die dabei stattfindenden physikalischen Vorgänge und Mechanismen sind schematisch in den *Abbildungen 4.80 und 4.81* dargestellt und werden im Folgenden näher erläutert.

Während der Ausbringung der Schweißraupen
(Phase: A – B, A' – B')

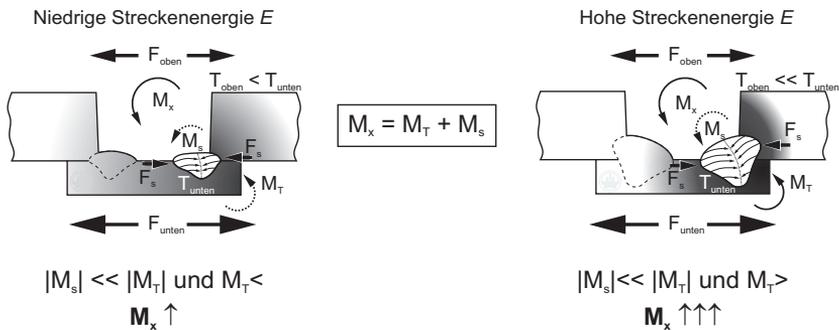


Abbildung 4.80: Schematische Darstellung der Mechanismen, welche das Biegemoment M_x während des Schweißens der zweiten Raupe beeinflussen, Effekt verschiedener Streckenergien E

Während der Abkühlung auf Zwischenlagentemperatur
(Phase: B – A, B' – A')

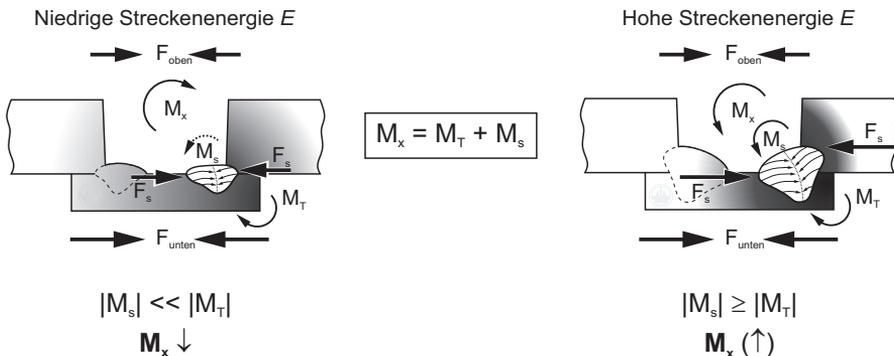


Abbildung 4.81: Schematische Darstellung der Mechanismen, welche das Biegemomentes M_x nach dem Schweißen der zweiten Raupe und Abkühlung auf die Zwischenlagentemperatur $T_{(p,i)}$ beeinflussen, Effekt verschiedener Streckenergien E

Unter der Annahme beidseitig gehefteter Nahtflanken, sowie einem ausreichenden Abstand zur neutralen Faser in Blechmitte, führt das Schweißen der ersten Raupe in einer Mehrlagenschweißnaht

dazu, dass sich die Probenunterseite infolge der exzentrischen Wärmeeinbringung zunächst stärker ausdehnt als die Probenoberseite, vgl. *Abbildung 4.80*. Das sich aus der temperaturbedingten Kraftdifferenz entwickelnde Biegemoment M_T überwiegt dabei gegenüber dem Biegemoment M_s . Das Biegemoment M_s resultiert aus der Schrumpfung des Schweißgutes und ist Abhängig von Volumen und Querschnitt der Schweißraupe sowie der Anbindung an die Nahtflanken. Dabei führt ein großes, asymmetrisch ausgebildetes Schweißbad tendenziell zu einem größeren Biegemoment M_s als eine kleine, flache Schweißraupe. Während des Schweißens verstärkt ein hoher lokaler Energieeintrag das temperaturbedingte Biegemoment M_T , vgl. Phase (A' – B') in *Abbildung 4.79*. Daraus lässt sich schließen, dass das Biegemoment M_x während des Schweißens (A – B) maßgeblich durch das temperaturbedingte Biegemoment M_T beeinflusst wird. In der ersten Schrumpfphase (B – C) lässt sich das Moment M_x ebenfalls als Summe aus M_T und M_s zusammenfassen, vgl. *Abbildung 4.81*. Jedoch hat sich die Wirkung von M_T , infolge der nun stattfindenden Schrumpfung (F_{oben} , F_{unten}) umgekehrt und bewirkt aufgrund des Abstands zur neutralen Faser eine Reduzierung von M_x . Dem entgegen wirkt das Biegemoment M_s . In Versuch B ist das Biegemoment M_s aufgrund der sehr kleinen Schweißraupe nur gering ausgeprägt, sodass das Biegemoment M_x während der ersten Schrumpfphase leicht abnimmt. In Versuch D hingegen dominiert das Biegemoment M_s die erste Schrumpfphase, was einen signifikanten Anstieg des Biegemomentes M_x zur Folge hat. Dieser wird jedoch infolge der in Versuch D ebenfalls stärker ausgeprägten Umwandlungsreaktion größtenteils wieder abgebaut. Die zweite Schrumpfphase (D – A) erstreckt sich, aufgrund des höheren Energieeintrags, in Versuch D über einen längeren Zeitraum und bewirkt infolge des größeren Raupenvolumens eine stärkere Reduzierung des Biegemomentes M_x . Daraus lässt sich schließen, dass das aus der Asymmetrie der Schweißraupe resultierende Moment M_s , durch die Schrumpfkraft F_s , dem aus der außermittigen Schrumpfung resultierenden Momentenabbau entgegenwirkt. Mit zunehmendem Füllgrad nimmt zum einen die Exzentrizität ab und zum anderen die Steifigkeit der Schweißnaht zu, wodurch die Momentenreduzierung auf den unteren Nahtbereich einer Mehrlagenschweißung begrenzt wird, was in den hier gezeigten Versuchen durch den qualitativ identischen Verlauf des Biegemomentes M_x ab der zweiten Fülllage bestätigt wird. Eine Zusammenfassung der Änderung des Biegemomentes M_x in den einzelnen Phasen der jeweils zweiten und letzten Schweißraupe in Versuch B und D gibt *Tabelle 4.14*.

Tabelle 4.14: Änderung der Reaktionsmomente in Abhängigkeit von der Streckenenergie, $E = 25 \text{ kJ/cm}$ und 45 kJ/cm , $T_{(p,i)} = 240 \text{ °C}$

| Phase | Momentenänderung ^a | | | |
|-----------------|-------------------------------|------------------------|----------------------------------|------------------------------|
| | 2. Schweißraupe | | letzte Schweißraupe ^b | |
| | $E = 25 \text{ kJ/cm}$ | $E = 45 \text{ kJ/cm}$ | $E = 25 \text{ kJ/cm}$ | $E = 45 \text{ kJ/cm}$ |
| A – B / A' – B' | 0,11 kN ↑ | 0,41 kN ↑ | 0,33 kN ↓ | 0,56 kN ↓ |
| B – C / B' – C' | 0,38 kN ↓ | 0,65 kN ↑ | 0,32 kN ↑ | 0,71 kN ↑ |
| C – D / C' – D' | 0,03 kN ↓ | 0,42 kN ↓ | 0,06 kN ↓ | 0,10 kN ↓ |
| D – A / D' – A' | 0,14 kN ↓ | 0,36 kN ↓ | 0,86 kN ↑ ^c | 0,89 kN ↑ ^c |
| Σ | 0,44 kN ↓ | 0,28 kN ↑ | 0,79 kN ↑^c | 0,94 kN ↑^c |

^a ↑: Momentenanstieg ($\Delta F_{\text{oben}} - \Delta F_{\text{unten}} > 0$)

↓: Momentenabbau ($\Delta F_{\text{oben}} - \Delta F_{\text{unten}} < 0$)

^b 12. Schweißraupe ($E = 45 \text{ kJ/cm}$) und 19. Schweißraupe ($E = 25 \text{ kJ/cm}$)

^c nach Wasserstoffarmglühung und Abkühlung auf Umgebungstemperatur

Die Gegenüberstellung der kumulierten Änderung des Biegemomentes M_x in *Abbildung 4.82* verdeutlicht abschließend nochmals den Einfluss der Streckenenergie auf das resultierende Biegemoment beim Schweißen unter definierter Einspannung. Der signifikante Abfall des Biegemomentes

während der Wurzelschweißung in Versuch B spiegelt sich ebenfalls in der hier dargestellten aufsummierten absoluten Veränderung des Biegemomentes wieder. In Versuch D hingegen steigt das Biegemoment ab der zweiten Wurzelraupe an. Bemerkenswert ist der nahezu parallele Kurvenverlauf bis zum Ende der Schweißung und Abkühlung auf Raumtemperatur. Der Effekt der Streckenergie auf den Verlauf des Biegemomentes konnte in weiteren Versuchen sowie durch die im Anschluss folgende statistische Auswertung der Versuchsreihen bestätigt werden.

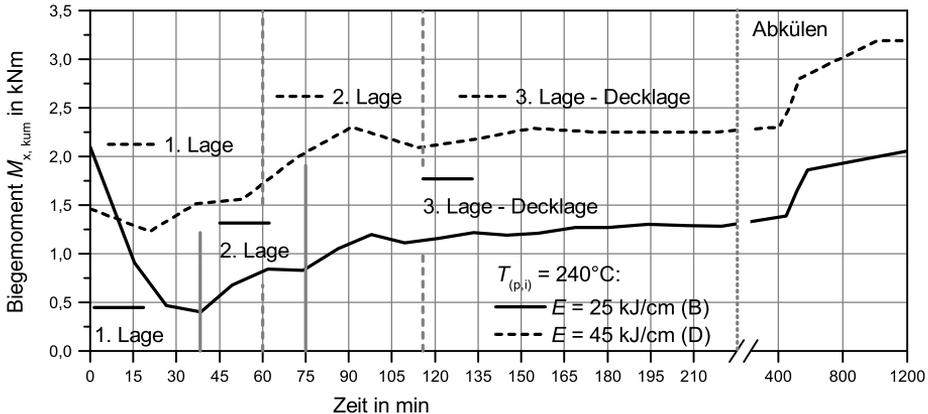


Abbildung 4.82: Reaktionsmoment $M_{x,kum}$ in kNm (vgl. Gleichung 4.3) unter Variation der Streckenergie, $E = 25$ kJ/cm und 45 kJ/cm, $T_{(p,i)} = 240$ °C

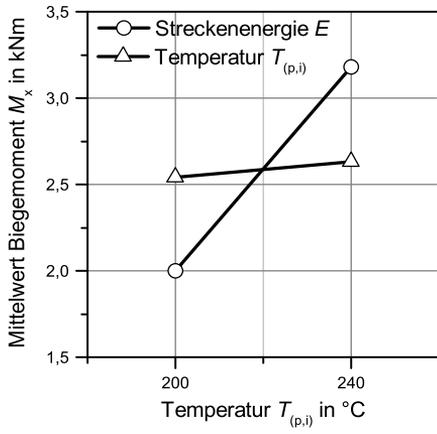
4.4.6.3 Statistische Auswertung des Einflusses der Wärmeleitung auf das Reaktionsmoment

Durch die statistische Auswertung der Versuchsergebnisse lässt sich die Wirkung der untersuchten Faktoren¹ auf die Zielgrößen² effektiv bewerten und quantifizieren. Für die Auswertung des Biegemomentes M_x werden zunächst nur die Eckpunkte des faktoriellen Versuchsplans berücksichtigt. Die Steigung der Verbindungsgeraden zwischen den Faktorstufen (hohe und niedrige Streckenergie bzw. Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur) im Haupteffektdiagramm gibt Aufschluss über die Effektstärke der Faktoren, vgl. *Abbildung 4.83* Diagramm (a). Die Abweichung der Linien von der Parallelität in *Abbildung 4.83*, Diagramm (b), ist der Effekt der Wechselwirkung beider Faktoren. Es ist offensichtlich, dass das resultierende Biegemoment M_x nach dem Schweißen und Abkühlung auf Raumtemperatur maßgeblich durch die Streckenergie beeinflusst wird und keine Wechselwirkung der der Faktoren vorliegt. Die Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur hingegen hat keinen signifikanten Einfluss auf das Biegemoment M_x , vgl. horizontalen Verlauf der Verbindungsgeraden in Diagramm (a).

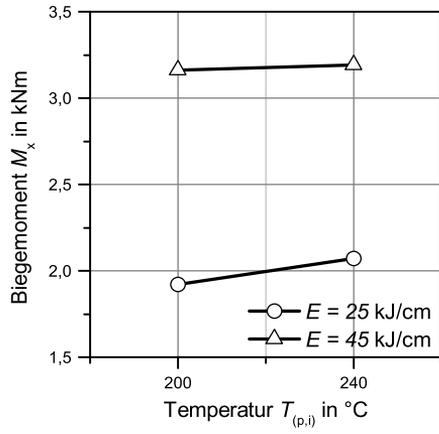
Das Bestimmtheitsmaß des vollständig faktoriellen Versuchsplans berechnet sich zu $R^2 = 99,74$ %, womit das Modell eine hervorragende Abbildungsqualität erreicht. Während der Effekt der Streckenergie E mit einer Wahrscheinlichkeit von $p = 0,032$ als signifikant zu bezeichnen ist, kann der Effekt der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur $T_{(p,i)}$ mit einer Wahrscheinlichkeit von $p = 0,374$ als nicht signifikant eingestuft werden. Eine Zusammenfassung der Varianzanalyse und das auf

1 Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur ($T_{(p,i)}$), Streckenergie (E).

2 Hier: Biegemoment M_x .



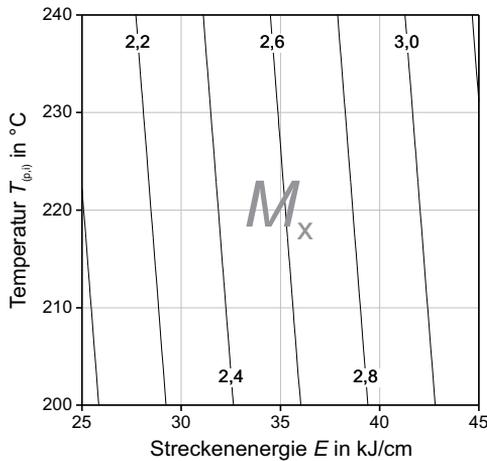
(a) Streckenenergie E in kJ/cm



(b)

Abbildung 4.83: Haupteffekt- (a) und Wechselwirkungsdiagramm (b) für das Reaktionsmoment M_x in kNm nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur

dem mathematischen Modell der Eckdaten basierende Konturdiagramm sind in *Abbildung 4.84* dargestellt. Der Einfluss der Streckenenergie findet sich auch im Konturdiagramm, in den nahezu senkrecht verlaufenden Höhenlinien sowie in dem sehr kleinen Multiplikator der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur des mathematischen Modells wieder.



Ergebniss der Varianzanalyse:

| | |
|--------------------------------|--|
| Regressionsmodell: | linear |
| Bestimmtheitsmaß R^2 | 99,74 % |
| Signifikante Faktoren: | Streckenenergie E (A) |
| Signifikante Wechselwirkungen: | keine |
| Mathematisches Modell | $M_x' = 0,025 + 0,059 \times E + 0,00225 \times T_{(p,i)}$ |

* mit: E in kJ/cm, $T_{(p,i)}$ in °C, M_x in kNm

Abbildung 4.84: Effekt der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf das Reaktionsmoment M_x in kNm nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur, Eckpunktversuche, Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und Varianzanalyse

Im Gegensatz zum Reaktionskraftmodell kann das Modell des Biegemomentes M_x nicht um die Ergebnisse der durchgeführten Sternpunktversuche erweitert werden. Um ein Durchbrennen der

metallischen Badstütze beim Schweißen von zwei Sternpunktversuchen¹ zu verhindern, wurden diese in der Wurzellage mit abgesenkter Streckenenergie² geschweißt. Auf Grund der signifikanten Wirkung der Streckenenergie E , insbesondere auf die Entwicklung des Biegemomentes während der Wurzelschweißung, ist eine Verwendung der Versuchsergebnisse für die statistische Auswertung nicht möglich und die Erweiterung des Versuchsplans beschränkt sich auf die Ergänzung des mehrfach wiederholten Zentralpunktversuchs. Dies ermöglicht ebenfalls die Erfassung und Zuordnung nichtlinearer Zusammenhänge sowie die Bewertung der Zufallsstreuung. Die Regressionsanalyse des um den Zentrums punkt erweiterten Versuchsplans liefert mit einem Bestimmtheitsmaß von lediglich $R^2 = 82,5\%$ ein Modell mit geringerer Abbildungsqualität. Sowohl die Abbildungsqualität als auch die Wahrscheinlichkeit von $p = 0,033$ für die Streckenenergie sind ein Hinweis auf eine größere Zufallsstreuung bzw. Empfindlichkeit des Biegemomentes M_x gegenüber Störgrößen, wie z. B. der Probenpräparation oder der Schweißnahtvorbereitung. Unter der Berücksichtigung der ohne Anpassung durchführbaren Eckpunktversuche und der unter *Abschnitt 4.4.6.2* dargelegten Mechanismen ist jedoch von einem signifikanten Einfluss der Streckenenergie auf das Biegemoment auszugehen. Die Zusammenfassung des um den Zentrums punkt ergänzten faktoriellen Plans findet sich in *Abbildung 4.85* und entspricht im wesentlichen der Varianzanalyse des faktoriellen Modells. Die geringfügige Anpassung des mathematischen Modells hat eine leichte Verschiebung der Höhenlinien nach rechts zur Folge, wirkt sich jedoch weder wesentlich auf die absolute Höhe des Biegemomentes noch auf den Anstieg des linearen Modells aus .

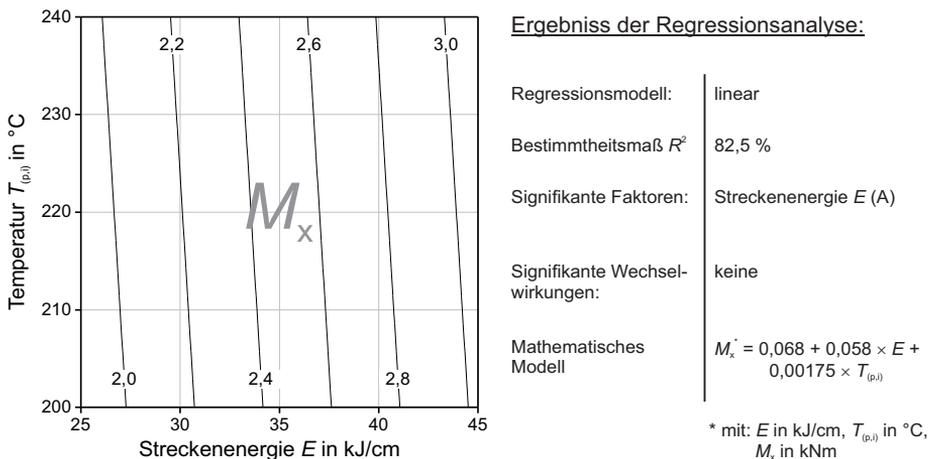


Abbildung 4.85: Effekt der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf das Reaktionsmoment M_x in kNm nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur, Eckpunktversuche und mehrfach wiederholter Zentralpunktversuch, Zusammenfassung der Regressionsanalyse

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass sowohl der Verlauf als auch die Höhe des Biegemomentes M_x nach dem Schweißen signifikant durch die Streckenenergie beeinflusst werden, während sich die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur kaum auswirkt. Damit zeigen die Streckenenergie und die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur eine differente Wirkung auf die Reaktionskräfte und -momente. Die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur wirkt sich, unter der Voraussetzung einer homogenen Temperaturverteilung in Dickenrichtung, vor allem auf die Re-

1 Sternpunkt eins: $E = 35$ kJ/cm, $T_{(p,i)} = 260$ °C, Sternpunkt zwei: $E = 50$ kJ/cm, $T_{(p,i)} = 220$ °C.
 2 $E = 25$ kJ/cm.

aktionskraft F_{2MN} , die Streckenenergie hingegen auf das Biegemoment M_x aus. Zwischen den Schweißphasen verteilt sich die durch den Schweißprozess eingebrachte Wärme über den gesamten Probenquerschnitt. Eine Anhebung der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur wirkt sich daher nur auf das Temperaturniveau nicht aber auf die Temperaturverteilung aus, sodass das Biegemoment M_x nahezu unbeeinflusst bleibt. Der stark fokussierte, lokale Energieeintrag durch den Schweißprozess hat hingegen eine konzentrierte Erwärmung der Probe zur Folge und führt zur unsymmetrischen Ausdehnungs- bzw. Schrumpfvorgängen, was sich vor allem auf das Biegemoment M_x auswirkt. In beiden Fällen hat ein hoher Gesamtenergieeintrag eine Anhebung der resultierenden Eigenbeanspruchung der Schweißkonstruktion zur Folge. Die Auswirkung der Wärmeleitung auf die Reaktionsspannungen in der Schweißnaht wird im folgenden Abschnitt diskutiert.

4.4.7 Einfluss der Wärmeleitung auf die Reaktionsspannungen

Die Gesamtreaktionsspannung berechnet sich vereinfacht als Summe der Quer- und Biegespannungen, welche aus den schweißbedingten Reaktionskräften und -momenten resultieren. Aufgrund der begrenzten Auswertbarkeit des Biegemomentes in den Sternpunktversuchen beschränkt sich die statistische Auswertung der Reaktionsspannungen auf die Eckpunktversuche.

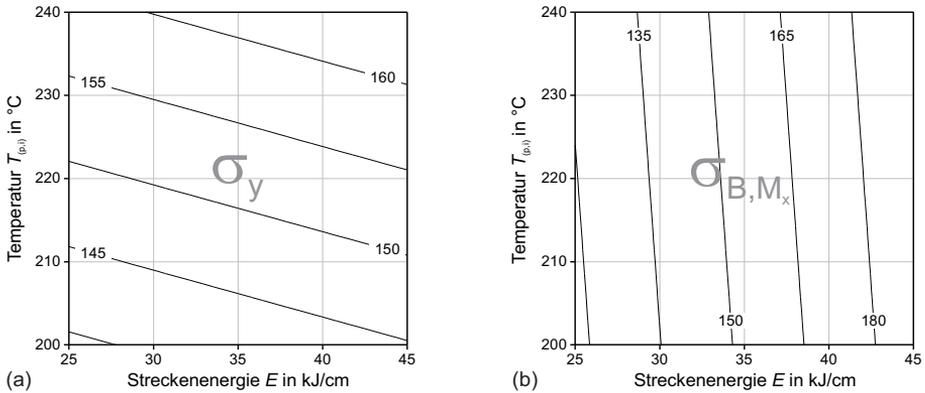
Abbildung 4.86 zeigt die Zusammenfassung der Varianzanalysen, die mathematischen Modelle und die dazugehörigen Konturdiagramme für die Querspannungen σ_y , Diagramm (a), und die Biegespannungen σ_{B,M_x} , Diagramm (b). Wie zu erwarten, entsprechen das Bestimmtheitsmaß, die signifikanten Faktoren und der qualitative Verlauf der Höhenlinien den Regressionsmodellen der Reaktionskraft F_{2MN} (vgl. Abbildung 4.63) und des Reaktionsmomentes M_x (Abbildung 4.84), sodass sich mit steigender Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur die Querspannungen und mit zunehmender Streckenenergie die Biegespannungen erhöhen.

Wesentlich bedeutsamer für die Eigenbeanspruchung der Schweißnaht bzw. des Bauteils ist jedoch der Einfluss der Wärmeleitung auf die resultierende Gesamtreaktionsspannung. Wie dem Haupteffektendiagramm in Abbildung 4.87 (a) zu entnehmen ist, hat die Streckenenergie den stärksten Effekt auf die Gesamtreaktionsspannung¹ während sich die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur nur geringfügig auswirkt. Eine Wechselwirkung² der Faktoren besteht nicht, vgl. Wechselwirkungsdiagramm in Abbildung 4.87 (b).

Das Bestimmtheitsmaß des vollständig faktoriellen Versuchsplans berechnet sich zu 99,69 % und der Effekt der Streckenenergie ist mit einer Wahrscheinlichkeit von $p = 0,037$ als signifikant zu bezeichnen. Der Effekt der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Gesamtreaktionsspannung hingegen liegt mit einer Wahrscheinlichkeit von $p = 0,116$ über dem Signifikanzniveau von 5 % und ist als nicht signifikant einzustufen. Eine Zusammenfassung der Varianzanalyse sowie das berechnete Konturdiagramm sind in Abbildung 4.88 dargestellt. Wie dem Konturdiagramm zu entnehmen ist, variiert die Gesamtreaktionsspannung innerhalb des realisierten Parameterfeldes um ca. ≈ 35 % über die Streckenergie und um ≈ 7 % über die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur. Dabei ist jedoch zu beachten, dass der Anhebung der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur um ≈ 20 % eine Erhöhung der Streckenenergie um ≈ 80 % gegenüber steht. Nach [8, 9] kann eine fehlerhafte Erfassung der Zwischenlagentemperatur, aufgrund ungünstiger Messpositionen,

1 Steigung der Verbindungsgeraden zwischen den Faktorstufen.

2 Abweichung der Verbindungsgeraden von der Parallelität im Wechselwirkungsdiagramm.



Ergebniss der Varianzanalyse

| | | | |
|--------------------------------|--|--------------------------------|---|
| Regressionsmodell: | linear | Regressionsmodell: | linear |
| Bestimmtheitsmaß R^2 | 99,94 % | Bestimmtheitsmaß R^2 | 99,96 % |
| Signifikante Faktoren: | Temperatur $T_{(p,i)}$ (B) ($p = 0,016$) | Signifikante Faktoren: | Streckenenergie E (A) ($p = 0,036$) |
| Signifikante Wechselwirkungen: | keine | Signifikante Wechselwirkungen: | keine |
| Mathematisches Modell | $\sigma_y = 34,88 + 0,275 \times E + 0,488 \times T_{(p,i)}$ | Mathematisches Modell | $\sigma_{B,MM} = 3,25 + 3,55 \times E + 0,125 \times T_{(p,i)}$ |

* mit: E in kJ/cm, $T_{(p,i)}$ in °C, σ in MPa

Abbildung 4.86: Effekt der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Querspannung σ_y in MPa (a) und die Biegespannung σ_{B, M_x} in MPa (b) nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur, Eckpunktversuche, Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und Varianzanalyse

in der Praxis dazu führen, dass die zulässige Zwischenlagentemperatur weit überschritten wird. Bei anzunehmenden Zwischenlagentemperaturen von bis zu ≈ 400 °C [8, 9], ist nach den hier vorliegenden Erkenntnissen davon auszugehen, dass der Anteil der temperaturbedingten Spannungen an der resultierenden Gesamtreaktionsspannung zunimmt und insbesondere bei niedrigen Streckenenergien gegenüber deren Wirkung dominiert.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass sich die Wärmeführung signifikant auf die resultierende Gesamtreaktionsspannung auswirkt. Im untersuchten Parameterfeld wirkt sich jedoch vor allem die Streckenenergie und weniger die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Gesamtreaktionsspannung aus, was auf die prozentual größere Änderung der Streckenenergie zurückzuführen ist. Werden Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur hingegen im gleichen Maß erhöht, ergibt sich ein nahezu identischer Einfluss beider Faktoren auf die Gesamtreaktionsspannung. So führt beispielsweise die Anhebung der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur um ≈ 20 % gleichermaßen zu einer Erhöhung der Gesamtreaktionsspannung um ≈ 8 %, wie die Anhebung der Streckenenergie um ≈ 20 %¹. Dies bedeutet für die Praxis, dass

¹ Beispielsweise die Erhöhung von $T_{(p,i)} = 200$ °C auf $T_{(p,i)} = 240$ °C bzw. $E = 25$ MPa auf $E = 30$ MPa.

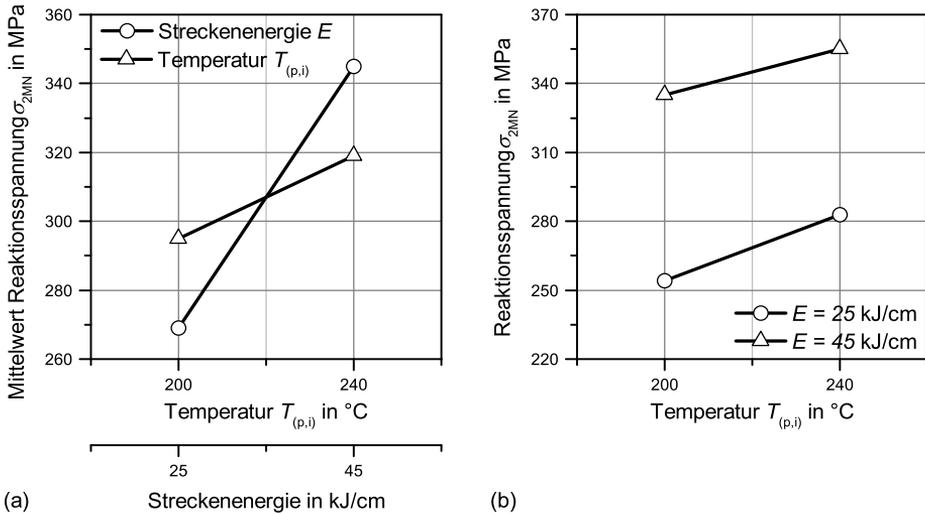
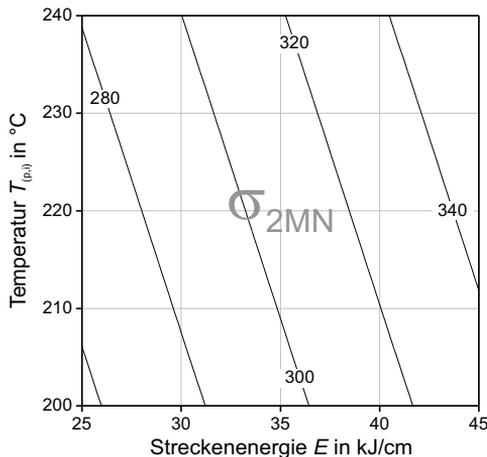


Abbildung 4.87: Haupteffekt- (a) und Wechselwirkungsdiagramm (b) für die Gesamtreaktionsspannung σ_{2MN} in MPa nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur in Abhängigkeit von Streckenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur



Ergebnis der Varianzanalyse:

| | |
|--------------------------------|--|
| Regressionsmodell: | linear |
| Bestimmtheitsmaß R^2 | 99,69 % |
| Signifikante Faktoren: | Streckenergie E (A) ($p = 0,037$) |
| Signifikante Wechselwirkungen: | keine |
| Mathematisches Modell | $\sigma_{2MN} = 38,125 + 3,825 \times E + 0,6125 \times T_{(p,i)}$ |

* mit: E in kJ/cm, $T_{(p,i)}$ in °C, σ_{2MN} in MPa

Abbildung 4.88: Effekt der Streckenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Gesamtreaktionsspannung σ_{2MN} in MPa nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur, Eckpunktversuche, Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und Varianzanalyse

sowohl Streckenenergie als auch Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf das Bauteil und den Werkstoff zu adaptieren sowie gewissenhaft und gründlich zu überwachen sind.

Auffällig ist der große Anteil der Biegespannung σ_{B,M_x} an der Gesamtreaktionsspannung σ_{2MN} . Die Biegespannung σ_{B,M_x} wird, wie gezeigt, hauptsächlich durch die Exzentrizität der Wärmeeinbringung und die lokalen Schrumpfbedingungen beeinflusst, vgl. *Abschnitt 4.4.6.2*. Es bleibt in weiteren Experimenten zu klären, in wieweit sich eine Veränderung der Exzentrizität¹ oder eine starke Überschreitung der zulässigen Zwischenlagentemperatur auf die Höhe der resultierenden Gesamtreaktionsspannung auswirken. In den hier durchgeführten Experimenten erwies sich ein möglichst geringer Energieeintrag² als positiv für eine niedrige Eigenbeanspruchung der Schweißnaht nach dem Schweißen und Abkühlung auf Umgebungstemperatur.

Während der Wärmenachbehandlung reduzieren sich die Reaktionsspannungen in allen Versuchen auf ein nahezu einheitliches Niveau von $\sigma_{PWHT} = (190 \pm 12)$ MPa und ein Effekt von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur ist nicht nachweisbar. Jedoch traten Infolge der Wärmenachbehandlung unter definierten Einspannbedingungen in allen Versuchen Spannungsrelaxationsrisse im Bereich der Wärmeeinflusszone auf. Der Einfluss der Wärmeführung auf die Rissbildung wird im folgenden Abschnitt erläutert. Eine detaillierte Beschreibung der Rissbildung sowie der in-situ-Detektion während des PWHT erfolgt in *Abschnitt 4.5*.

4.4.8 Einfluss der Wärmeführung auf die Entstehung von Spannungsrelaxationsrissen (SRR)

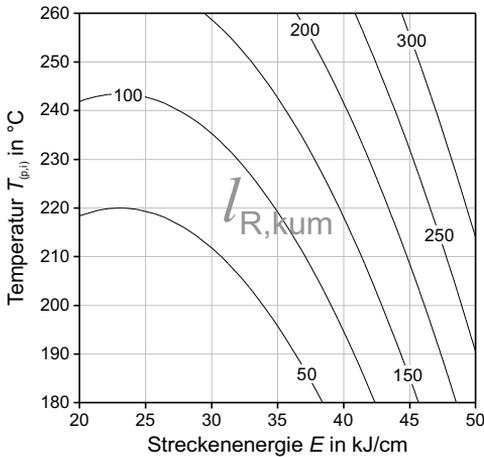
Die während des PWHT entstandenen Risse wurden mit Hilfe der unter *Abschnitt 4.5.2.1* beschriebenen Magnetpulver-Rissprüfung detektiert und metallographisch als Spannungsrelaxationsrisse identifiziert, vgl. *Abschnitt 4.5.2.2 bis 4.5.2.4*. Der Einfluss der Wärmeführung auf die Entstehung von Spannungsrelaxationsrissen wird anhand der kumulierten Risslänge bewertet. Die kumulierte Risslänge basiert auf den Ergebnissen der Magnetpulver-Rissprüfung und berechnet sich aus der Länge aller visuell detektierten, oberflächenoffenen Risse. Risse innerhalb der Matrix ohne Oberflächenanzeige sind nicht in die Berechnung eingeflossen. Die Zusammenfassung der Ergebnisse der Regressionsanalyse sowie das darauf basierende Konturdiagramm findet sich in *Abbildung 4.89*.

Mit einem Bestimmtheitsmaß des zentral zusammengesetzten Versuchsplans von $R^2 = 80,28\%$ liefert die Regressionsanalyse ein Modell mit mäßiger Abbildungsqualität, das unter Berücksichtigung der bisherigen Erkenntnisse³ jedoch den Einfluss der Wärmeführung auf die kumulierte Risslänge hinreichend genau beschreibt. Demnach haben sowohl die Streckenenergie als auch die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur einen signifikanten Effekt auf die kumulierte Risslänge, wobei eine signifikante Wechselwirkung beider Faktoren nicht vorliegt. Wie aus dem Konturdiagramm hervorgeht, haben sowohl die Anhebung der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur als auch der Streckenenergie eine Zunahme der kumulierten Risslänge zur Folge. Dabei fällt auf, dass sich ab einer Streckenenergie von ≈ 40 kJ/cm die Höhenlinien verdichten, was auf eine progressiv mit dem Energieeintrag ansteigende Risslänge schließen lässt. *Abbildung 4.90* zeigt die kumulierte Risslänge als Funktion der Reaktionsspannung. Während die Risslänge bis zu einer Reaktionsspannung von ≈ 340 MPa einen mittleren Wert von ≈ 82 mm erreicht, steigt sie ab einer Reaktionsspannung

1 Zum Beispiel: Blechdicken, Nahtvorbereitung.

2 Niedrige Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur.

3 Einfluss der Wärmeführung auf die Reaktionskräfte, -momente und -spannungen sowie die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung.



Ergebniss der Regressionsanalyse:

| | |
|---|---|
| Regressionsmodell: | linear, quadratisch |
| Bestimmtheitsmaß R^2 : | 80,28 % |
| Signifikante Faktoren: | Streckenenergie E (A) ($p = 0,007$) Temperatur $T_{(p,i)}$ (B) ($p = 0,038$) |
| Signifikante Wechselwirkungen: | keine |
| Mathematisches Modell | $l_{R,kum} = -227 - 16,687 \times E + 2,133 \times T_{(p,i)} + 0,362 \times E^2$ |
| * mit: E in kJ/cm, $T_{(p,i)}$ in °C, $l_{R,kum}$ in mm | |

Abbildung 4.89: Effekt der Streckenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die kumulierte Risslänge $l_{R,kum}$ in mm nach dem PWHT, Zusammenfassung der Regressionsanalyse

von ≈ 350 MPa ebenfalls signifikant an und erreicht eine maximale Ausdehnung von fast 400 mm bei der höchsten Reaktionsspannung. Bemerkenswert ist, dass bereits von Tamaki et al. [66] an belasteten Kleinproben eine kritische Spannung $\sigma_{AW-crit}$ für die Entstehung von SRR auf dem gleichen Niveau beobachtet wurde. Für den konventionellen CrMo-Stahl ermittelten Tamaki et al. [66] ein kritischen Spannung von 392 MPa – 490 MPa, welche jedoch durch Zulegierung von 0,3 % V¹ auf 300 MPa – 350 MPa absank. Die Streuung der kumulierten Risslänge bei Reaktionsspannungen unterhalb von 300 MPa, vgl. *Abbildung 4.90*, ist auf zusätzliche Einflussfaktoren² zurückzuführen, welche der Wirkung der Reaktionsspannungen überlagert sind und insbesondere bei geringerer Eigenbeanspruchung der Schweißnaht zum Tragen kommen.

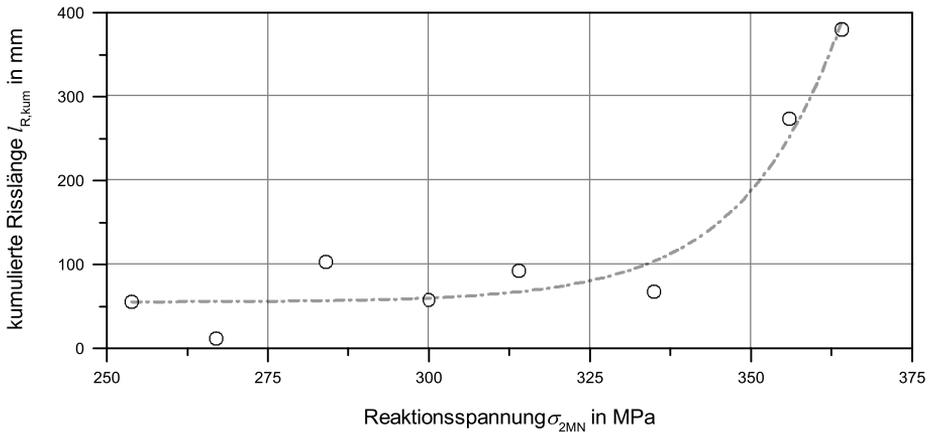


Abbildung 4.90: Kumulierte Risslänge $l_{R,kum}$ als Funktion der Reaktionsspannung σ_{2MN}

1 Entspricht der chemischen Zusammensetzung des Stahls 13CrMoV9-10.

2 Mechanische Eigenschaften und chemische Zusammensetzung des Schweißnahtgefüges, geometrische Kerben usw.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass sich die Wärmeführung beim Schweißen nachweislich auf die Rissentstehung während der Wärmenachbehandlung auswirkt. Dabei wird die kumulierte Risslänge, als Maß für die Empfindlichkeit bzw. das Risiko gegenüber Spannungsrelaxationsrissen, im Wesentlichen durch die Wechselwirkung mechanischer, thermischer und werkstofflicher Faktoren beeinflusst, was anhand von Einspannversuchen, unter realitätsnahen Fertigungsbedingungen, nachgewiesen wurde. Zur Vermeidung von SRR ist, unter Berücksichtigung der erforderlichen mechanisch-technologischen Kennwerte, die Wärmeführung so zu adaptieren, dass der Energieeintrag ins Bauteil so gering wie möglich ist. Im vorliegenden Parameterfeld bedeutet dies eine maximale Streckenenergie von $E = 40 \text{ kJ/cm}$ und eine maximale Vorwärm-Zwischenlagentemperatur von $T_{(p,i)} = 220 \text{ °C}$.

Die massive Zunahme der kumulierten Risslänge bei Überschreitung der kritischen Spannung für SRR ist ferner auch auf den Einfluss der Wärmeführung auf die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung zurückzuführen, welcher im folgenden Abschnitt diskutiert wird.

4.4.9 Einfluss der Wärmeführung auf die Kerbschlagarbeit des Schweißgutes

Aufgrund der während der Wärmenachbehandlung entstandenen Spannungsrelaxationsrisse innerhalb der Wärmeeinflusszone, erfolgte die Kerbschlagbiegeprüfung neben den Schweißgutproben zusätzlich an Proben der WEZ. Zur Gewährleistung eines rissfreien Prüfbereichs, wurden die WEZ-Proben um 3 mm in Richtung Schweißnahtunterseite verschoben und wie unter *Abschnitt 3.2.7.5* beschrieben präpariert.

Die Prüfung der unter definierter Einspannung geschweißten und nachfolgend geglühten Proben ergab keine signifikanten Einfluss der Wärmeführung auf die Kerbschlagarbeit bei -30 °C und 20 °C , was den Ergebnissen der unter freier Schrumpfung geschweißten und geglühten Proben entspricht. Es ist davon auszugehen, dass auch bei den Einspannversuchen die mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes weitestgehend durch das PWHT homogenisiert werden und die zum Teil recht große Streuung der Kerbschlagarbeit auf die Kerblage und damit die Gefügezusammensetzung im Kerbbereich zurückzuführen ist, vgl. *Abschnitt 4.2.4*. Die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs der unter definierter Einspannung und freier Schrumpfung geschweißten sowie wärmebehandelten Proben zeigt zusammenfassend *Tabelle 4.15*. Daraus geht hervor, dass die Kerbschlagarbeit des Schweißgutes unter definierter Einspannung signifikant abnimmt, was bei einer Prüftemperatur von -30 °C eine Reduzierung der Kerbschlagarbeit um $\approx 24 \%$ und bei 20 °C sogar um $\approx 34 \%$ zur Folge hat.

Tabelle 4.15: Mittlere Kerbschlagarbeit bei -30 °C und 20 °C der unter freier Schrumpfung und unter definierter Einspannung geschweißten sowie wärmebehandelten Proben

| Prüftemperatur in $^{\circ}\text{C}$ | Kerbschlagarbeit KV_2 in J | |
|--------------------------------------|------------------------------|------------------------------|
| | unter freier Schrumpfung | unter definierte Einspannung |
| -30 | 42 ± 16^a | 34 ± 23 |
| 20 | 176 ± 26^b | 116 ± 37 |

^a Mittelwert aus den 50 mm-Versuchen

^b Mittelwert aus den 20 mm-Versuchen

Neben der Abnahme der Kerbschlagarbeit hat die schweißtechnische Verarbeitung unter definierter Einspannung auch eine Verschiebung der Übergangstemperatur zur Folge. Wie *Abbildung 4.91*

anschaulich zu entnehmen ist, hat dies bei den exemplarisch dargestellten KV_2 -T-Kurven, welche mit 25 kJ, 35 kJ und 45 kJ geschweißt wurden, eine Verschiebung der Übergangstemperatur $T_{t(54J)}$ von -18 °C auf bis zu $+3\text{ °C}$ sowie einen Abfall der Hochlage von 180 J auf bis zu 114 J zur Folge.

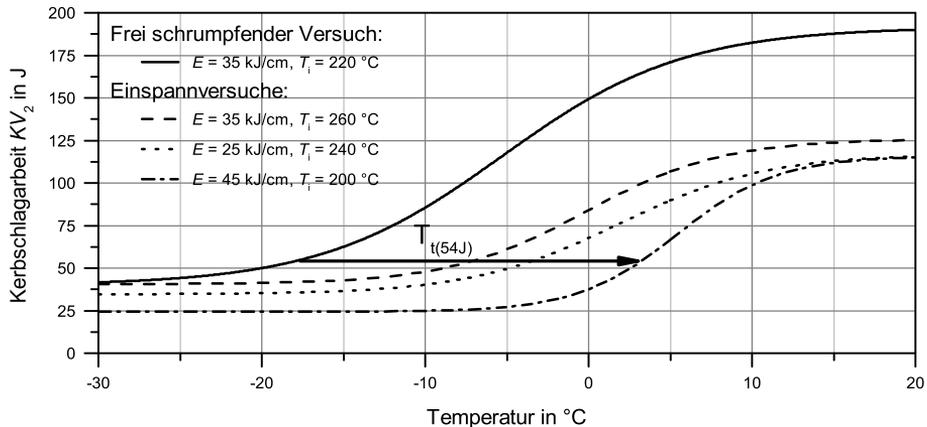


Abbildung 4.91: KV_2 -T-Kurven, frei schrumpfend (50 mm) und unter Schrumpfbehinderung geschweißt und Wärmenachbehandelt (PWHT)

Basierend auf den metallographischen Untersuchungen, vgl. *Abschnitt 4.5.2.4*, ist anzunehmen, dass sich unter Belastung die Ausscheidungsvorgänge während des PWHT verändern und zu einer Reduzierung der Kerbschlagarbeit des Schweißgutes führen. Vergleichende Untersuchungen zum Einfluss der konstruktiven Schrumpfbehinderung auf die Kerbschlagarbeit warmfester Stähle liegen derzeit jedoch nicht vor.

Für die zusätzliche Prüfung der Wärmeeinflusszone wurden für alle Schweißversuche KV_2 -T-Kurven im Temperaturbereich von -120 °C bis -30 °C ermittelt. Die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs der WEZ-Proben zeigt zusammenfassend *Abbildung 4.92*. Daraus geht hervor, dass im Gegensatz zum Schweißgut die Übergangstemperatur mit steigender Streckenenergie abnimmt. Ursache hierfür ist der Einfluss der Streckenenergie auf die Ausbildung der Gefügestruktur in der Wärmeeinflusszone, insbesondere der Struktur der Grobkornzone¹ und der Überlappungsbereiche der Mehrlagenschweißnaht, was auch in [123, 126, 200] bestätigt wird. Lediglich bei der kleinsten realisierten Streckenenergie verschiebt sich die KV_2 -T-Kurve nach rechts, in den mittleren Bereich der abgebildeten Kurvenschar. Die Verschiebung der KV_2 -T-Kurve bei sehr geringer Streckenenergie lässt sich basierend auf den Erkenntnissen aus der SS-DTA (vgl. *Abschnitt 4.3*) auf den bei $t_{8/5}$ -Zeiten unterhalb von $\approx 30\text{ s}$ vorliegenden Martensitanteil zurückführen. Ein höherer Martensitanteil im Gefüge der Schweißnaht hat eine Härtesteigerung zur Folge, welche dem positiven Effekt des feinkörnigen Gefüges entgegenwirkt, was auch in [218–221] bestätigt wird.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Berücksichtigung der konstruktiven Schrumpfbehinderung, sowohl bei der schweißtechnischen Verarbeitung als auch bei der anschließenden Wärmenachbehandlung, einen nachweisbaren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung hat. In den vorliegenden Versuchen hatte die definierte Einspannung der Proben, fast unabhängig von der Wärmeführung, eine merkliche Reduzierung der Kerbschlagarbeit und eine Erhöhung der Übergangstemperatur zur Folge, was bisher nicht derart in der

¹ Korngröße, Mikrostruktur der wiederholt angelassenen Überlappungsbereiche, Härte.

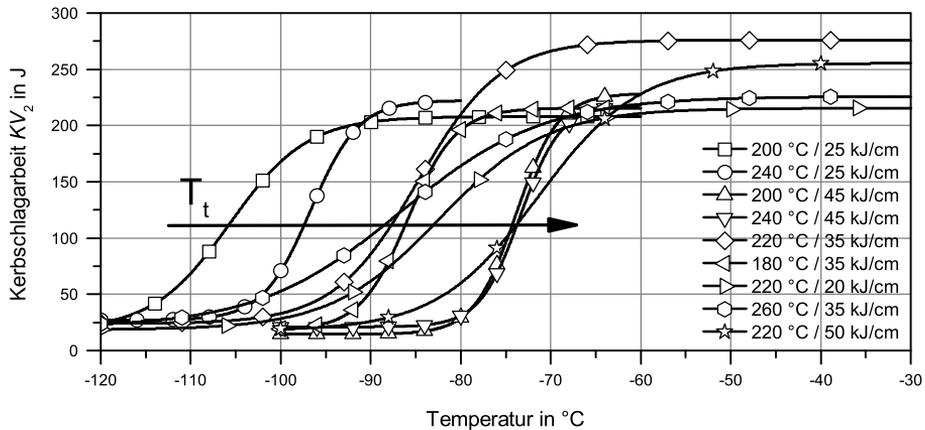


Abbildung 4.92: Einfluss der Wärmeführung auf die Kerbschlagarbeit (KV_2 -T-Verlauf), Kerblage: Wärmeeinflusszone

Literatur dokumentiert wurde. Diese Eigenschaftsveränderung ist auf eine beschleunigte Alterung unter definierten Einspannbedingungen zurückzuführen und wird unter *Abschnitt 4.5.2.4* erläutert. Des Weiteren konnte ein ausgeprägter Einfluss der Streckenergie auf die Kerbschlagarbeit der Wärmeeinflusszone festgestellt werden, welcher sich mit steigender Streckenergie in einer Verschiebung der Übergangstemperatur, zu höheren Temperaturen hin, äußert.

4.5 Rissbildung während der Wärmenachbehandlung unter definierten Einspannbedingungen

Die lokale Wärmenachbehandlung (PWHT) des Schweißnahtbereiches erfolgte unter definierten Einspannbedingungen und simuliert das Spannungsarmglühen eines großen Druckbehälters. Dabei wird durch „Kraftregelung“ der 2-MN-Prüfanlage die thermische Ausdehnung der Probe kompensiert und die aus dem Schweißprozess resultierende Eigenbeanspruchung der Probe während der Heizphase aufrechterhalten. Nach Erreichen der maximalen Temperatur von 705 °C relaxiert die Probe unter „Wegregelung“ und kühlt abschließend unter konstanter Last¹ ab (vgl. *Abschnitt 3.2.7.4*, S. 68 ff.).

Ziel der realitätsnahen Wärmenachbehandlung war es, gezielt Spannungsrelaxationsrisse an realen Schweißnähten im Laborversuch zu provozieren und erstmalig online zu beobachten. Dazu wurde die Wärmenachbehandlung der Proben mittels Schallemissionsmessungen überwacht. Die Ergebnisse der Schallemissionsanalyse und die fraktographischen und metallographischen Untersuchungen werden im Folgenden erläutert und diskutiert.

¹ „Kraftregelung“.

4.5.1 In-Situ-Beobachtung der Rissentstehung mittels Schallemissionsmessung

Während der Wärmenachbehandlung unter definierten Einspannbedingungen traten bei allen Proben Spannungsrelaxationsrisse auf. Durch den Einsatz der Schallemissionsanalyse während des PWHT konnte die Rissentstehung erstmalig, online, im Bauteilversuch nachgewiesen werden. Hierzu wurden die Signale von vier auf der Probe befestigten Sensoren mit einer Abtastrate von 5 kHz erfasst und ausgewertet. Die Ergebnisse der Schallemissionsanalyse finden sich in *Abbildung 4.93*. Dargestellt sind jeweils die Maximalamplituden der lokalisierten Schallemissionsereignisse sowie die Ofentemperatur als Funktion der Zeit. Anhand des in Diagramm (a) dargestellten Blindversuches wurde der Schallpegel für Störgeräusche auf $85 \text{ dB}_{\text{AE}}$ festgelegt und entsprechend als „Rauschen“ gekennzeichnet. Hochenergetische Signale mit großer Maximalamplitude, wie sie für die Rissentstehung typisch sind, wurden im Blindversuch nicht detektiert. Die Diagramme (b)–(c) zeigen exemplarisch die Ergebnisse der Wärmenachbehandlung an drei ausgewählten Schweißnähten.

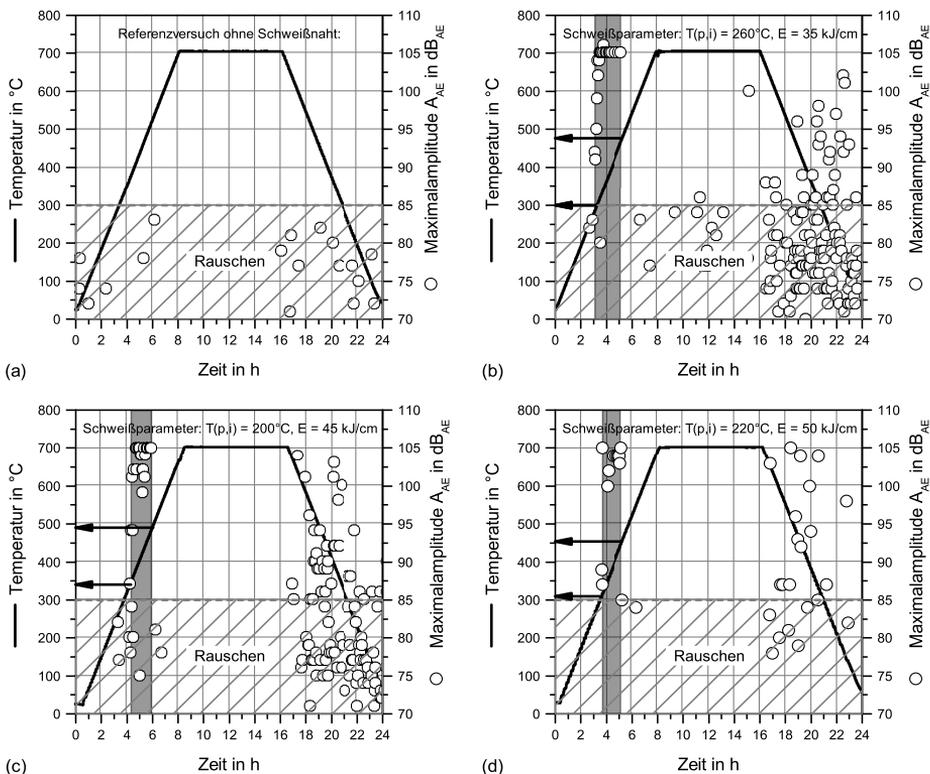


Abbildung 4.93: Temperatur und detektierte Maximalamplitude A_{AE} als Funktionen der Zeit, während des PWHT, Blindversuch ohne Schweißnaht (a), PWHT der Schweißnaht (b)–(c), der kritische Temperaturbereich für die Rissentstehung ist grau hinterlegt

Während zu Beginn der Wärmenachbehandlung nur vereinzelt Schallemissionsereignisse unterhalb von $85 \text{ dB}_{\text{AE}}$ registriert werden, kommt es ab einer Temperatur von ca. 300 °C zu einem abrupten Anstieg an detektierten Ereignissen, deren Signalstärke teilweise den Messbereich der Sensoren von $105 \text{ dB}_{\text{AE}}$ überschreitet, vgl. grau hinterlegte Bereiche in *Abbildung 4.93* (b)–(d).

Die plötzliche Zunahme an Schallemissionsereignissen und die hohen Maximalamplituden sind deutliche Hinweise auf beginnende Rissvorgänge, bei denen die elastisch gespeicherte Energie schlagartig freigesetzt wird. Bemerkenswert ist, dass ab einer Temperatur von ca. 500 °C sowie während der Relaxation bei 705 °C Grad keine Schallemissionsereignisse mit Maximalamplituden oberhalb von 85 dB_{AE} detektiert werden, was auf ein Ende der Rissinitiierung schließen lässt. Das mit hoher Wahrscheinlichkeit weiterhin stattfindende Risswachstum verläuft unter geringerer Energiefreisetzung, lässt sich jedoch aufgrund des hohen Rauschsignals nicht von den Störsignalen unterscheiden. Auffällig ist hingegen der Anstieg der detektierten Schallemissionsereignisse während der Abkühlphase. Diese sind aufgrund des vorangegangenen Spannungsabbaus allerdings nicht auf weitere Rissvorgänge zurückzuführen, sondern werden durch das Abplatzen der Oxidschicht verursacht, welche sich während der Wärmenachbehandlung auf der Probenoberfläche gebildet hat. Störgeräusche dieser Art wurden ebenfalls von [222–224] dokumentiert. Sie lassen sich jedoch wie im vorliegenden Fall anhand des Signalverlaufs und der Maximalamplitude vom Nutzsignal unterscheiden [225]. Ferner waren die Oxidschichten auf den Schweißnähten infolge der größeren Oberfläche wesentlich ausgeprägter als auf der bearbeiteten Oberfläche der Blindprobe. Die Einbrandkerben und Furchen auf der Schweißnahtoberfläche bewirkten ein Verkeilen der Oxidschicht. Während die Oxidschicht bei den Schweißversuchen abplatze, löste sie sich im Blindversuch leicht von der Oberfläche ab, was das Ausbleiben von Schallemissionsereignissen mit hoher Maximalamplitude im Blindversuch erklärt [225].

Der kritische Temperaturbereich für die Initiierung von Spannungsrelaxationsrissen zeichnet sich in den vorliegenden Versuchen klar anhand der abrupt einsetzenden und endenden Schallemissionsereignisse mit sehr hohen Maximalamplituden ab, vgl. *Abbildung 4.93* grau hinterlegte Bereiche. Die Rissentstehung findet zwischen 300 °C–500 °C statt und liegt damit im unteren, in der Literatur dokumentierten, Temperaturbereich (vgl. Literaturrecherche unter *Abschnitt 2.4.2.3*), welcher sich über einen sehr breiten Korridor von 315 °C–705 °C [18, 25] erstreckt. Während Swift [100] die Entstehung von SRR zwischen 425 °C und 485 °C beobachtet, wird diese von zahlreichen anderen Autoren im Bereich von 500 °C–630 °C dokumentiert [23, 37, 91, 135, 138, 139]. In neueren Untersuchungen von Chauvy und Pillot [18, 19], Chovet und Schmitt [4, 5] und Nawrocki et al. [58, 162] hingegen, werden risskritische Temperaturen von 625 °C–705 °C postuliert. Es zeigt sich jedoch, dass der Großteil der Autoren den kritischen Temperaturbereich für SRR aus Ersatzgrößen, wie der temperaturbedingten Änderung der Duktilität oder der Härte des Werkstoffes ableitet. Dabei kommen zumeist Kleinproben aus Schweißgut oder schweißsimuliertem Gefüge zum Einsatz, die in der Regel sehr zügig auf die entsprechenden Prüf- bzw. Wärmebehandlungstemperaturen erwärmt werden.

In-situ-Beobachtungen der Rissentstehung an realen Schweißnähten während einer simulierten Wärmenachbehandlung finden sich lediglich bei Swift [100], welcher die Rissinitiierung mittels Extensometermessungen an modifizierten Lehigh-Proben in Abhängigkeit von der Heizrate beim PWHT untersucht hat. Nach Swift [100] ist die Rissinitiierungstemperatur (CIT) eine Funktion der Heizrate, die mit steigender Aufheizgeschwindigkeit zunimmt. Die Veränderung der Heizrate von 350 °C/h auf 800 °C/h führte laut Swift [100] zu einem Anstieg der CIT um ≈ 60 °C, wodurch die hier beobachteten tieferen Rissinitiierungstemperaturen von 300 °C–350 °C infolge der niedrigeren Heizrate von 86 °C/h bestätigt werden.

Aufgrund des in Übereinstimmung mit den Ergebnissen von Chauvy und Pillot [18, 19] und Chovet und Schmitt [4, 5], mittels Gleeble[®]-Versuchen (vgl. *Abschnitt 4.1.4*), nachgewiesenen Temperaturbereichs der minimalen Brucheinschnürung des Schweißgutes, zwischen 625 °C und 675 °C, ist anzunehmen, dass sich die Rissinitiierungstemperaturen für SRR nicht ohne weiteres aus der

temperaturbedingten Veränderung der mechanischen Werkstoffkennwerte ableiten lassen. Hierfür sind vielmehr Baueilsimulationsversuche unter realistischen Fertigungsbedingungen erforderlich, in denen die Rissentstehung mittels hochauflösender, robuster Messverfahren, online, detektiert wird. Es ist ferner in weiteren Untersuchungen zu hinterfragen, inwiefern sich aus den oberhalb von 500 °C stattfindenden Seigerungs- und Ausscheidungsvorgängen¹ Einflüsse auf die Empfindlichkeit gegenüber SRR ableiten lassen, bzw. in wie weit diese das Risswachstum beeinflussen. Hierzu sind weitere Untersuchungen, z. B. mit einer gezielten Unterbrechung der Wärmenachbehandlung notwendig.

4.5.2 Rissanalyse

Aufgrund der positiven Rissanzeigen der Schallemissionsanalyse während der Wärmenachbehandlung wurden die Proben zunächst im eingespannten Zustand, zerstörungsfrei auf Risse und andere Imperfektionen untersucht. Im Anschluss erfolgte die licht- und rasterelektronenmikroskopische Untersuchung und Klassifizierung der Risse. Vergleichende Analysen an frei schrumpfend und unter definierter Einspannung geschweißten sowie wärmebehandelten Proben mittels Transelektronenmikroskopie geben erste Hinweise auf den Einfluss der Einspannung und die Ursachen für die Rissentstehung.

4.5.2.1 Magnetpulver-Rissprüfung

Für die Rissdetektion wurde die Magnetpulver-Rissprüfung² eingesetzt, nachdem die Untersuchungen der eingespannten Proben mittels Farbeindringprüfung³ sowie die Röntgenprüfung⁴ der ausgespannten Proben zunächst ohne Befund verliefen. Die Magnetpulver-Rissprüfung erfolgte nach Abtrennung der An- und Auslaufenden in einem stationären Magnetpulver-Rissprüfgerät mittels Felddurchflutung, quer zur Schweißnaht.

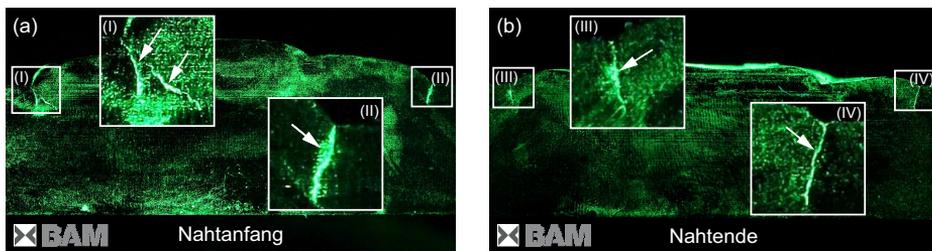


Abbildung 4.94: Magnetpulverprüfung mit fluoreszierendem Prüfmittel nach DIN EN ISO 17638 [226] und DIN EN ISO 3059 [227], Rissanzeige (Pfeile) auf den Stirnflächen der Schweißnaht am Nahtanfang (a) und Nahtende (b)

Abbildung 4.94 zeigt, exemplarisch, die Rissanzeigen auf den Stirnflächen einer Schweißprobe am Nahtanfang (a) und Nahtende (b). Deutliche Rissanzeigen finden sich links und rechts der Schweißnaht, im Bereich der Einbrandkerbe, sowohl am Nahtanfang als auch am Nahtende. Die

1 Seigerung von Begleitelementen wie: P, Sb, Sn und As. Ausscheidung von Sonderkarbiden.

2 In Anlehnung an DIN EN ISO 17638, DIN EN ISO 3059 [226, 227].

3 Phantomanzeigen durch die Oberflächenstruktur der Schweißnaht verhinderten die eindeutige Bestimmung der Risse.

4 Nahtüberhöhung und Badstütze addieren sich zu einer Dicke von bis zu 15 mm, sodass bei ausreichender Belichtung der Schweißnaht, Grundwerkstoff und WEZ geschwärzt erscheinen.

Risse starten an der Oberfläche und verlaufen parallel zur Schweißnaht in der Wärmeeinflusszone. Ein weiterer Riss, der unterhalb der Oberfläche liegt, ist am Nahtanfang (a) in der Detaildarstellung (l) zu erkennen. Ferner zeigten sich an einzelnen Proben zusätzlich Risse im Bereich der Wurzel.

Die Rissanzeigen an der Oberfläche der unbearbeiteten Probe (a) sowie der abgearbeiteten Probe (b) zeigt *Abbildung 4.95*. Wie unschwer zu erkennen ist, verursacht die Oberflächenstruktur der Schweißnaht auch bei der Magnetpulver-Rissprüfung zahlreiche Phantomanzeigen, die nur schwer von echten Rissanzeigen zu unterscheiden sind. Die eindeutige Identifikation des Rissverlaufs bzw. die Messung der Rissausdehnung ist auf dieser Basis nicht möglich. Erst die erneute Prüfung der abgefrästen Schweißnaht offenbart den tatsächlichen Rissverlauf an der Probenoberfläche. Wie der Darstellung (b) zu entnehmen ist, verläuft der obere Riss¹ nahezu durchgängig von Nahtanfang bis -ende, während an der untere Seite² nur am Nahtanfang und -ende stellenweise unterbrochene Risse zu finden sind.

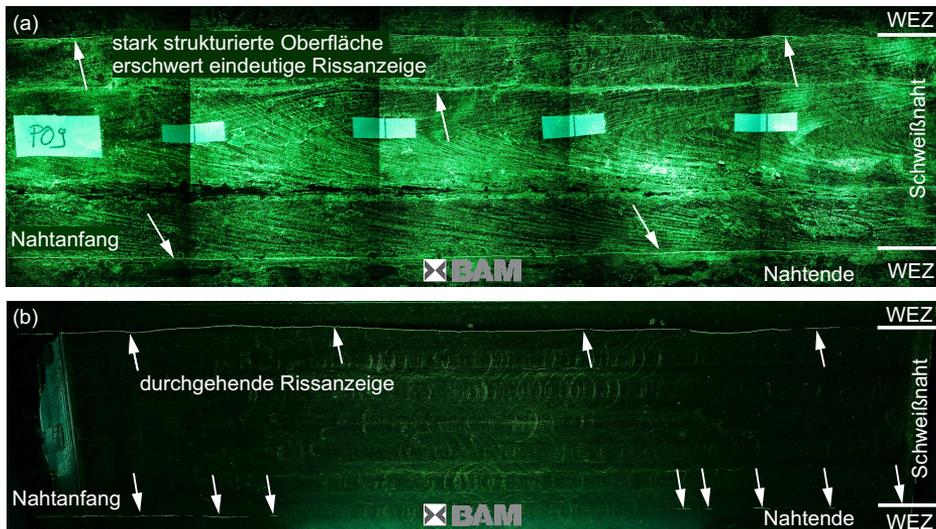


Abbildung 4.95: Magnetpulverprüfung mit fluoreszierendem Prüfmittel nach DIN EN ISO 17638 [226] und DIN EN ISO 3059 [227], Schweißnahtoberseite, Phantom- und Rissanzeigen (Pfeile) auf der Schweißnaht (a) und eindeutige Rissanzeige nach Abarbeitung der Nahtüberhöhung (b)

4.5.2.2 Lichtmikroskopie

Im Folgenden werden die Risse anhand von Schlibfbildern lichtmikroskopisch untersucht und bewertet. *Abbildung 4.96* zeigt exemplarisch die Übersichtsaufnahme (a) einer Schweißnaht, sowie Detailaufnahmen der Risse auf der linken (b) und rechten (c) Seite. Auch in den Schlibfbildern finden sich die bereits mittels Magnetpulver-Rissprüfung detektierten Rissanzeigen eindeutig wieder. Neben den an der Oberfläche aufklaffenden Primärrissen, welche ausgehend von der Einbrandkerbe, fast senkrecht zur Belastungsrichtung verlaufen, zeigen sich zahlreiche kleinere Nebenrisse, parallel zur Schmelzlinie. Der Risspfad verläuft, charakteristisch für SRR (vgl. Abschnitt *Abschnitt 2.3*), entlang der ehemaligen Austenitkorgrenzen innerhalb der Grobkornzone der WEZ und stoppt

1 Linke Seite in *Abbildung 4.94* (a).

2 Rechte Seite in *Abbildung 4.94* (a).

nach ca. 3 mm in der Feinkornzone bzw. im Grundwerkstoff. Die Oberfläche der Primärrisse ist sehr stark oxidiert, was auf die hohen Temperaturen während der Wärmenachbehandlung und die Verbindung zur Atmosphäre zurückzuführen ist und zur teilweisen Auflösung der Kornstruktur entlang der Rissflanken führte.

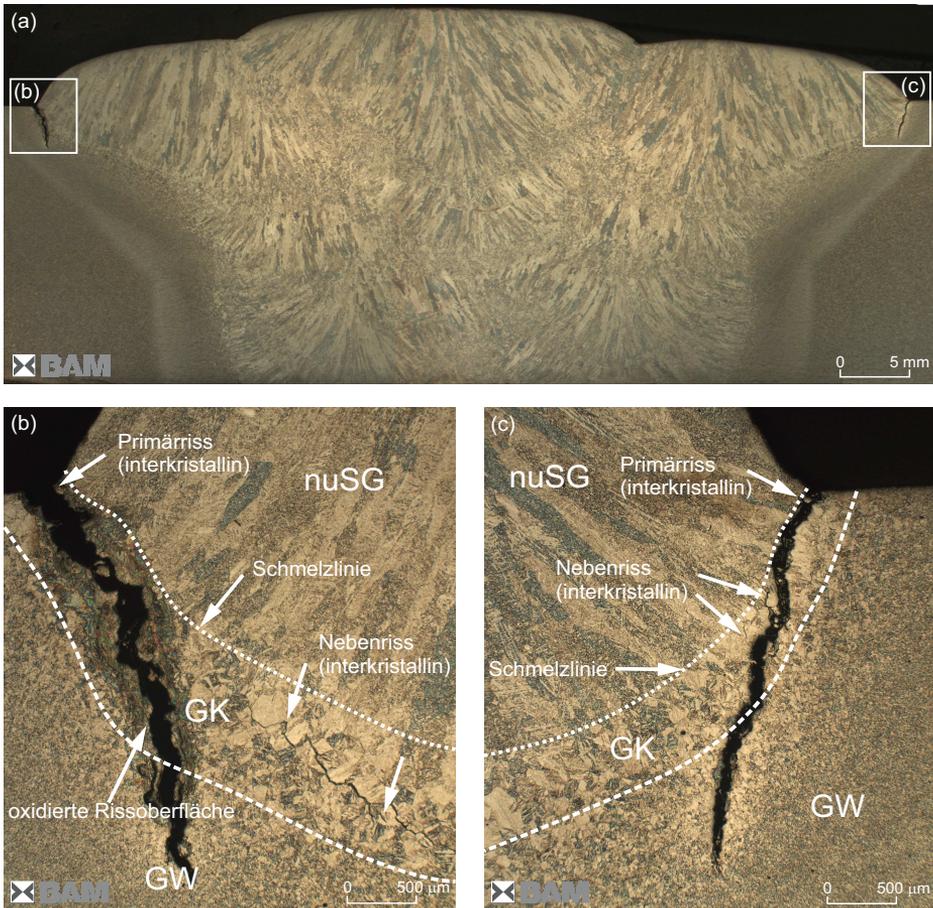


Abbildung 4.96: Querschliff der Schweißnaht (a) mit deutlich erkennbaren Rissen im Bereich der rechten und linken Einbrandkerbe, Detaildarstellung (b, c) der Risse (Primärriss und Nebenriss) mit interkristallinem Rissverlauf und oxidierter Rissoberfläche des Primärrisses, Rissstart in der Grobkornzone der WEZ, Rissstopp in der Feinkornzone bzw. im Grundwerkstoff

Die vergrößerte Darstellung eines Nebenrisses in *Abbildung 4.97* offenbart ebenfalls oxidierte Rissflanken, sodass auch hier von einer Verbindung zur Probenoberfläche auszugehen ist. Im grobkörnigen, bainitische Gefüge sind feindisperse Ausscheidungen im Korninneren zu erkennen. Die sich klar abzeichnenden ehemaligen Austenitkorn Grenzen sind ein Hinweis auf die vermehrte Anreicherung bestimmter Legierungselemente, Karbide und/oder Verunreinigungen bzw. die Bildung von Poren. Die Identifikation von Unterschieden im Ausscheidungszustand frei schrumpfend und unter Schrumpfbehinderung geschweißter sowie wärmebehandelter Proben, erfordert jedoch höher auflösende Methoden, wie die Rasterelektronenmikroskopie (REM) oder die Transmissionselektronenmikroskopie (TEM).

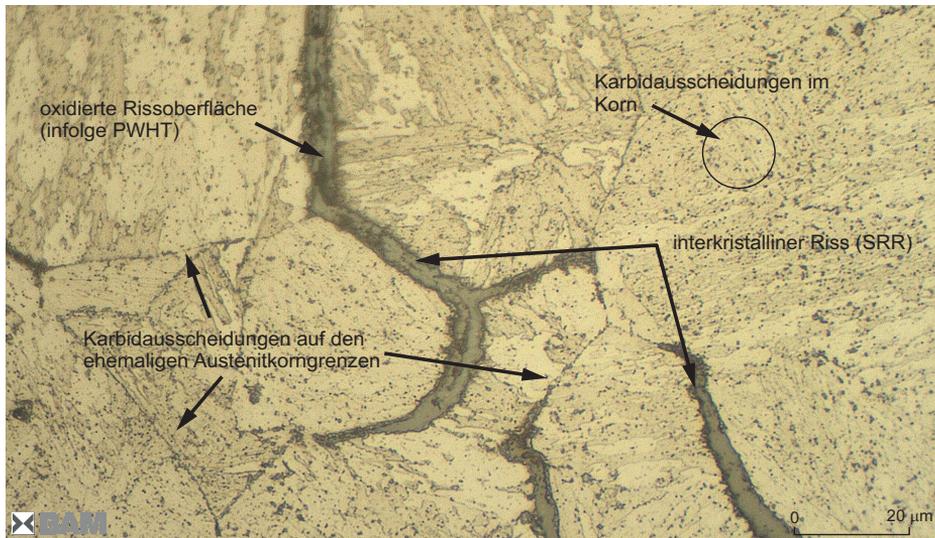


Abbildung 4.97: Detailaufnahme eines Spannungsrelaxationsrisses (SRR) in der WEZ, interkristalliner Risspfad mit oxidierter Oberfläche, Karbidausscheidungen oder Poren auf den ehemaligen Austenitkorn-grenzen, fein verteilte Karbidausscheidungen innerhalb der Körner

4.5.2.3 Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Die weitere Bewertung der Risse und die Untersuchung der Bruchoberflächen erfolgte anhand von rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen. *Abbildung 4.98* zeigt die REM-Aufnahmen des in *Abbildung 4.96* (b) bereits lichtmikroskopisch erfassten Nebenrisses. Auf der polierten nicht geätzten Oberfläche ist der interkristalline Rissverlauf des Nebenrisses zu erkennen, dessen Flanken ebenfalls oxidiert sind, vgl. Detaildarstellung (b).

Aufgrund der polierten Oberfläche ist die Identifizierung der Karbide im Korninneren sowie entlang der ehemaligen Austenitkorn-grenzen nicht möglich. Dafür offenbaren die REM-Untersuchungen Mikroporen¹, welche sich entlang der ehemaligen Austenitkorn-grenzen gebildet haben, vgl. *Abbildung 4.98* Detailaufnahme (c). Mikroporen in Rissnähe, insbesondere im Bereich vor der Riss-spitze sind ein weiterer, häufig in der Literatur dokumentierter Nachweis für Spannungsrelaxationsrisse, vgl. [18, 24, 25, 161, 162, 204, 229, 230].

Eine weitere Detailaufnahme sowie die qualitative Verteilung der Legierungselemente entlang der ehemaligen Austenitkorn-grenze zeigt *Abbildung 4.99*. In der Detailaufnahme (a) ist klar die von oben nach unten verlaufende, im unteren Drittel mit Mikroporen belegte, ehemalige Austenitkorn-grenze zu erkennen. Zur Detektion vermehrter Anreicherungen von Legierungselementen und Karbiden wurde die Elektronenstrahlmikroanalyse zur Bestimmung der qualitativen Verteilung der Legie-rungselemente herangezogen. Anhand der Detailaufnahmen (b)–(e) zeigt sich eine signifikante Anreicherung von Kohlenstoff, Chrom und Molybdän entlang der ehemaligen Austenitkorn-grenzen, was ein Indiz für eine verstärkte Korn-grenzensegregation ist.

¹ Porenbildung unter Kriechbeanspruchung durch Leerstellenkondensation, Versetzungsaufstau, Korngrenzengleiten, oder durch Blockieren der Versetzungsbewegungen an Karbidausscheidungen oder Verunreinigungen entlang der ehemaligen Austenitkorn-grenzen [228, S.197 ff.].

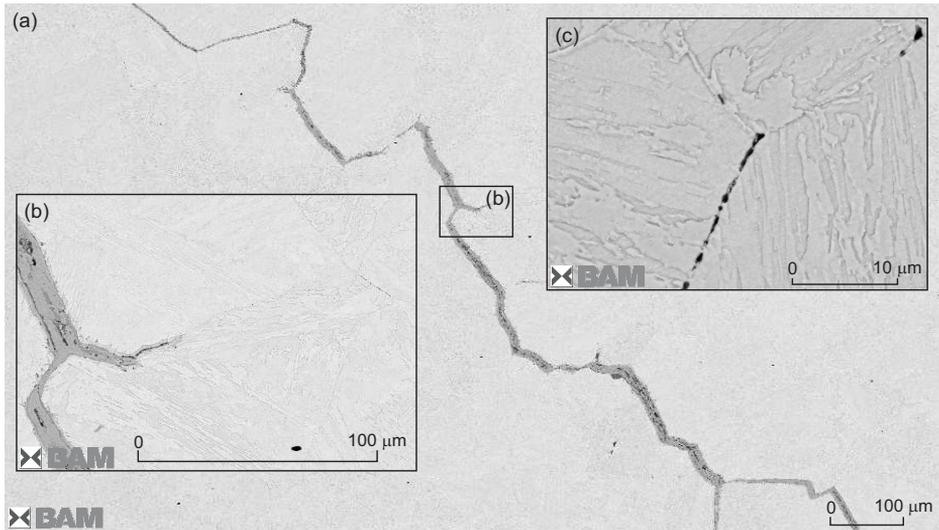


Abbildung 4.98: REM-Aufnahme eines Spannungsrelaxationsrisses (SRR) mit interkristallinem Risspfad (a), Detailaufnahme des Rissbereiches, mit oxidierter Rissoberfläche (b), Detailaufnahme einer ehemaligen Austenitkorngrenze mit klar erkennbarer Porenbildung (c)

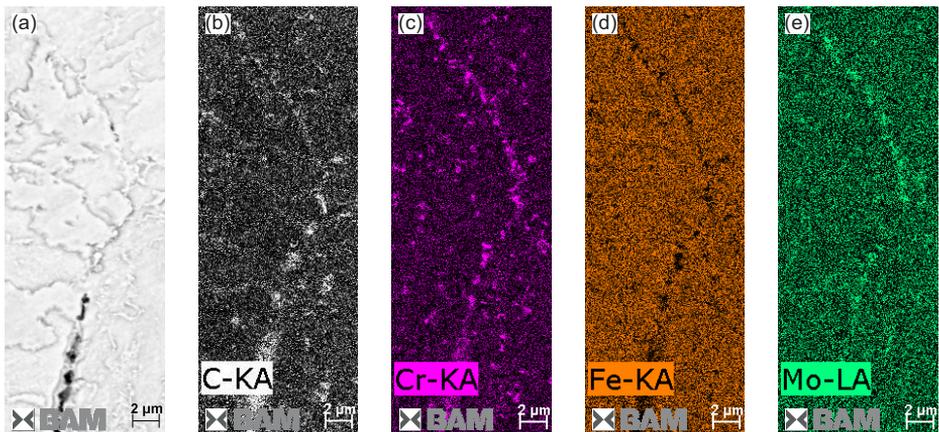


Abbildung 4.99: Detailaufnahme (REM) einer ehemaligen Austenitkorngrenze (a), qualitative Verteilung der Legierungselemente Kohlenstoff (b), Chrom (c), Eisen (d) und Molybdän (e)

Der Nachweis von Vanadium und seinen Verbindungen sowie die Klassifizierung der Karbide erfordert jedoch transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen.

Abbildung 4.100 zeigt exemplarisch die REM-Aufnahmen der Bruchoberfläche des Zentralpunktversuches (a) sowie eines Eckpunktversuches (b). Der interkristalline Rissverlauf ist in beiden Aufnahmen anhand der glatten Kornoberfläche und den Korngrenzen, die vereinzelt leicht aufklaffen, klar erkennbar. Die bereits in den lichtmikroskopischen Aufnahmen dokumentierte Oxidation der Rissflanken (vgl. Abbildungen 4.96 und 4.97) findet sich auch auf der Bruchoberfläche wieder. Auffällig ist allerdings die stärkere Oxidation der in Aufnahme (b) dargestellten Oberfläche, welche auf die unterschiedliche Rissaufweitung während des PWHT zurückzuführen ist.

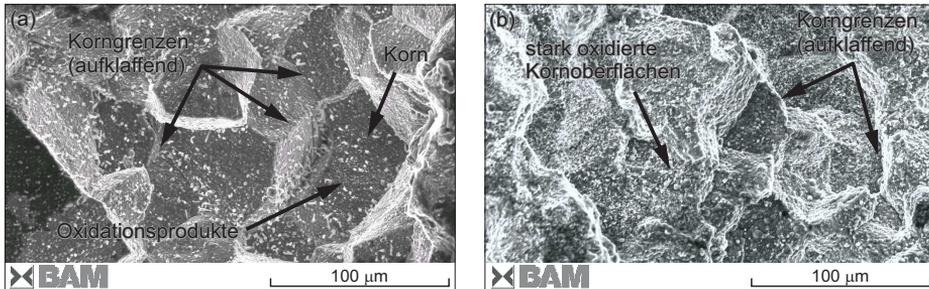


Abbildung 4.100: REM-Aufnahme der Oberfläche von Spannungsrelaxationsrissen (SRR) mit infolge der Wärmenachbehandlung leicht (a) bzw. stark (b) oxidierten Rissoberfläche, deutlich erkennbar ist der interkristalline Rissverlauf anhand der glatten Kornoberfläche und den zum Teil aufklappenden Korngrenzen, Zentralpunktversuch (a), Eckpunktversuch (b): $T_{(p,i)} = 240\text{ °C}$, $E = 45\text{ kJ/cm}$

4.5.2.4 Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)

Zur Identifizierung der Ausscheidungen entlang der Spannungsrelaxationsrisse sowie der intakten, ehemaligen Austenitkorngrenzen wurden transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen herangezogen.

Abbildung 4.101 stellt die Übersichtsaufnahme eines mit Oxidationsprodukten angefüllten Spannungsrelaxationsrisses entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen innerhalb der Wärmeeinflusszone dar. Die massiven Oxidationsprodukte wurden im gekennzeichneten Bereich mittels EDX¹ als nanokristalliner Magnetit Fe_3O_4 , Chromoxide Cr_3O_4 , sowie etwas größerer Magnetit identifiziert. Die EDX-Analyse des oxidierten Bereiches zeigt ein unterschiedliches Ausscheidungsverhalten der Hauptlegierungsbestandteile entlang der oxidierten Rissflanke, vgl. Abbildung A.19 im Anhang. Mo, Cr und Mn finden sich entlang der Grenzfläche zwischen Oxidschicht und Stahlmatrix. Während sich jedoch Mo als schmaler Saum ausscheidet, liegen Cr und Mn heterogen, inselartig verteilt vor. Es ist anzunehmen, dass sich die mit Cr und Mn angereicherten Inseln durch die Oxidation Cr- und Mn-reicher Karbide gebildet haben, welche zuvor entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen ausgeschieden wurden. In diesen Bereichen sind ebenfalls Anreicherungen von V zu finden. Karbide sind aufgrund der starken Oxidation der Rissflanke jedoch nicht zu finden, sodass zusätzliche Untersuchungen im rissfreien Bereich der WEZ durchgeführt wurden.

¹ Energiedispersive Röntgenspektroskopie, engl.: Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy (EDX).

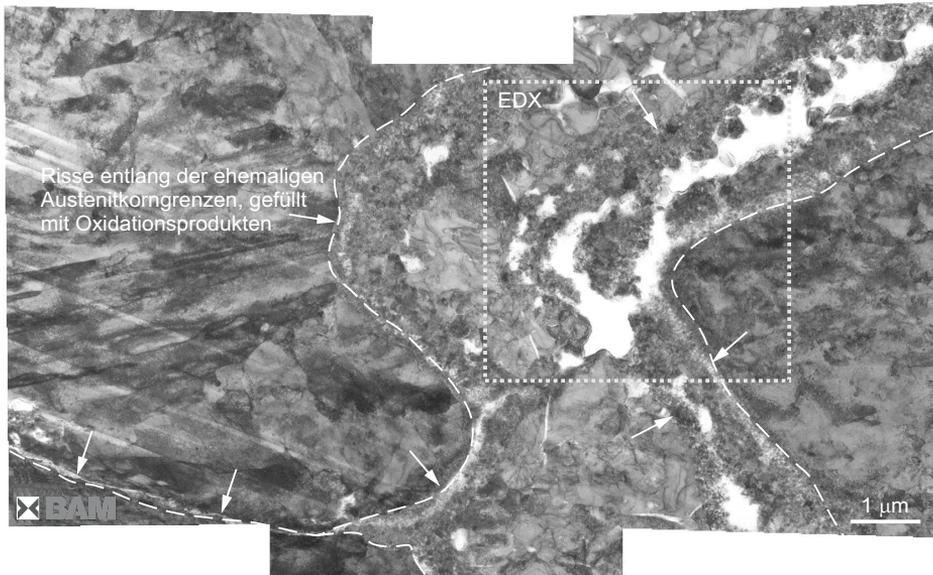


Abbildung 4.101: Hellfeldabbildung im Rasterdurchstrahlungselektronenmikroskop (STEM-BF), Spannungsrelaxationsrisse entlang der ehemaligen Austenitkorgrenzen innerhalb der WEZ, angefüllt mit Oxidationsprodukten (nanokristallinem $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ und größerem Fe_3O_4)

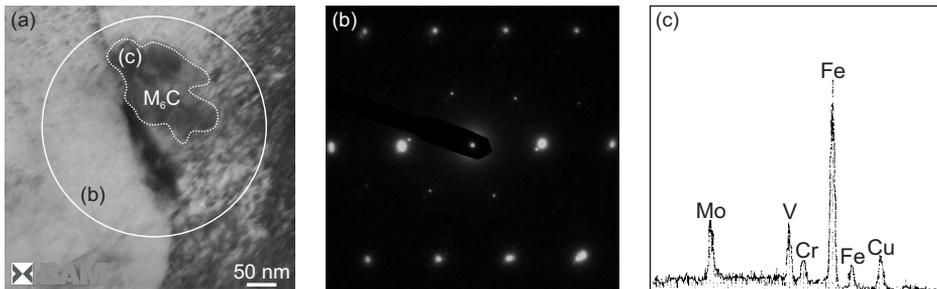


Abbildung 4.102: Hellfeldabbildung (STEM-BF) eines M_6C -Karbids auf einer intakten, ehemaligen Austenitkorgrenze in der WEZ (a), Beugungsbild aus SAED-Analyse (Selected Area Electron Diffraction) (b), EDS-Spektrum des M_6C -Karbids (c)

Abbildung 4.102 zeigt neben der Hellfeldabbildung (BF¹) einer ehemaligen Austenitkorngrenze (a), das Beugungsbild aus der SAED-Analyse (b) sowie das EDS-Spektrum² (c) des als M₆C identifizierten Karbids.

Auch die TEM-Untersuchungen im rissfreien Bereich zeigen in Übereinstimmung mit der Literatur [231, S. 63 ff. 49, 128–133, 162], Anreicherungen der Legierungselemente Mo, Cr, und V in Form von Ausscheidungen (Karbiden, M₆C) entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen. Nach [129, 136, 208, 209] sind Ausscheidungen dieser Art ungewöhnlich für den untersuchten Stahl und eigentlich erst nach längerer Auslagerung bei relativ hohen Temperaturen zu erwarten. Unter der Annahme, dass Ausscheidungsvorgänge durch den Spannungszustand bzw. durch mikroplastische Verformungen als Folge der definierten Einspannung beschleunigt ablaufen, wurden zusätzliche TEM-Analysen an frei schrumpfenden Proben durchgeführt. Die Ergebnisse der TEM-Analysen der eingespannten und der frei schrumpfend geschweißten und wärmebehandelten Proben im Bereich der Wärmeeinflusszone sind in den Abbildungen 4.103 und 4.104 dargestellt.

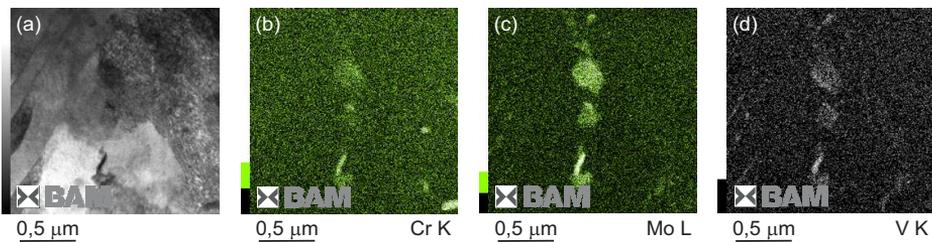


Abbildung 4.103: *Einspannungsversuch: Hellfeldabbildung (STEM-BF) einer intakten, ehemaligen Austenitkorngrenze in der WEZ (a), Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom (b), Molybdän (c), Vanadium (d), EDX-Analyse*

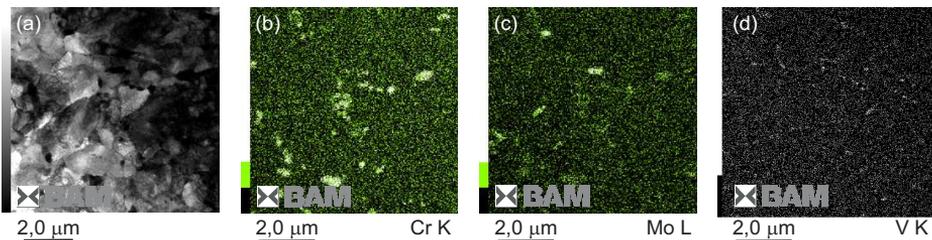


Abbildung 4.104: *frei schrumpfende Kleinprobe: Hellfeldabbildung (STEM-BF) intakter, ehemaliger Austenitkorngrenzen in der WEZ (a), Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom (b), Molybdän (c), Vanadium (d), EDX-Analyse*

Im Gegensatz zu den eingespannten Proben weisen die frei schrumpfenden Proben weder Risse in der WEZ noch im Schweißgut auf. Es finden sich jedoch in beiden Proben zahlreiche Ausscheidungen entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen. Während sich unter Zwängung jedoch Cr, Mo und V in den Karbiden anreichern, vgl. *Abbildung 4.103* Teilbild (b) – (c), ist in den Karbiden der frei schrumpfenden Proben vor allem Cr angereichert, vgl. *Abbildung 4.104* Teilbild (b) – (c). Ferner konnten die Karbide in den frei schrumpfenden Proben als M₂₃C₆ identifiziert werden, wohingegen unter Zwängung M₆C detektiert wurde. M₂₃C₆ entsteht bei der Alterung vor M₆C [38,

1 Hellfeldabbildung (Rasterdurchstrahlungselektronenmikroskop), engl. Bright Field (BF).

2 Energiedispersive Röntgenspektroskopie, engl.: Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy (EDS).

49, 128–131, 135, 231, S. 63 ff.], was darauf schließen lässt, dass der Alterungsprozess bei der Wärmenachbehandlung unter definierter Einspannung und realistischer Eigenbeanspruchung der Schweißnaht beschleunigt abläuft.

Die unter *Abschnitt 4.4.9* dokumentierte signifikante Abnahme der Kerbschlagarbeit der eingespannten gegenüber den freien Proben, war Anlass für die zusätzliche TEM-Analysen des Schweißgutes. Zu prüfen war, ob sich auch hier Unterschiede im Ausscheidungsverhalten zwischen frei schrumpfenden und eingespannten Proben nachweisen lassen. Untersucht wurden zwei Proben, welche jeweils mit den Parametern des Zentralpunktes¹ des Versuchsplans geschweißt wurden. Die Ergebnisse der TEM-Analyse des Schweißgutes sind in den *Abbildungen 4.105 und 4.106* dargestellt. Auch im Schweißgut der unter Einspannung geschweißten Probe finden sich zahlreiche Cr-, Mo- und V-reiche Ausscheidungen entlang der ehemaligen Austenitkorn Grenzen, vgl. EDX-Elementverteilungsbilder in *Abbildung 4.105* (b) – (d), welche ebenfalls als M_6C identifiziert wurden.

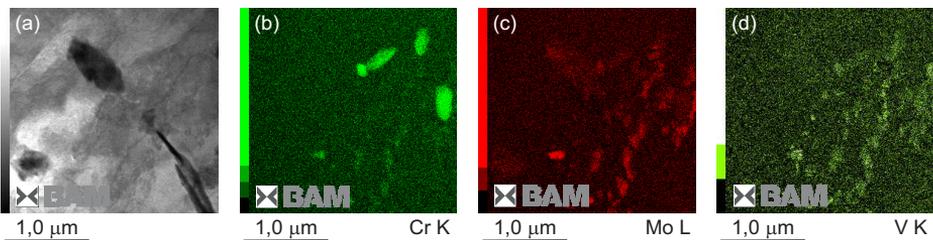


Abbildung 4.105: Einspannungsversuch: Hellfeldabbildung einer intakten, ehemaligen Austenitkorngrenze im Schweißgut (a), Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom (b), Molybdän (c), Vanadium (d), EDX-Analyse

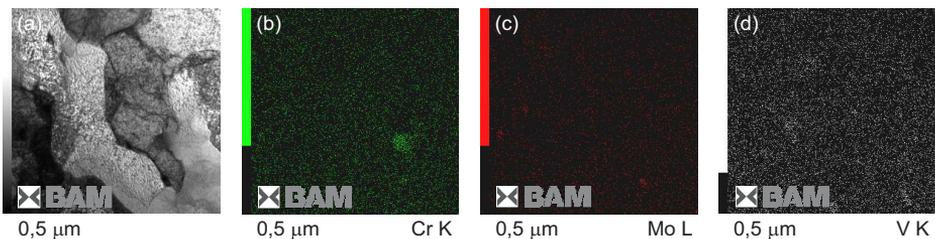


Abbildung 4.106: frei schrumpfende Kleinprobe: Hellfeldabbildung einer intakten, ehemaligen Austenitkorngrenze im Schweißgut (a), Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom (b), Molybdän (c), Vanadium (d), EDX-Analyse

Im Gegensatz dazu sind im Schweißgut der frei schrumpfend geschweißten und wärmebehandelten Probe deutlich weniger Ausscheidungen an den ehemaligen Austenitkorngrenzen angereichert (vgl. *Abbildung 4.106*). Vorrangig finden sich hier Cr- und Mo-reiche Ausscheidungen, die als $M_{23}C_6$ -Karbide identifiziert wurden, was dem in der Literatur dokumentierten Ausscheidungsverhalten entspricht [38, 49, 128–131, 135, 231, S. 63 ff.], und die Annahme einer beschleunigten Alterung unter Zwängung bestätigen. Anreicherungen von V hingegen sind nicht zu finden, vielmehr zeigt sich eine feindisperse Verteilung innerhalb der Matrix. Die Untersuchungen der frei schrumpfend geschweißten Proben zeigen das in der Literatur dokumentierte Ausscheidungsverhalten.

¹ $E = 35 \text{ kJ/cm}$, $T_{(p,i)} = 220 \text{ }^\circ\text{C}$.

Zusammenfassend ist festzustellen, dass die Alterung des warmfesten Stahls 13CrMoV9-10 während der Wärmenachbehandlung unter definierten Einspannbedingungen beschleunigt abläuft. Dabei kommt es zur frühzeitigen und vermehrten Ausscheidung von Sonderkarbiden des Typs M_6C , welche sich entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen anreichern. Dieses Verhalten wurde sowohl in der Wärmeeinflusszone als auch im Schweißgut nachgewiesen. In bisherigen Untersuchungen, an Kleinproben, ließen sich Karbide dieses Typs hingegen erst nach sehr langen Glühzeiten nachweisen. So detektieren Výrostková et al., Kroupa et al. [129, 130] M_6C erst bei V-Gehalten $> 0,12\%$ und Glühzeiten > 100 h. Auch Tamaki et al., Baker und Nutting beobachteten in [49, 128, 132, 133] zunächst die Ausscheidung von $M_{23}C_6$ und M_7C_3 , welche sich erst nach längeren Glühzeiten zum stabilen Karbiden vom Typ M_6C entwickelten. In den vorliegenden Untersuchungen korreliert die verstärkte Korngrenzensegregation ferner mit einer signifikanten Abnahme der Kerbschlagarbeit der unter Einspannung geschweißten Proben. Der zweifelsfrei vorliegende Effekt definierter Einspannbedingungen während des PWHT auf das Ausscheidungsverhalten von Karbiden ist durch weiterführende Untersuchungen zu quantifizieren.

5 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Die vorliegende Arbeit beschäftigte sich mit dem Einfluss der Wärmeführung während der schweißtechnischen Verarbeitung auf die Rissbildung beim Spannungsarmglühen (PWHT) in Schweißverbindungen aus dem warmfesten, niedriglegierten Stahl 13CrMoV9-10 für den petrochemischen Reaktorbau. Im Fokus der Untersuchungen stand, ob und in welchem Maße sich die Wärmeführung beim Schweißen auf die Höhe der Schweißeigenstressungen und Werkstoffeigenschaften auswirkt und welchen Einfluss dies letztlich auf die Rissbildung während des PWHT, insbesondere unter Berücksichtigung der Schrumpfbegrenzung, hat. Hieraus sollten ferner geeignete Maßnahmen zur Verringerung der Rissempfindlichkeit abgeleitet werden.

Die Literaturschau ergab, dass Spannungsrelaxationsrisse aus der komplexen Wechselwirkung thermischer, metallurgischer und mechanischer Faktoren während der schweißtechnischen Verarbeitung und der abschließenden Wärmenachbehandlung resultieren. Bisherige Erkenntnisse beruhen vornehmlich auf Untersuchungen an idealisierten Laborproben und konzentrierten sich zumeist nur auf den Effekt einzelner Faktoren. Der Einfluss und die Wechselwirkung mechanischer Faktoren, insbesondere des Einspanngrades, wurde hingegen kaum berücksichtigt. Zudem basieren existierende Testverfahren zur Prüfung vollständiger Schweißnähte meistens auf Einlagenschweißungen, mit denen sich weder industrielle Fügeverbindungen realisieren, noch die Bauteilbeanspruchung online erfassen lassen. Rückschlüsse zum Einfluss der Wärmeführung auf die Relaxationsrissempfindlichkeit sind damit jedoch kaum möglich. Ferner erfordert die Klärung der Rissmechanismen die Detektion des Temperaturbereiches in dem die Rissinitiierung erfolgt. Bislang wurde der kritische Temperaturbereich für SRR meistens anhand von Vergleichskennwerten, wie z. B. minimaler Bruchdehnung, der Härte oder eines detektierten Bruchs der Probe ermittelt. In-situ-Observationen der Rissinitiierung finden sich hingegen nur vereinzelt im Schrifttum. Anhand des bisher in der Literatur dokumentierten kritischen Temperaturbereichs für SRR¹ lassen sich keine exakten Rückschlüsse auf die Ursachen und Mechanismen für SRR folgern.

Beginnend mit der Qualifizierung des Grund- und Zusatzwerkstoffes wurden zunächst die Basiswerte des Schweißgutes hinsichtlich der Relaxationsversprödung anhand von Gleeble[®]-Zugversuchen ermittelt. Mittels geschweißter Kleinproben wurde im ersten Schwerpunkt der Arbeit der Einfluss der Wärmeführung auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften und die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit des Schweißgutes untersucht. Der Einsatz der statistischen Versuchsplanung und die statistische Auswertung der Messwerte gestatteten eine möglichst genaue Erfassung der Wirkzusammenhänge bei minimalem Versuchsumfang. Ferner ließen sich so die Ergebnisse der Kleinproben mit denen aus den Bauteilversuchen vergleichen.

Die Schweißtemperaturmessdaten wurden genutzt, um mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse (SS-DTA) die Bainit-, Martensit und Austenitbildung zu analysieren und ein reales Schweißtemperatur-Umwandlungs-Schaubild (Schweiß-ZTU) zu erstellen. Das Schweiß-ZTU-Schaubild

¹ 315 °C – 705 °C.

ermöglicht die Abdeckung eines großen Arbeitsbereichs, repräsentiert das reale Umwandlungsverhalten des Schweißnahtgefüges und berücksichtigt schweißbedingte Anlass- und Ausscheidungseffekte. Die mit Hilfe der SS-DTA erzeugten Schweiß-ZTU-Schaubilder zeigten eine sehr gute qualitative Übereinstimmung mit herkömmlichen Schweiß-ZTU-Schaubildern.

Der zweite Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit umfasste die realitätsnahe Abbildung industrieller Fertigungsbedingungen im Bauteilschweißversuch. Dazu war es erforderlich, realistische Einspann- und Fertigungsbedingungen während der Vorwärmung, des Schweißens, des Wasserstoffarmglühens und der abschließenden Wärmenachbehandlung in einem geeigneten Laborversuch zu realisieren. Dadurch gelang es erstmals, den Einfluss der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur und der Streckenenergie auf die resultierende Belastung (Kräfte, Momente und Spannungen) und die Rissbildung während der Wärmenachbehandlung unter definierten Einspannbedingungen differenziert zu beobachten und zu analysieren. Die lokale Wärmenachbehandlung der Proben erfolgte ebenfalls im eingespannten Zustand unter Aufrechterhaltung der aus dem Schweißprozess resultierenden Belastung. Die realistische Abbildung des Bauteilverhaltens erforderte die Kompensation der thermischen Ausdehnung der Probe, was durch eine entsprechende Regelung der 2-MN-Prüfanlage realisiert wurde, vgl. *Abbildung 3.18*. Nach Erreichen der Haltetemperaturen konnte die Probe relaxieren.

Durch den Einsatz der Schallemissionsanalyse während der Wärmenachbehandlung gelang erstmalig die Onlinedetektion von Spannungsrelaxationsrissen an mehrlagig geschweißten Prüfnähten, unter konstruktiver Schrumpfbehinderung im Bauteilversuch. Dabei konnte festgestellt werden, dass der Temperaturbereich der Rissinitiierung zum Teil erheblich von dem in der Literatur als risskritisch definierten Temperaturbereich abweicht.

Abschließend gelang durch vergleichende Gefügeanalysen, an frei schrumpfend und unter definierter Einspannung geschweißter Proben, der Nachweis, dass sich die schweißbedingten Spannungen auf das Ausscheidungsverhalten von Karbiden während der Wärmenachbehandlung (PWHT) auswirken können.

Aus den Untersuchungsergebnissen lassen sich folgende Schlussfolgerungen ableiten:

1. In mehrlagig ausgeführten Schweißverbindungen bewirkt der Mehrlageneffekt¹ eine der WEZ des Grundwerkstoffes ähnliche Gefügestruktur. Hohe Härtewerte zwischen 150 HV 0,5 und 400 HV 0,5, die geringe Kerbschlagzähigkeit und die hohe Festigkeit im geschweißten Zustand kennzeichnen die extreme Sensitivität des Schweißnahtgefüges gegenüber Rissen. Die Untersuchung von Rissphänomenen, welche bereits unter Eigenbeanspruchung auftreten, erfordert daher unbedingt die Berücksichtigung der konstruktiven Schrumpfbehinderung.
2. Im geschweißten Zustand weist das Schweißgut ein sehr geringes Arbeitsvermögen und eine sehr hohe Härte auf. Durch die Wärmenachbehandlung (PWHT) werden die geforderten Werkstoffeigenschaften eingestellt und schweißbedingte Eigenspannungen abgebaut. Die $t_{8/5}$ -Zeit wird sowohl durch die Streckenenergie als auch durch die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur beeinflusst. Mit Erhöhung der $t_{8/5}$ -Zeit lässt sich eine leichte Reduzierung der Härte erreichen. Die Wärmeleitung hat keinen signifikanten Effekt auf die Kerbschlagarbeit des Schweißgutes im geschweißten und im wärmebehandelten Zustand. Diese wird jedoch sehr stark von der Kerblage beeinflusst. Ein großer Feinkornanteil, wie er in den Überschneidungsbereichen der Anlasszonen des Mehrlagenschweißgutes vorliegt, wirkt sich positiv

¹ Anlassen der zuvor geschweißten Raupen beim Mehrlagenschweißen, vgl. *Abschnitt 2.4.2.2*.

auf die Kerbschlagarbeit aus. Während der Wärmenachbehandlung der frei schrumpfend geschweißten Proben traten keine Spannungsrelaxationsrisse auf.

3. Der von Chauvy und Pillot [18–20] entwickelte RHC-Test ist geeignet, chargenabhängige Unterschiede hinsichtlich des Risikos von Spannungsrelaxationsrissen im Schweißgut aufzuzeigen. Ein Einfluss der Wärmeführung auf die Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit des Schweißguts lässt sich mit dem RHC-Test jedoch nicht nachweisen. Weder die Streckenenergie noch die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur hatten im untersuchten Parameterfeld einen signifikanten Einfluss auf die im RHC-Test ermittelten Kenngrößen (Brucheinschnürung, Zugfestigkeit, Härte).
4. Die Einsensor-Differenz-Thermoanalyse (SS-DTA) erlaubt die Bestimmung der Phasenumwandlungspunkte anhand von Aufheiz- und Abkühlkurven. Erstmals konnte die SS-DTA erfolgreich auf Temperaturmessdaten aus „realen“ UP-Schweißversuchen angewendet werden. Durch den eigens entwickelten Auswertalgorithmus, der eine schnelle, teilautomatisierte Analyse der Messwerte ermöglicht, konnten die Bainit-, Martensit- und die Austenitbildung analysiert und ein Schweiß-ZTU-Schaubild entwickelt werden. Gegenüber einem konventionellen ZTU-Schaubild bietet die Erstellung eines Schweiß-ZTU-Schaubilds basierend auf realen Schweißtemperaturmessdaten viele Vorteile. Zunächst können die zumeist ohnehin zur Ermittlung der $t_{8/5}$ -Zeit aufgenommen Messdaten genutzt bzw. die Methode auf bereits vorhandene Messdaten angewandt werden. Die so entwickelten ZTU-Schaubilder repräsentieren das reale Umwandlungsverhalten des abgeschmolzenen Schweißgutes, insbesondere aber werden die Anlass- und Ausscheidungseffekte der ausgeführten Schweißnaht berücksichtigt. Die geringe Streuung der ermittelten Umwandlungstemperaturen spiegelt die Robustheit der Methode wider. Für eine qualitative Untersuchung des Umwandlungsverhaltens eines Schweißzusatzwerkstoffes reichen einige wenige Schweißversuche unter Variation der Wärmeführung aus, um das zulässige Parameterfenster abzudecken. Für die untersuchte Draht-Pulverkombination ist der Einfluss der Wärmeführung auf das Umwandlungsverhalten gering und nur bei zügiger Abkühlung kommt es in geringem Umfang zur Martensitbildung. Vergleiche mit herkömmlichen ZTU-Schaubildern gleicher und ähnlicher Stähle zeigen eine sehr gute qualitative Übereinstimmung (vgl. *Abbildung A.12* im Anhang A.12 auf Seite 224 sowie [38, 207–209]).
5. Bei dickwandigen Mehrlagenschweißungen und dreidimensionaler Wärmeableitung verringert sich die $t_{8/5}$ -Zeit mit zunehmendem Füllgrad, was auf die Änderung des Querschnittes zurückzuführen ist, über den die eingebrachte Schweißwärme in die umgebende Konstruktion abfließen kann. Im Wurzelbereich führt der geringe Querschnitt jedoch zu einer längeren $t_{8/5}$ -Zeit. Der Einfluss der Wärmeableitung ist insbesondere bei Verfahrensprüfungen mittels angepasster Kleinproben zu beachten.
6. Das Temperaturprofil quer zur Schweißnaht wird durch die Wärmeführung beim Schweißen beeinflusst. Während sich die Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur sowohl auf die Profilhöhe als auch auf die Profillbreite auswirken, beschränkt sich der Effekt der Streckenenergie auf den unmittelbaren Schweißbereich und hat keinen Effekt auf das Temperaturprofil vor dem Schweißbeginn der jeweiligen Raupe.
7. In Bauteilversuchen unter realistischen Fertigungsbedingungen wirkt sich die Heftung der Schweißnaht unmittelbar auf die Reaktionskräfte, -momente und -spannungen während des Vorwärmens aus. Bei behinderter thermischer Ausdehnung entstehen durch die Vorwärmung des Schweißnahtbereiches Druckkräfte und das Biegemoment M_x . Die Druckkräfte steigen

mit zunehmender Vorwärmtemperatur an und lassen sich über eine einfache lineare Funktion beschreiben. Die Entwicklung des Biegemomentes M_x hängt von der Höhe der Vorwärmtemperatur, der Homogenität der Wärmeeinbringung sowie der Schweißnahtvorbereitung ab. Bei der vorliegenden Nahtvorbereitung, mit Heftschweißung im Wurzelbereich, führen höhere Vorwärmtemperaturen zu einem Anstieg des Biegemomentes M_x .

8. Unter definierten Einspannbedingungen wirkt sich die Wärmeführung signifikant auf die Endreaktionskraft nach dem Schweißen aus. Hohe Vorwärm- / Zwischenlagentemperaturen führen während des Schweißens zu einem geringeren Kraftniveau. Die damit einhergehende Ausweitung des Temperaturprofils hat jedoch bei der anschließenden Abkühlung auf Umgebungstemperatur einen signifikanten Anstieg der Endreaktionskraft zur Folge. Die Erhöhung der Streckenergie hat eine signifikante Verstärkung der Kraftänderung während der Schweiß-, Umwandlungs- und Abkühlphasen der einzelnen Schweißraupen zur Folge, wirkt sich aber nur geringfügig auf die Höhe der Endreaktionskraft aus. Die größte Wirkung auf die Endreaktionskraft hat die Zwischenlagentemperatur, was auf die Ausdehnung des Temperaturfeldes sowie die Anhebung des Temperaturniveaus zurückzuführen ist. Der Einfluss der Streckenergie begründet sich in dem sich disproportional verändernden Wärmeeintrag in den Grundwerkstoff und die abschmelzende Drahtelektrode, hat jedoch einen deutlich geringeren Effekt auf die Endreaktionskraft.
9. Das Biegemoment M_x wird unter definierter Einspannung signifikant durch die Streckenergie beeinflusst. Dabei ist der Effekt der Streckenergie auf die ersten Schweißraupen begrenzt. Mit zunehmendem Füllgrad beschränkt sich die Wirkung der Streckenergie auf den kurzzeitigen Anstieg des Biegemomentes M_x während des Schweißens. Dieser ist jedoch reversibel und hat kaum noch Einfluss auf das Biegemoment M_x nach der Abkühlung auf Raumtemperatur. Die Höhe der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur hat, aufgrund der homogenen Temperaturverteilung in Dickenrichtung (Blechdicke: 20 mm), hingegen keinen signifikanten Einfluss auf das Biegemoment M_x .
10. Die Gesamtreaktionsspannung, als Summe der Quer- und Biegespannungen, lässt sich entsprechend der Reaktionskräfte und -momente signifikant durch die Wärmeführung beeinflussen. Im untersuchten Parameterfeld dominiert der Einfluss der Streckenergie gegenüber der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, was vor allem auf den großen Anteil der Biegespannungen σ_{B,M_x} an der Gesamtreaktionsspannung σ_{2MN} zurückzuführen ist. Zur Rissvermeidung ist hinsichtlich einer möglichst geringen Gesamtbeanspruchung mit niedriger Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur sowie Streckenergie zu schweißen. Die dabei tendenziell höhere Härte des Schweißgutes im geschweißten Zustand ist bei der Handhabung der Bauteile zu beachten, hat jedoch keinen maßgeblichen Einfluss auf die Rissentstehung.
11. Im Anschluss an die Wärmenachbehandlung (PWHT), nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur, lagen die Gesamtreaktionskraft F_{2MN} und das Biegemoment M_x unabhängig von der Ausgangsbeanspruchung gemittelt über alle Versuche auf einem identische Niveau. Die Reaktionsspannungen nach der Wärmenachbehandlung entsprechen der Warmstreckgrenze des untersuchten Stahls 13CrMoV9-10 bei 705 °C^1 .
12. Die Wärmeführung beim Schweißen wirkt sich nachweislich auf die Rissentstehung während der Wärmenachbehandlung aus. Dabei wird die kumulierte Risslänge, als Maß für die Empfindlichkeit bzw. das Risiko gegenüber Spannungsrelaxationsrissen, im Wesentlichen

¹ Vgl. [11, S. 138f. 206, S. 52f. 216, S. 247f. 12, S. 164f. 217, S. 164f.].

durch die Wechselwirkung mechanischer, thermischer und werkstofflicher Faktoren beeinflusst. Entsprechend der Gesamtreaktionsspannung σ_{2MN} steigt die kumulierte Risslänge mit steigendem Gesamtenergieeintrag an. Mit Überschreitung der kritischen Spannung für Spannungsrelaxationsrisse im Stahl 13CrMoV9-10 von ≈ 350 MPa steigt die kumulierte Risslänge sehr stark an. Bemerkenswert ist, dass bereits von Tamaki et al. [66] an belasteten Kleinproben eine kritische Spannung $\sigma_{AW-crit}$ für die Entstehung von SRR auf dem gleichen Niveau beobachtet wurde.

13. Die Berücksichtigung der konstruktiven Schrumpfbehinderung, sowohl bei der schweißtechnischen Verarbeitung als auch bei der anschließenden Wärmenachbehandlung, hat einen nachweisbaren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung. In den vorliegenden Versuchen hatte die definierte Einspannung der Proben, fast unabhängig von der Wärmeführung, eine merkliche Reduzierung der Kerbschlagarbeit und eine Erhöhung der Übergangstemperatur zur Folge. Ferner konnte ein ausgeprägter Einfluss der Streckenergie auf die Kerbschlagarbeit der Wärmeeinflusszone festgestellt werden, welcher sich mit steigender Streckenergie in einer Verschiebung der Übergangstemperatur, zu höheren Temperaturen hin, äußert.
14. Mittels der erstmalig im Bauteilversuch während des PWHT eingesetzten Schallemissionsanalyse konnte die Initiierung von Spannungsrelaxationsrissen im Temperaturbereich von $300\text{ °C} - 500\text{ °C}$ beobachtet werden. Anhand eines Blindversuches ohne Schweißnaht wurden Störgeräusche der Servohydraulik zuverlässig identifiziert.
15. Basierend auf REM- und TEM-Analysen der WEZ und des Schweißgutes vergleichbarer belasteter und unbelasteter Proben wurde nachgewiesen, dass die Alterung des warmfesten Stahls 13CrMoV9-10 unter definierter Einspannung (d. h. unter Belastung) beschleunigt abläuft. Dabei kommt es zur frühzeitigen und vermehrten Ausscheidung von Sonderkarbiden des Typs M_6C , welche sich entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen anreichern. In frei schrumpfenden Proben konnten hingegen nur Karbide vom Typ $M_{23}C_6$ identifiziert werden. Ferner korreliert die verstärkte Korngrenzensegregation mit der signifikanten Abnahme der Kerbschlagarbeit der unter Einspannung geschweißten Proben.
16. Aus den vorliegenden Ergebnissen lässt sich abschließend schlussfolgern, dass sich durch die Reduzierung des Energieeintrags beim Schweißen die schweißbedingten Bauteilbeanspruchungen verringern lassen. Dabei ist jedoch die Entstehung martensitischer Gefügestrukturen, durch zu schnelle Abkühlung des Schweißgutes und der WEZ, zu vermeiden. Durch die Verminderung schweißbedingter Eigenspannungen lässt sich die beschleunigte Alterung infolge der Ausscheidung von Sonderkarbiden verringern und SRR kann vermieden werden. Für die Praxis bedeutet dies, dass sowohl das Schweißverfahren als auch die Wärmeführung auf die Bauteilgeometrie und den Werkstoff zu adaptieren sind. Essentiell ist ferner die exakte Erfassung der Zwischenlagentemperatur auf der Schweißnahtoberfläche, da abweichende Messpositionen zu erheblichen Abweichungen von den Sollwerten führen und einen Anstieg der Bauteilbeanspruchung zur Folge haben können.

Die hier vorgestellten Erkenntnisse sind die Basis für ein Folgeprojekt in dem zunächst die Anwendbarkeit des im Rahmen der vorliegenden Arbeit entwickelter U-Nut-Tests, zur Provokation von Querrissen in einer selbst beanspruchenden Probe, überprüft werden soll. Von hohem Interesse ist weiterhin, ob sich der RHC-TEST zum Nachweis nichtchemischer Einflussfaktoren eignet. In weiteren Versuchen unter definierter Einspannung sollte ferner der Temperaturbereich der Rissinitiierung zwischen $300\text{ °C} - 500\text{ °C}$ näher untersucht werden. Hierzu bieten sich Untersuchungen

unter Variation der Last, der Aufheizrate beim PWHT, sowie der Unterbrechung der Aufheizphase zur Identifikation des Ausscheidungszustandes an. Insbesondere der Einfluss des Beanspruchungszustandes auf die Ausscheidungsvorgänge während des PWHT bedarf weiterer Untersuchungen, wofür sich zunächst Versuche an Kleinproben mit simuliertem Schweißnahtgefüge anbieten, welche dann auf Schweißgutproben erweitert und mittels Bauteilversuchen validiert werden sollten. Dabei ist vor allem der Ausscheidungszustand zum Zeitpunkt der Rissentstehung zu identifizieren und mit lastfreien Proben zu vergleichen. Ferner wird es als sinnvoll erachtet, in Bauteilversuchen, auch den Einfluss der Kerbwirkung durch eine geeignete Nahtvorbereitung und das Beschleifen der Decklage zu untersuchen. Die Verschiebung der Übergangstemperatur T_1 der unter definierter Einspannung geschweißten gegenüber den frei schrumpfend geschweißten Proben bedarf ebenfalls weiterer Untersuchungen.

Literatur

- [1] Berzolla, A., Bertoni, A., Bocquet, P. und Hauck, G. „The New 2.25Cr and 3Cr-1Mo-0.25V Steels for Pressure Vessels Operating in Hydrogen Environment. A Joint European Research Contract.“ In: *IIW Doc XI-897-08* (2008), S. 577–606.
- [2] Hadamik, Heuser, H. und Jochum, C. „Schweißtechnische Herausforderungen bei der Verarbeitung von CrMo(V)-Stählen für Hydrocracker“. In: *Die Verbindungs Spezialisten 2008 Große Schweißtechnische Tagung*. Dresden, 2008.
- [3] Antalfy, L. „Metallurgical, Design & Fabrication Aspects of Modern Hydroprocessing Reactors“. In: *Welding Research Council Bulletin*, Bd. 524 (2009), S. 77–115.
- [4] Chovet, C. und Schmitt, J. „Additional Recommendations for Welding Cr-Mo-V Steels for Petrochemical Applications“. In: *Welding in the World*, Bd. 55(11–12) (2011), S. 31–38. ISSN: 0043-2288. DOI: 10.1007/BF03321540. URL: http://download.springer.com/static/pdf/460/art%3A10.1007%2F03321540.pdf?auth66=1393578038_55832ed68275dd363491ac95abebb245&ext=.pdf (besucht am 26.02.2014).
- [5] Chovet, C. und Schmitt, J. P. „Ergänzende Empfehlungen zum Schweißen Von Cr-Mo-V Stählen bei Anwendungen in der Petrochemie.“ In: *Oerlikon Competence* (6) (Juni 2013), S. 33–40.
- [6] N.N. *Raffinerieanlage*. BP Europa SE, Bereich Presse & Externe Kommunikation Deutschland. 2010. URL: http://www.deutschebp.de/liveassets/bp_internet/germany/STAGING/home_assets/images/raffinerie_verarbeitung/raffinerie_V-22-053_HighRes.jpg (besucht am 09.09.2010).
- [7] Hahn, B. und Heuser, H. „Erfahrungen aus der Verarbeitung neuer Kraftwerksstähle bei der Errichtung von Hochleistungskraftwerken“. In: *DVS-Berichte*, Bd. 262 (2010), S. 24–33.
- [8] Schmitz-Niederrau, M., Lausch, T. und Groß, V. „Erfahrungen bei der Verarbeitung von bainitischen CrMoV-Stählen für dickwandige petrochemische Reaktoren“. In: *5. FDBR-Werkstofftagung - "Werkstofftechnologien für neue Kraftwerke"*. Düsseldorf, Germany, 2012.
- [9] Schmitz-Niederrau, M., Lausch, T. und Groß, V. „Erfahrungen bei der Verarbeitung von bainitischen CrMoV-Stählen für dickwandige petrochemische Reaktoren“. In: *DVS Congress*. Saarbrücken, Germany, 2012.
- [10] Antalfy, L. „The Use of Vanadium Modified Chrome Molybdenum Steel Plates in Pressure Vessel Fabrication“. In: *Dillinger Pressure Vessel Colloquium*. 2009.
- [11] Schulze, G. *Die Metallurgie des Schweißens: Eisenwerkstoffe – Nicht-eisenmetallische Werkstoffe*. 4., neu bearbeitete Auflage. Heidelberg Dordrecht London New York: Springer, 2010. ISBN: 978-3-642-03182-3. DOI: DOI10.1007/978-3-642-03183-0.
- [12] Bargel, H.-J. und Schulze, G. *Werkstoffkunde*. 10. Aufl. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2008. ISBN: 978-3-540-79296-3. DOI: 0.1007/978-3-540-79297-0.

- [13] DIN EN 10020. *Begriffsbestimmung für die Einteilung der Stähle*. Juli 2000.
- [14] Grote, K.-H. und Feldhusen, J., Hrsg. *Dubbel – Taschenbuch für den Maschinenbau*. Zweiundzwanzigste, neubearbeitete und erweiterte Auflage. Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 2007. ISBN: 978-3-540-49714-1.
- [15] Prüfer, M., Möser, M. und Hurt, G. „Vorzeitiges Bauteilversagen durch lokalisiertes Korngrenzgleiten und duktile interkristalline Rissbildung ? Relaxationsrissigkeit“. In: *Neue Hütte* 25 (25) (Juni 1980), S. 229–232. URL: <http://www.martin-moeser.de/Veroeffentlichungen/Relaxationsrissigkeit.pdf> (besucht am 27.05.2008).
- [16] Bentley, K. P. „Precipitation During Stress Relief of Welds in Cr -Mo -V Steels“. In: *British Welding Journal* (1964), S. 507–515.
- [17] Boniszewski, T. „Metallurgical Aspects of Reheat Cracking of Weldments in Ferritic Steels“. In: *heat-treatment aspects of metal-joining processes* (1971), S. 29–41.
- [18] Chauvy, C. und Pillot, S. „Prevention of Weld Metal Reheat Cracking During Cr-Mo-V Heavy Reactors Fabrication“. In: *2009 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference*. ASME. Prague, Czech Republic, Juli 2009, S. 1–9.
- [19] Chauvy, C. „Reheat Cracking of Weld Metal A542D“. In: *A Program to Upgrade Materials and Process Standards for Fabrication of Heavy Wall Vessels of 2.25 Cr - 1Mo - 0.25V Alloy for Service with Hydrogen at High Pressure and Temperatures*. Materials Properties Council Inc. Feb. 2009.
- [20] Chauvy, C. und Pillot, S. „How to Prevent Reheat Cracking of Weld Metal A542D“. In: *API meeting*. API. API, Denver, Apr. 2009.
- [21] Dhooge, A. und Vinckier, A. „Reheat cracking – a review of recent studies“. In: *Welding in the World*, Bd. 24(5/6) (1986), S. 104–126.
- [22] Indacochea, J. E. und Kim, G. S. „Reheat Cracking Studies on Simulated Heat-Affected Zones of CrMoV Turbine Rotor Steels“. In: *Journal of Material Engineering and Performance*, Bd. 5 (Juni 1996), S. 353–364.
- [23] Ito, Y. und Nakanishi, M. „Study on Stress Relief Cracking in Welded Low Alloy Steels“. In: *The Sumitomo Search* (7) (Mai 1972), S. 27–36.
- [24] Kussmaul, K., Blind, D. und Ewald, J. „Investigation methods for the detection and study of stress-relief cracking“. In: *International Journal of Pressure Vessel and Piping*, Bd. 5 (1977), S. 159–180.
- [25] Meitzner, C. F. „Stress Relief Cracking in Steel Weldments“. In: *Welding Research Council bulletin* (211) (Nov. 1975), S. 1–17.
- [26] Meitzner, C. F. und Pense, A. W. „Stress-Relief Cracking in Low-Alloy Steel Weldments“. In: *Welding Journal*, Bd. 48 (Okt. 1969), S. 431s–440s.
- [27] Murray, J. „Stress-Relief cracking in carbon and low alloy steels“. In: *British Welding Journal* (Aug. 1967), S. 447–456.
- [28] Nevasmaa, P. und Salonen, J. „Reheat Cracking Susceptibility and Toughness of 2% CrMoWVNB 23 Steel Welds“. In: *Welding in the World*, Bd. 52(3/4) (2008), S. 68–78.
- [29] Younger, N. und Baker, R. G. „Heat-Affected Zone Cracking in Welded Austenitic Steels During Heat Treatment“. In: *British Welding Journal* (Dez. 1961), S. 579–587.
- [30] Mullery, F. und Cadman, R. „Cracking of Welded Joints in Ferritic Heat-Resisting Steels“. In: *British Welding Journal* (1962), S. 212–220.

- [31] McMahon Jr, C. J., Dobbs, R. J. und Gentner, D. H. „Stress Relief Cracking in MnMoNi and MnMoNiCr Pressure Vessel Steels“. In: *Materials Science and Engineering*, Bd. 37 (1979), S. 179–186.
- [32] Tenckhoff, E. „Zur Ursache der Rissbildung beim Spannungsarmglühen (Stress Relief Cracking) in Wärmeeinflusszonen niedriglegierter Feinkornbaustähle“. In: *Journal of Nuclear Materials*, Bd. 82 (1979), S. 239–256.
- [33] Heinz, A., Schüller, H. J. und Woitscheck, A. „Schäden an Schweißverbindungen druckführender Teile im Kraftwerksbau“. In: *Der Maschinenschaden*, Bd. 47(5) (1974), S. 179–184.
- [34] Rabe, W. „Stand der Kenntnisse auf dem Gebiet der Versprödung geschweißter niedriglegierter Feinkornbaustähle beim Spannungsarmglühen“. In: *Schweißen und Schneiden*, Bd. 26 (1974), S. 386–389.
- [35] Nishimoto, K., Matsunaga, T., Tanaka, T. und Okazaki, T. „Effect of bismuth on reheat cracking susceptibility in type 308 FCA weld metal“. In: *Welding in the World*, Bd. 41 (1998), S. 220–235.
- [36] Suzuki, J. und Tamaki, K. „Effect of Stress on Types of Fracture Surface of Reheat Cracking (Study of Reheat Cracking of Cr-Mo Steels, Report 7)“. In: *Transactions of the Japan Welding Society*, Bd. 19(1) (Apr. 1988), S. 40–45. ISSN: 03859282. URL: <http://ci.nii.ac.jp/naid/110003380243/en/> (besucht am 12.03.2014).
- [37] Tamaki, K., Suzuki, J. und Kawakami, H. „Metallurgical Factors affecting Reheat Cracking in HAZ of Cr-Mo Steels“. In: *Proceedings of the Finnish-German-Japanese Joint International Seminar on Mechanical Approaches to New Joining Process* (2004), S. 155–168.
- [38] Lundin, C. und Khan, K. K. „Fundamental Studies of the Metallurgical Causes and Migration of Reheat Cracking in 1.25Cr-0.5Mo and 2.25Cr-1Mo Steels“. In: *Welding Research Council Bulletin*, Bd. 409 (1996).
- [39] Hunter, A. N. R. „Reheat cracking in 2.25Cr1Mo submerged arc weld metal, Part 1 Materials, welding and testing“. In: *Metal Construction*, Bd. 14(4) (Apr. 1982), S. 198–201.
- [40] Nevasmaa, P. und Salonen, J. „Reheat Cracking Susceptibility and Toughness of 2% CrMoWVNb P23 Steel Weld“. In: *Welding in the World*, Bd. LV(1) (2009), S. 6–16.
- [41] Vinckier, A. G. und Dhooge, A. „Reheat Cracking in Welded Structures During Stress Relief Heat Treatments“. In: *Journal of Heat Treating*, Bd. 1(1) (1979), S. 72–80. URL: http://download.springer.com/static/pdf/257/art%3A10.1007%2FBF02833212.pdf?auth66=1392132817_1af9b1f30b515195f016dd9b44fb25ac&ext=.pdf (besucht am 09.02.2014).
- [42] Shinya, T. und Tomita, Y. „Effect of Calcium Treatments and Strain Rate on Reheat Cracking of Vanadium-Modified 2.25Cr-1Mo Steel“. In: *Materials Characterization*, Bd. 40 (Apr. 1998), S. 221–225.
- [43] Nawrocki, J., DuPont, J., Robino, C. und Marder, A. „The Stress-Relief Cracking Susceptibility of a New Ferritic Steel – Part I: Single-Pass Heat-Affected Zone Simulations“. In: *SAND99-31685* (1999).
- [44] Holý, M. und Koutník, M. „Anfälligkeit geschweißter niedriglegierter warmfester Stähle gegen Risse in der Wärmeeinflusszone während des Spannungsarmglühens“. In: *Schweißen und Schneiden*, Bd. 30(2) (1978), S. 53–56.

- [45] Kussmaul, K., Ewald, J. und Maier, G. „Einbeziehung der Aufheizphase in die Wärmeeinflüßzonen-simulationstechnik zum Beurteilen spannungsarmgeglühter Schweißverbindungen“. In: *Schweißen und Schneiden*, Bd. Jahrgang 30(7) (1978), S. 257–262.
- [46] Schüller, H. J., Hagn, L. und Woitscheck, A. „Risse im Schweißnahtbereich von Formstücken aus Heißdampfleitungen – Werkstoffuntersuchungen“. In: *Der Maschinenschaden*, Bd. 47 (1974), S. 1–13.
- [47] Brett, S. J. „Type IIIa cracking in 0,5CrMoV steam pipework systems“. In: *Science and Technology of Welding and Joining*, Bd. 9(1) (2004), S. 41–45. DOI: 10.1179/136217104225017134. URL: <http://www.maneyonline.com/doi/pdfplus/10.1179/136217104225017134> (besucht am 05.02.2014).
- [48] Mayr, P. „Evolution of microstructure and mechanical properties of the heat affected zone in B-containing 9% chromium steels“. Diss. Graz, Austria: Graz University of Technology – Faculty of Mechanical Engineering – Institute for Materials Science, Welding und Forming, Juli 2007. URL: https://online.tugraz.at/tug_online/voe_main2.getvolltext?pCurrPk=30884 (besucht am 25.10.2012).
- [49] Tamaki, K., Suzuki, J., Nakaseko, Y. und Tajiri, M. „Effect of Carbides on Reheat Cracking Sensitivity – (Study of Reheat Cracking of Cr-Mo Steels Report 3)“. In: *Transactions of the Japan Welding Society*, Bd. 15(1) (Apr. 1984), S. 8–16.
- [50] API Recommended Practice 934-A. *Materials and Fabrications of 2.25 Cr-1Mo, 2.25Cr-1Mo-0.25V, 3Cr-1Mo, and 3Cr-1Mo-0.25V Steel Heavy Wall Pressure Vessels for High-Temperature, High-pressure Hydrogen Service*. Mai 2008.
- [51] Briant, C. L. und Benerji, S. K. „Intergranular failure in steel: the role of grainboundary composition“. In: *International Metals Reviews*, Bd. 4 (1978), S. 164–199.
- [52] Bruscatto, R. „Temper Embrittlement and Creep Embrittlement of 2.25 Cr-1 Mo Shielded Metal-Arc Weld Deposits“. In: *Welding Journal* (Apr. 1970), pages.
- [53] Hunter, A. N. R. „Reheat cracking in 2.25Cr1Mo submerged arc weld metal, Part 2 Results and discussion“. In: *Metal Construction*, Bd. 14(5) (Mai 1982), S. 266–270.
- [54] Lalam, S. H., Bhadeshia, H. K. D. H. und C., M. D. J. „Bruscatto factor in temper embrittlement of welds“. In: *Science and Technology of Welding and Joining*, Bd. 5(5) (2000), S. 338–340.
- [55] Dhooge, A., Dolby, R. E., Seville, J., Steinmetz, R. und Vinckier, A. G. „A Review of Work Related to Reheat Cracking in Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels“. In: *International Journal of Pressure Vessel and Piping*, Bd. 6 (1978), S. 329–409.
- [56] Watanabe, T. und Warren, F. S. „A Study of Reheat Cracking in Weld Heat-Affected Zone of High Strength Steel“. In: *Transactions of the Japan Welding Society*, Bd. 14(2) (1983), S. 37–44. URL: https://www.jstage.jst.go.jp/article/qjws1983/1/1/1_1_1_37/_pdf (besucht am 07.02.2014).
- [57] Nakamura, N., Wnjo, T. und Kikuchi, Y. „Effects of heat-affected zone microstructure on reheat cracking susceptibility of Cr-Mo steels“. In: *Welding International*, Bd. 6(6) (Juni 1992), S. 436–442. URL: <http://dx.doi.org/10.1080/09507119209548217> (besucht am 07.02.2014).
- [58] Nawrocki, J., DuPont, J., Robino, C. und Marder, A. „The Stress-Relief Cracking Susceptibility of a New Ferritic Steel – Part I: Single-Pass Heat-Affected Zone Simulations“. In: *Welding Journal - Welding Research Supplement* (Dez. 2000), S. 355s–362s. URL: <http://www.aws.org/wj/supplement/12-2000-NAWROCKI-s.pdf> (besucht am 07.02.2013).

- [59] Swift, R. A. und Rogers, H. C. „Study of Creep Embrittlement of 2,25 Cr-1Mo Steel Weld Metal“. In: *Welding in the World* (7) (Juli 1976), S. 188s–199s. URL: http://www.aws.org/wj/supplement/WJ_1976_07_s188.pdf (besucht am 09.02.2014).
- [60] Nakamura, H., Naiki, T. und Okabayashi, H. „– Sekundärquelle – aus [18]“. In: *1st international conference on fracture*. Bd. 2. Sep. 1965, S. 863–878.
- [61] Prager, M. „Enhanced and Modified Materials for Higher Temperatures and Pressures“. In: *WRC Bulletin 524* (2008), S. 1–21.
- [62] Prager, M. und Wada, T. „Weldability Assessment of 2.25-Cr-1-Mo-V Steel Base Metal“. In: *XI-904-08*. 2008. URL: <http://www.iiw-iis.org/> (besucht am 16.12.2008).
- [63] Shargay, C. „Current Reactor Fabrication Problems with 2.25 Cr-1 Mo-V“. In: *XI-907-08*. International Institute of Welding, 2008.
- [64] Tamaki, K. und Suzuki, J. „Effect of Chromium and Molybdenum on Reheat Cracking Sensitivity Steels – (Study of Reheat Cracking of Cr-Mo Steels, Report 2)“. In: *Transactions of the Japan Welding Society*, Bd. 14(14) (Okt. 1983), S. 39–43.
- [65] Tamaki, K. und Suzuki, J. „Reheat Cracking Test on High Strength Steels by a Modified Implant Test – (Study of Reheat Cracking of Cr-Mo Steels, Report 1)“. In: *Transactions of the Japan Welding Society*, Bd. 14(2) (Okt. 1983), S. 33–38. URL: http://ci.nii.ac.jp/eis/110003379676.pdf?id=ART0003859126&type=pdf&lang=en&host=cinii&order_no=&ppv_type=0&lang_sw=&no=1391880634&cp= (besucht am 08.02.2014).
- [66] Tamaki, K., Suzuki, J. und Masuda, M. „Combined Influence of Chromium, Molybdenum and Vanadium on Reheat Cracking of Steel – (Study of Reheat Cracking of Cr-Mo Steels, Report 9)“. In: *Transactions of the Japan Welding Society*, Bd. 24(2) (Okt. 1993), S. 81–86. URL: http://ci.nii.ac.jp/eis/110003379955.pdf?id=ART0003859902&type=pdf&lang=en&host=cinii&order_no=&ppv_type=0&lang_sw=&no=1391958679&cp= (besucht am 09.02.2014).
- [67] Tamaki, K. und Suzuki, J. „Recent Japanese Researchers on Reheat Cracking of Steel Welds“. In: *Research reports of the Faculty of Engineering*, Bd. 11 (1986), S. 95–122. URL: <http://miuse.mie-u.ac.jp/bitstream/10076/3927/1/AA008163410110012.PDF> (besucht am 13.02.2014).
- [68] Nichols, R. W. „Reheat Cracking in Welded Structures“. In: *Welding in the World*, Bd. 7(4) (Apr. 1969), S. 36–44.
- [69] Mitchell, P. S. „The Effect of Vanadium on the Microstructure and Toughness of Weld Heat Affected Zones“. In: *Iron and Steel*, Bd. 40(V1105-2) (2005). URL: <http://www.vanitec.org/pdfs/e1aa96777fc23439cbf696e0a1f88a8e.pdf> (besucht am 16.12.2008).
- [70] Tamaki, K., Suzuki, J. und Tajiri, M. „Effect of Vanadium and Titanium on Reheat Cracking Sensitivity – (Study of Reheat Cracking of Cr-Mo Steels, Report 4)“. In: *Transactions of the Japan Welding Society*, Bd. 15(1) (Apr. 1984), S. 17–24.
- [71] Nakamura, H., Nakaiti, T. und Okabayashi, H. „Fracture in the Process of Stress-Relaxation under Constant Strain“. In: *1st International Conference on Fracture*. Bd. 2. Sendai, Japan, Sep. 1965, S. 863–878. URL: <http://www.gruppofrattura.it/ocs/index.php/ICF/ICF1/paper/viewFile/1520/1135> (besucht am 10.02.2014).
- [72] Tamaki, K. und Suzuki, J. „Assessment of Reheat Cracking Sensitivity of Steels from their Chemical Composition“. In: *Metals Materials Technical Series*. Toronto, Canada: ASM’s International Welding Congress, Okt. 1985, S. 1–8.

- [73] Ritchie, R., Parker, E., Spencer, P. und Todd, J. „A new series of advanced 3Cr-Mo-Ni steels for thick section pressure vessels in high temperature and pressure hydrogen service“. English. In: *Journal of Materials for Energy Systems*, Bd. 6(3) (1984), S. 151–162. ISSN: 0162-9719. DOI: 10.1007/BF02833446. URL: <http://dx.doi.org/10.1007/BF02833446> (besucht am 10.02.2014).
- [74] Vinckier, A. G. und Pense, A. „A Review of Underclad Cracking in Pressure-Vessel Components“. In: *Welding Research Council Bulletin*, Bd. 197 (Aug. 1974). URL: http://www.forengineers.org/cgi-bin/wrcbulletin/bulletin.pl?title=A%20Review%20of%20Underclad%20Cracking%20in%20Pressure-Vessel%20Components;author=;bulletin_nمبر=;abstract=;category=0;sort=title;start_search=Search;action=view;mode=1;page=2;id=208;.cgifields=sort (besucht am 10.02.2014).
- [75] Ichikawa, Y., Horii, Y., Sueda, A. und J., K. „Toughness and Creep Strength of Modified 2.25Cr-1Mo Steel Weld Metal“. In: *Welding Journal*, Bd. 74 (Juli 1995), pages.
- [76] Bodnar, R., Ohashi, T. und Jaffee, R. „Effects of Mn, Si, and purity on the design of 3.5NiCr-MoV, 1CrMoV, and 2.25Cr-1Mo bainitic alloy steels“. English. In: *Metallurgical Transactions A*, Bd. 20(8) (Aug. 1989), S. 1445–1460. ISSN: 0360-2133. DOI: 10.1007/BF02665502. URL: <http://dx.doi.org/10.1007/BF02665502> (besucht am 10.02.2014).
- [77] Weng, Y.-Q. und McMahon, C. J. „Interaction of phosphorus, carbon, manganese, and chromium in intergranular embrittlement of iron“. In: *Materials Science and Technology*, Bd. 3(3) (März 1987), S. 207–216.
- [78] Boniszewski, T. „Reheat cracking in 2.25Cr1Mo submerged arc weld metal“. In: *Metal Construction*, Bd. 14(9) (Nov. 1982), S. 495–496.
- [79] Yu, J. und McMahon Jr, C. J. „The effects of composition and carbide precipitation on temper embrittlement of 2.25 Cr-1 Mo steel: Part I. Effects of P and Sn“. English. In: *Metallurgical Transactions A*, Bd. 11(2) (1980), S. 277–289. ISSN: 0360-2133. DOI: 10.1007/BF02660632. URL: <http://dx.doi.org/10.1007/BF02660632> (besucht am 10.02.2014).
- [80] Yu, J. „Carbide stability diagrams in 2.25Cr-1Mo steels“. English. In: *Metallurgical Transactions A*, Bd. 20(8) (1989), S. 1561–1564. ISSN: 0360-2133. DOI: 10.1007/BF02665512. URL: <http://dx.doi.org/10.1007/BF02665512> (besucht am 10.02.2014).
- [81] Miller, M., Babu, S., Sokolov, M., Nanstad, R. und Iskander, S. „Effect of stress relief temperature and cooling rate on pressure vessel steel welds“. In: *Materials Science and Engineering*, Bd. A327 (2002), S. 76–79. URL: http://ac.els-cdn.com/S0921509301018792/1-s2.0-S0921509301018792-main.pdf?_tid=fa5b2474-932f-11e3-8753-00000aacb35e&acdnat=1392132182_daf1a1763da53cd6f36e223cd6dc6799 (besucht am 11.02.2014).
- [82] Wu, S. und Knott, J. „Effects of degradation on the mechanical properties and fracture toughness of a steel pressure-vessel weld metal“. In: *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Bd. 80(11) (2003). Recent developments in constraint-based fracture mechanics methodology with applications to the assessment of structural integrity, S. 807–815. ISSN: 0308-0161. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijpvp.2003.01.003>. URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S030801610300187X> (besucht am 11.02.2014).
- [83] Tamaki, K., Suzuki, J., Imai, K., Horii, Y. und Kumagai, T. „Effect of impurities and alloying elements on reheat cracking sensitivity of 720 N/mm² class high-strength steel“. In: *Welding International*, Bd. 9(12) (1995), S. 960–966. URL: <http://dx.doi.org/10.1080/09507119509548929> (besucht am 05.08.2010).

- [84] Liu, P. „Creep Resistance and Microstructural Characteristics of Newly Developed W-Nb-V Modified Low Carbon 1.25 Cr-0.5 Mo Weld Metals“. In: *Welding in the World*, Bd. 43(6) (1999), S. 43–50.
- [85] Tamaki, K. und Suzuki, J. „Effect of Phosphorus on Reheat Cracking of Cr-Mo Steels“. In: *Research reports of the Faculty of Engineering*, Bd. 9 (1984), S. 9–24. URL: <http://miuse.mie-u.ac.jp/bitstream/10076/3906/1/AA008163410090004.PDF> (besucht am 05.08.2010).
- [86] DIN EN 10028-2. *Flacherzeugnisse aus Druckbehälterstählen – Teil 2: Unlegierte und legierte Stähle mit festgelegten Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen; Deutsche Fassung EN 10028-2:2009*. Sep. 2009.
- [87] Horn, H. und Weiss, M. „Reheat Cracking Studies by Scanning Auger and Electron Microscopy Investigations“. In: *Journal de Physique*, Bd. 45(C2) (Feb. 1984), pages. URL: <http://dx.doi.org/10.1051/jphyscol:1984281> (besucht am 12.02.2014).
- [88] Yu, J. und McMahon Jr, C. J. „The effects of composition and carbide precipitation on temper embrittlement of 2.25 Cr-1 Mo steel: Part II. Effects of Mn and Si“. English. In: *Metallurgical Transactions A*, Bd. 11(2) (1980), S. 291–300. ISSN: 0360-2133. DOI: 10.1007/BF02660633. URL: http://download.springer.com/static/pdf/462/art%3A10.1007%2FBF02660633.pdf?auth66=1392398601_c89d126f90113433923e6a88b7589dcf&ext=.pdf (besucht am 12.02.2012).
- [89] Wada, M., Fukase, S. und Nishikawa, O. „Role of carbides in the grain boundary segregation of phosphorus in a 2.25 Cr-1 Mo steel“. In: *Scripta Metallurgica*, Bd. 16(12) (1982), S. 1373–1378. ISSN: 0036-9748. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/0036-9748\(82\)90430-6](http://dx.doi.org/10.1016/0036-9748(82)90430-6). URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0036974882904306> (besucht am 12.02.2014).
- [90] Viswanathan, R. und Joshi, A. „Effect of microstructure on the temper embrittlement of Cr-Mo-V steels“. English. In: *Metallurgical and Materials Transactions A*, Bd. 6(12) (1975), S. 2289–2297. ISSN: 0360-2133. DOI: 10.1007/BF02818656. URL: http://download.springer.com/static/pdf/372/art%3A10.1007%2FBF02818656.pdf?auth66=1392396010_94da73d5278b1f08a6c3293230361211&ext=.pdf (besucht am 12.02.2014).
- [91] Tamaki, K., Kawakami, H. und Suzuki, J. „Temper Embrittlement in HAZ of Cr-Mo Steels“. In: *Welding in the World*, Bd. 43(2) (1999), S. 36–46.
- [92] Lundin, C. D., Henning, J. A., Menon, R. und Todd, J. A. „Postweld Heat Treatment Cracking in Chromium-Molybdenum Steels“. In: *Welding Research Council bulletin* (349) (1989), S. 1–21.
- [93] Ishikawa, S., Pfaendtner, J. und McMahon Jr, C. „The effect of boron on stress-relief cracking of alloy steels“. In: *Materials Science and Engineering: A*, Bd. 272(1) (1999), S. 16–23. ISSN: 0921-5093. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00457-8. URL: http://www.aws.org/wj/supplement/WJ_1995_07_s230.pdf (besucht am 07.02.2013).
- [94] Möser, M. „Mechanismen der Heiß- und Kaltrissigkeit“. In: *Schweißtechnik (Berlin)*, Bd. 40(3) (1990), S. 122–126. URL: http://martin-moeser.de/Veroeffentlichungen/Mech_Heiss_Kaltrissigkeit.pdf (besucht am 13.02.2014).

- [95] Leroy, V., Haeyer, R. D., Defourny, J., Hoogendoorn, T., Birat, J. P., Grabke, H. J., Morrison, W. B., Henderson, N. G., Longbottom, R. D., Laux, T. und Les, I. *Effects of tramp elements in flat and long products*. technical steel research. European Commission, 1995. ISRN: 92-827-5636-X. URL: <http://en.youscribe.com/catalogue/reports-and-theses/knowledge/formal-sciences/effects-of-tramp-elements-in-flat-and-long-products-1113491> (besucht am 13.02.2014).
- [96] McMahon Jr, C. J. „Some aspects of sulfur-induced embrittlement of steels at elevated temperature“. In: *International Conference on Fracture 6* (1984). URL: http://www.gruppofrattura.it/index.php?option=com_docman&task=doc_download&gid=1016&Itemid=309 (besucht am 14.02.2014).
- [97] You, C. P., Hipplesley, C. A. und Knott, J. F. „Stress relief cracking phenomena in high strength structural steel“. In: *Metal Science*, Bd. 18 (Aug. 1984), S. 387–394. URL: <http://www.maneyonline.com/doi/pdfplus/10.1179/030634584790419845> (besucht am 13.02.2014).
- [98] Grill, R. „New Horizon for Steel Properties“. In: *2nd InnoTech Partner - Event, June 9th 2011, Linz*. 2011.
- [99] Pense, A. W., Galda, E. J. und Powell, G. T. „Stress Relief Cracking in Pressure Vessel Steels – Stress relief cracking in A517F and A533A can be reduced by preheat and increased heat input“. In: *Welding Journal - Welding Research Supplement*, Bd. 50 (1971), pages. URL: http://aws.org/wj/supplement/WJ_1971_08_s374.pdf (besucht am 14.02.2014).
- [100] Swift, R. A. „The Mechanism of Stress Relief Cracking in 2-1/4Cr-Mo Steel“. In: *Welding Research Supplement* (Mai 1971), S. 195s–200s. URL: http://aws.perusion.com/wj/supplement/WJ_1971_05_s195.pdf (besucht am 07.01.2014).
- [101] Swift, R. A. und Rogers, H. C. „Embrittlement of 2-1/4Cr-1Mo Steel Weld Metal by Postweld Heat Treatment“. In: *Welding Journal*, Bd. 52 (1973), S. 145s–153s. URL: http://aws.org/wj/supplement/WJ_1973_04_s145.pdf (besucht am 07.01.2014).
- [102] Shin, J. und McMahon Jr, C. „Comparison of stress relief cracking in A 508 2 and A 533 B pressure vessel steels“. In: *Metal Science*, Bd. 18 (1984), S. 403–410. URL: <http://www.maneyonline.com/doi/pdfplus/10.1179/030634584790419836> (besucht am 14.02.2014).
- [103] Shinya, T. und Tomita, Y. „Effect of Vanadium Addition on Disbonding of 2.25 Cr-1 Mo Steel Overlay Welded with Austenitic Stainless Steel“. In: *Zeitschrift für Metallkunde*, Bd. 88(7) (1997), S. 587–589.
- [104] Shinya, T. und Tomita, Y. „Effect of Modified Postweld Heat Treatment on Disbonding of 2.25 Cr-1 Mo Steel Overlay Welded with Austenitic Stainless Steel“. In: *Zeitschrift für Metallkunde*, Bd. 88(7) (1997), S. 583–586.
- [105] Dhooge, A. und Vekeman, J. „New Generation 2.25Cr Steels T/P 23 and T/P 24 Weldability and High Temperature Properties, Doc. IIW-1693-05“. In: *Welding in the World*, Bd. 49(9/10) (Sep. 2005), S. 75–93.
- [106] Groß, V., Heuser, H. und Jochum, C. „Schweißtechnische Herausforderung bei der Verarbeitung von CrMo(V)-Stählen für Hydrocracke“. In: *Schweißen im Anlagen und Behälterbau*. Siehe Q55. München, Feb. 2007.

- [107] Detemple, I. und Kraut, R. „Avoid Temper Embrittlement Step by Step“. In: *Hydrocarbon Engineering* (Aug. 2011). URL: <http://www.energyglobal.com/magazines/issue.aspx?seo=hydrocarbon-engineering&month=8%20&year=2011> (besucht am 17.02.2014).
- [108] Watanabe, J., Shindo, J., Murakami, J., Adach, T., Ajiki, S. und Miyar, K. „Temper embrittlement of 2,25Cr-1Mo pressure vessel steel – Sekundärquelle – aus [2, 78, 106, 109]“. In: *ASME 29th Petroleum Mechanical Engineering Conference*. Dallas, Texas, Sep. 1974.
- [109] Grosse-Wördemann, J. und Dittrich, S. „Prevention of Temper Embrittlement in 2,25Cr-1 Mo Weld Metal by Metallurgical Actions“. In: *Welding Journal - Welding Research Supplement* (5) (Mai 1983), pages. URL: http://www.aws.org/wj/supplement/WJ_1983_05_s123.pdf (besucht am 16.02.2014).
- [110] Brear, J. M. und King, B. L. „– Sekundärquelle – aus [31]“. In: *Conference Proceedings on Grain Boundaries*. London: Metals Society, 1976.
- [111] Joki, M. L., Kameda, J., McMahon, C. J. und Vitek, V. „Solute segregation and intergranular brittle fracture in steels“. In: *Metal Science*, Bd. 14(8-9) (1980), S. 375–384. DOI: 10.1179/030634580790441150. URL: <http://www.maneyonline.com/doi/abs/10.1179/030634580790441150> (besucht am 14.02.2014).
- [112] ASTM A 387/A 387M - 99. *Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Chromium-Molybdenum*. 2003.
- [113] ASTM A 542/A 542 M - 99. *Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Quenched-and-Tempered, Chromium-Molybdenum, and Chromium-Molybdenum-Vanadium*. Juni 2001.
- [114] ASTM A 832/A 832M - 99. *Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Chromium-Molybdenum-Vanadium*. Juni 2001.
- [115] Detemple, I. und Demmerath, A. „The Effects of Heat Treatment“. In: *The International Journal of Hydrocarbon Engineering* (Nov. 1998). URL: http://www.dillinger.de/imperia/md/content/dillinger/publikationen/kesselapparatebau/technischeliteratur/the_effects_of_heat_treatment.pdf (besucht am 20.01.2009).
- [116] Gottwalles, F., Detemple, I. und Wolf, P. „Tailor-made heavy plates for pressure vessels“. In: *The International Oil & Gas Engineer* (Feb. 2008). URL: <http://www.dillinger.de/dh/produkte/sparte/kesselbau/literatur/index.shtml.de> (besucht am 19.01.2009).
- [117] Hollomon, J. H. und Jaffe, L. D. „Time-temperature Relations in Tempering Steel – Technical Publication No. 1831“. In: *Metals Technology*, Bd. XII (Sep. 1945), S. 1–26. URL: [http://www.onemine.org/search/summary.cfm/TimeTemperature-Relations-In-Tempering-Steel?d=1234567890123456789012345678901234567890123441886&fullText=Trans.%20AIME%20\(1945\)%20Time-temperature%20relations%20in%20tempering%20steel](http://www.onemine.org/search/summary.cfm/TimeTemperature-Relations-In-Tempering-Steel?d=12345678901234567890123456789012345678901234567890123441886&fullText=Trans.%20AIME%20(1945)%20Time-temperature%20relations%20in%20tempering%20steel) (besucht am 20.02.2014).
- [118] Larson, F. R. und Miller, J. „A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses“. In: *Transactions of the ASME*, Bd. 74 (1952), S. 765–775.
- [119] Easterling, K. *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. Bd. 2. Butterworth-Heinemann Ltd, Aug. 1992, S. 280. ISBN: 978-0750603942.

- [120] Lundin, C. D., Henning, J. A., Menon, R. und Khan, K. K. *Transformation, Metallurgical Response and Behavior of the Weld Fusion Zone and Heat Affected Zone in Cr-Mo Steels for Fossil Energy Application. Final Technical Report for Period January 1985 to September 1987*. Techn. Ber. Welding Research, Engineering – Materials Science und Engineering – The University of Tennessee, Sep. 1987, S. 274. URL: <http://web.ornl.gov/info/reports/1987/3445605698439.pdf> (besucht am 21. 02. 2014).
- [121] Mayr, P. und Cerjak, H. „New steel grade to overcome type IV cracking – Neue Stahlsorte zur Überwindung der Rissbildung vom Typ IV“. In: *Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik* (Okt. 2007), S. 18.1–18.13.
- [122] Fahrenwaldt, H. J. und Schuler, V. *Praxiswissen Schweißtechnik – Werkstoffe, Prozesse, Fertigung*. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, 2011. ISBN: 978-3-8348-1523-1.
- [123] Bekkert, M. und Streitenberger, M. „Werkstofftechnologie im Wandel: INNOMAT-Sonderausg. für Prof. Dr.-Ing. H.-D. Steffens“. In: *DVS-Berichte*. Dt. Verlag für Schweißtechnik, 1991. Kap. Besonderheiten der Bruchzähigkeitsprüfung von Mehrlagenschweißgut, S. 207–215. ISBN: 9783871554476. URL: <http://books.google.de/books?id=jzpyAAAACAAJ>.
- [124] Matsuda, F., Ikeuchi, K., Fukada, Y., Horii, Y., Okada, H., Shiwaku, T., Shiga, C. und Suzuki, S. „Review of Mechanical and Metallurgical Investigations of M-A Constituent in Welded Joint in Japan“. In: *Transactions of JWRI*, Bd. 24(1) (1995), S. 1–24. URL: http://www.researchgate.net/publication/29678144_Review_of_Mechanical_and_Metallurgical_Investigations_of_M-A_Constituent_in_Welded_Joint_in_Japan/file/60b7d52651eff6a197.pdf (besucht am 02. 03. 2014).
- [125] Blondeau, R., Hrsg. *Metallurgy and Mechanics of Welding*. ISTE. Wiley, 2008. ISBN: 9781848210387.
- [126] Evans, G. M. „The Effect of Heat Input on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld-Metal Deposits“. In: *Welding Journal* (Apr. 1982), S. 125s–132s. URL: http://files.aws.org/wj/supplement/WJ_1982_04_s125.pdf (besucht am 15. 01. 2014).
- [127] AWS D10.8. *Recommended Practices for Welding of Chromium-molybdenum Steel Piping and Tubing*. 1996.
- [128] Baker, R. G. und Nutting, J. „The tempering of 2.25% Cr-1% Mo steel after quenching and normalizing“. In: *Journal of the Iron and Steel Institute* (Juli 1959), S. 257–268.
- [129] Výrostková, A., Kroupa, A., Janovec, J. und Svoboda, M. „Carbide reactions and phase equilibria in low alloy Cr–Mo–V steels tempered at 773–993 K. Part I: Experimental measurements“. In: *Acta Materialia*, Bd. 46(1) (1998), S. 31–38. ISSN: 1359-6454. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(97\)00238-3](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00238-3). URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645497002383> (besucht am 17. 02. 2014).
- [130] Kroupa, A., Výrostková, A., Svoboda, M. und Janovec, J. „Carbide reactions and phase equilibria in low-alloy Cr–Mo–V steels tempered at 773–993 K. Part II: Theoretical calculations“. In: *Acta Materialia*, Bd. 46(1) (1998), S. 39–49. ISSN: 1359-6454. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(97\)00239-5](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00239-5). URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645497002395> (besucht am 17. 02. 2014).

- [131] Janovec, J., Svoboda, M., Výrostková, A. und Kroupa, A. „Time-temperature-precipitation diagrams of carbide evolution in low alloy steels“. In: *Materials Science and Engineering: A*, Bd. 402(1–2) (2005), S. 288–293. ISSN: 0921-5093. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2005.04.048>. URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509305004697> (besucht am 19.02.2014).
- [132] Tamaki, K. und Suzuki, J. „Precipitation of Carbides during Tempering of Cr-Mo Steels“. In: *Research reports of the Faculty of Engineering, Mie University*, Bd. 7 (1982), S. 39–52. URL: <http://miuse.mie-u.ac.jp/handle/10076/3881> (besucht am 12.03.2014).
- [133] Kawakami, H., Tamaki, K., Suzuki, J., Takahashi, K., Imae, Y. und Ogusu, S. „Effect of Coarse Carbide Particle on SR Embrittlement in HAZ of 2.25Cr-1Mo Steel“. In: *Welding in the World*, Bd. 55 (2011), S. 78–85.
- [134] Suzuki, J., Tamaki, K. und Kojima, M. „Effect of Restraint Stress on Crack-initiating Temperature of Reheat Cracking of Cr-Mo Steels (Study of Reheat Cracking of Cr-Mo Steels, Report 6)“. In: *Transactions of the Japan Welding Society*, Bd. 17(2) (Okt. 1986), S. 164–170. ISSN: 03859282. URL: <http://ci.nii.ac.jp/naid/110003379830/en/> (besucht am 12.03.2014).
- [135] Tamaki, K., Suzuki, J. und Li, M.-L. „Influence of Vanadium Carbide on Reheat Cracking of Cr-Mo Steels – (Study of Reheat Cracking of Cr-Mo Steels Report 10)“. In: *Transactions of the Japan Welding Society*, Bd. 24(2) (Okt. 1993), S. 87–93.
- [136] Tao, P., Zhang, C., Yang, Z.-g. und Takeda, H. „Evolution and Coarsening of Carbides in 2.25Cr-1Mo Steel Weld Metal During High Temperature Tempering“. In: *Journal of Iron and Steel Research, International*, Bd. 17(5) (2010), S. 74–78. ISSN: 1006-706X. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60103-3](http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60103-3). URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1006706X10601033>.
- [137] Tamaki, K., Suzuki, J. und Tate, H. „Combined Influence of Sulfur and Manganese on Reheat Cracking of Cr-Mo Steels – (Study of Reheat Cracking of Cr-Mo Steels, Report 8)“. In: *Transactions of the Japan Welding Society*, Bd. 19(1) (Apr. 1988), S. 46–52.
- [138] Gotoh, A. „Reheat cracking - the mechanism and countermeasures“. In: *Welding International*, Bd. 7(4) (1993), S. 266–268.
- [139] Kanazawa, S., Yamato, K. und Takeda, T. „Study of Reheat Cracking in Weldment (Report 2) -Relation Between Cracking Susceptibility and Some Properties of HAZ at High Temperature-“. In: *Transactions of the Japan Welding Society*, Bd. 8(2) (Sep. 1977), S. 39–45.
- [140] N.N. *Gleeble Systems, DSI Dynamic System Inc.* URL: <http://www.bleeble.com/> (besucht am 15.01.2014).
- [141] Jax, P. „Feststellung von Unterplattierungsrissen mit Hilfe der Schallemissionsanalyse“. In: *VDI-Z*, Bd. 117(15/16) (Aug. 1975), S. 714.
- [142] Jax, P. „Feststellung von Unterplattierungsrissen mit Hilfe der Schallemissionsanalyse“. In: *Fortschrittberichte der VDI Zeitschriften*, Bd. 5(21) (Juli 1975), S. 1–27.
- [143] Kannengießer, T. „Untersuchungen zur Entstehung schweißbedingter Spannungen und Verformungen bei variablen Einspannbedingungen im Bauteilschweißversuch“. Diss. Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2000. ISBN: 3-8265-8008-7.
- [144] Satoh, K., Ueda, Y. und Kihara, H. „Recent Trends of Research into Restraint Stresses and Strains in Relation to Weld Cracking“. In: *Welding in the World*, Bd. 11 (Mai 1973), S. 133–156.

- [145] Satoh, K. und Ueda, Y. „Japanese studies on structural restraint severity in relation to weld cracking (preliminary report)“. In: *Welding in the World*, Bd. 15 (1977), S. 155–189.
- [146] Boellinghaus, T., Hoffmeister, H. und Ruyter, E. „Calculations of restraint intensities by finite element analysis for the assessment of weldability.“ In: *Mathematical modelling of weld phenomena 3* (1997), S. 606–623.
- [147] Boellinghaus, T., Kannengiesser, T. und Neuhaus, M. „Effects of the Structural Restraint Intensity on the Stress Strain Build Up in Butt Joints“. In: *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 7* (2005), S. 651–669.
- [148] Neuhaus, M. „Zum Einfluss der Schrumpfbehinderung auf das thermodynamische Verhalten geschweißter Bauteile“. Diss. Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2005, S. 198. ISBN: 978-3-8322-4126-1. URL: <http://www.shaker.de/de/content/catalogue/index.asp?lang=de&ID=8&ISBN=978-3-8322-4126-1&search=yes> (besucht am 28.03.2014).
- [149] Zimmer, P. „Zur Bewertung der Kaltrissicherheit von Schweißverbindungen aus hochfesten Feinkornbaustählen“. Diss. Helmut-Schmidt-Universität –Universität der Bundeswehr Hamburg–, 2007. ISBN: 978-3-9811655-8-6. URL: www.bam.de/de/service/publikationen/publikationen_medien/diss_29_vt.pdf (besucht am 07.08.2008).
- [150] Boellinghaus, T., Hoffmeister, H. und Schwager, A. „Calculations of restraint intensities at large offshore steel structures by finite element analysis.“ In: *Mathematical modelling of weld phenomena 3* (1997), S. 624–651.
- [151] Boellinghaus, T., Hoffmeister, H. und Littich, M. „Application of IRC-Test for assessment of reaction stresses in tubular joints with respect to hydrogen assisted cracking“. In: *Welding in the World*, Bd. 43(2) (1999), S. 27–35.
- [152] Wongpanya, P., Boellinghaus, T. und Lothongkum, G. „Effects of hydrogen removal heat treatment on residual stresses in high strength structural steel welds“. In: *Welding in the World*, Bd. 50, Special Issue (Aug. 2006), S. 96–103. URL: http://www.sut.ac.th/Engineering/Metal/pdf/papers%20pornwasa/Welding_in_the_world,_Volume_50,_Special_Issue_2006.pdf (besucht am 05.01.2014).
- [153] Wongpanya, P., Boellinghaus, T., Lothongkum, G. und Kannengiesser, T. „Effects of Pre-heating and Interpass Temperature on Stresses in S 1100 QL Multi-Pass Butt-Welds“. English. In: *Welding in the World*, Bd. 52(3-4) (2008), S. 79–92. ISSN: 0043-2288. DOI: 10.1007/BF03266634. URL: <http://dx.doi.org/10.1007/BF03266634> (besucht am 05.01.2014).
- [154] Kannengiesser, T., Lausch, T. und Kromm, A. „Effects of Heat Control on the Stress Build up during Welding in High Strength Steels under Defined Restraint Conditions“. In: *Conference on High Strength Steels for Hydropower Plants - Takasaki* (2009).
- [155] Tamaki, K. und Suzuki, J. „Test Method for SR Cracking of Welded Steels“. In: *Research reports of the Faculty of Engineering, Mie University*, Bd. 5 (1980), S. 49–58. URL: <http://hdl.handle.net/10076/3858> (besucht am 12.03.2014).
- [156] Tamaki, K. und Suzuki, J. „Combined Influence of Phosphorus, Chromium and Molybdenum on Reheat Cracking of Steels (Study of Reheat Cracking of Cr-Mo Steels, Report 5)“. In: *Transactions of the Japan Welding Society*, Bd. 16(2) (Okt. 1985), S. 117–124. ISSN: 03859282. URL: <http://ci.nii.ac.jp/naid/110003379798/en/> (besucht am 12.03.2014).

- [157] Vinckier, A. „Strain concentration during thermal stress relieving“. In: *IIW Doc X-537-69* (1969).
- [158] Kussmaul, K., Ewald, J. und Maier, G. „Verfahren zur Simulation der Wärmeeinflußzonen von Schmelzschweißverbindungen“. In: *Schweißen und Schneiden*, Bd. Jahrgang 28(7) (1976), S. 250–255.
- [159] Ewald, J., Beißwänger, F. und Maier, G. „Einzelheiten zur Simulation des Überhitzungszyklus in Schmelzschweißverbindungen“. In: *Schweißen und Schneiden*, Bd. Jahrgang 29(10) (1977), S. 402–406.
- [160] Miller, R. C. und Batte, A. D. „Reheat Cracking in 0.5MoV / 2.25CrMo Welded Joints“. In: *Metal Construction* (1975), S. 550–558.
- [161] Nawrocki, J., DuPont, J., Robino, C. und Marder, A. „The Stress-Relief Cracking Susceptibility of a New Ferritic Steel – Part II: Multi-Pass Heat-Affected Zone Simulations“. In: *Welding Journal - Welding Research Supplement* (Jan. 2001), S. 18–24. URL: <http://www.lehigh.edu/~inemg/assets/Publications/Nawrocki%20-%20Jan%202001%20-%20The%20Stress-Relief%20Cracking%20Susceptibility%202.pdf> (besucht am 07.02.2013).
- [162] Nawrocki, J., DuPont, J., Robino, C., Puskar, J. und Marder, A. „The Mechanisms of Stress-Relief Cracking in a Ferritic Alloy Steel“. In: *Welding Journal* (Feb. 2003), S. 25–35. URL: <http://www.aws.org/wj/supplement/02-2003-NAWROCKI-s.pdf> (besucht am 07.02.2013).
- [163] DIN EN 10002-1. *Metallische Werkstoffe - Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*. Dez. 2001.
- [164] DIN EN ISO 148-1. *Metallische Werkstoffe – Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy – Teil 1: Prüfverfahren (ISO 148-1:2009); Deutsche Fassung EN ISO 148-1:2010*. Jan. 2011.
- [165] DIN 50125. *Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben*. Jan. 2004.
- [166] API RP 934-A. *Materials and Fabrication of 2.25Cr-1Mo, 2.25Cr-1Mo-0.25V, 3Cr-1Mo, and 3Cr-1Mo-0.25V Steel Heavy Wall Pressure Vessels for High-temperature, High-pressure Hydrogen Service*. 2008.
- [167] Düren, C. „Formulae for calculating the maximum hardness in the heat-affected zone of welded joints“. In: *IIW-Doc. IX-1437-86* (1986).
- [168] Yurioka, N., Okumura, M., Kasuya, T. und Cotton, H. J. U. „Prediction of HAZ hardness of transformable steels“. In: *Metal Construction*, Bd. 19 (Apr. 1987), 217R–223R.
- [169] DIN EN ISO 4063. *Schweißen und verwandte Prozesse - Liste der Prozesse und Ordnungsnummern (ISO 4063:2009, Korrigierte Fassung 2010-03-01); Dreisprachige Fassung EN ISO 4063:2010*. März 2011.
- [170] DIN EN ISO 24598. *Schweißzusätze - Drahtelektroden, Fülldrahtelektroden und Draht-Pulver-Kombinationen für das Unterpulverschweißen von warmfesten Stählen - Einteilung (ISO 24598:2012); Deutsche Fassung EN ISO 24598:2012*. 2012.
- [171] AWS A 5.23. *Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Fluxes for Submerged Arc Welding*. 2011.
- [172] DIN EN 760. *Schweißzusätze – Pulver zum Unterpulverschweißen – Einteilung*. Mai 1996.

- [173] DIN EN ISO 14174. *Schweißzusätze - Pulver zum Unterpulverschweißen und Elektroschlackeschweißen - Einteilung (ISO 14174:2012); Deutsche Fassung EN ISO 14174:2012*. Mai 2012.
- [174] *T-put Handbuch für Schweißzusätze*. Sep. 2009. URL: http://www.t-put.com/Tput_HB2009_de_Rev1.pdf (besucht am 21.01.2010).
- [175] DIN EN ISO 3690. *Schweißen und verwandte Prozesse - Bestimmung des Wasserstoffgehaltes im Lichtbogenschweißgut (ISO 3690:2012); Deutsche Fassung EN ISO 3690:2012*. Juni 2012.
- [176] Möser, M. und Oehmigen, G. „Bruch durch Wasserstoff ? Kaltrissigkeit Grundlagen“. In: *Schweißtechnik*, Bd. 34(5) (1984), S. 198–199. URL: http://www.martin-moeser.de/Veroeffentlichungen/Bruch_durch_Wasserstoff_Kaltrissigkeit_Grundlagen.pdf (besucht am 14.02.2013).
- [177] Ruge, J. und Schröder, G. „Zusammenhang zwischen dem Feuchtigkeitsgehalt von basischen Stabelektroden und dem Gehalt an diffusilem Wasserstoff im Schweißgut“. In: *Archiv für das Eisenhüttenwesen*. Bd. 52. 6. Düsseldorf: Verein Deutscher Eisenhüttenleute und Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Juni 1981, S. 243–250.
- [178] Riecke, E. „Wasserstoff in Eisen und Stahl“. In: *Archiv für das Eisenhüttenwesen*. Bd. 49. 11. Düsseldorf: Verein Deutscher Eisenhüttenleute und Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Nov. 1978, S. 509–517.
- [179] DIN EN 1597-1. *Schweißzusätze, Prüfmethode, Teil 1: Prüfstücke zur Entnahme von Proben aus reinem Schweißgut an Stahl, Nickel und Nickellegierungen*. Okt. 1997.
- [180] DIN EN ISO 9016. *Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Kerbschlagbiegeversuch - Probenlage, Kerbrichtung und Beurteilung (ISO 9016:2012); Deutsche Fassung EN ISO 9016:2012*. Feb. 2013.
- [181] DVS Merkblatt DVS 0907-3. *Ermitteln des Zu- und Abbrandes von UP-Schweißpulvern Anwendung des Schweißpulverdiagramms*. Sep. 2006.
- [182] DVS Merkblatt DVS 0907-1. *Ermitteln des Zu- und Abbrandes von UP-Schweißpulvern beim Schweißen von unlegierten und niedriglegierten Stählen mit Massivdrahtelektroden – Zu- und Abbrandlinien*. Sep. 2006.
- [183] Kleppmann, W. *Taschenbuch Versuchsplanung: Produkte und Prozesse optimieren ; [CD inside]*. 7., aktualisierte und erweiterte Auflage. Praxisreihe Qualitätswissen. München Wien: Carl Hanser Verlag, 2008. ISBN: 978-3-446-42774-7.
- [184] Siebertz, K., Bebbler, D. van und Hochkirchen, T. *Statistische Versuchsplanung – Design of Experiments (DoE)*. Heidelberg, Dordrecht, London, New York: Springer-Verlag, 2010. ISBN: 978-3-642-05492-1. DOI: 10.1007/978-3-642-05493-8.
- [185] API Technical Report 934 B. *Fabrication Considerations for Vanadium-Modified Cr-Mo Steel Heavy Wall Pressure Vessels*. Apr. 2011.
- [186] Alexandrov, B. T. und Lippold, J. C. „Methodology for In-situ Investigation of Phase Transformations in Welded Joints“. In: *IIW-IX-2114-04, Osaka, Japan (2004)*. URL: <http://www.matsceng.ohio-state.edu/wjmg/documents/boian/IX-2114-04.pdf> (besucht am 14.01.2013).
- [187] Alexandrov, B. T. und Lippold, J. C. „A New Method for Studying Phase Transformations in High Strength Steel Weld Metal“. In: *Trends in Welding Research (2005)*.

- [188] Alexandrov, B. T. und Lippold, J. C. „Relationship Between the Solidification Temperature Range and Weld Solidification Cracking Susceptibility of Stainless Steels and Ni-base Alloys“. In: *IIW. Doc. IX-2163-05, IIW Prague* (2005).
- [189] Tecco, D. G. „Determining continuous cooling transformation data for HAZs“. In: *Metal Construction*, Bd. 16(6) (Juni 1984), S. 361–362.
- [190] Phillips, R. H. „Improved techniques for determining transformation temperatures during simulated welding conditions“. In: *British Welding Journal* (1968), S. 547–552.
- [191] Phillips, R. H. „In Situ Determination of Transformation Temperatures in the Weld Heat-Affected Zone“. In: *Welding Journal*, Bd. 62(1) (Jan. 1983), S. 12s–18s. ISSN: 0043-2296.
- [192] Scheil, E. „Über die Umwandlung des Austenits in Martensit in gehärtetem Stahl“. In: *Zeitschrift für anorganische Chemie*, Bd. 183(1) (1929), S. 98–120. ISSN: 0372-7874. DOI: <http://dx.doi.org/10.1002/zaac.19291830107>.
- [193] N.N. *A Brief History of AE Testing*. NDT Resource Center. 2013. URL: http://www.ndt-ed.org/EducationResources/CommunityCollege/Other%20Methods/AE/AE_History.htm (besucht am 21.02.2013).
- [194] Hanus, F. „Härte in der WEZ - Wirkung der chemischen Zusammensetzung des Stahls, der Schweißbedingungen und des Spannungsarmglühens“. In: *Dillinger Hütte GTS* (2001), S. 1–10.
- [195] Schmidtman, E. und Zeislmair, U. „Einfluß der thermischen Behandlung beim Schweißen auf das Auflösungs- und Ausscheidungsverhalten von Mikrolegierungselementen in der WEZ von Feinkornbaustähle“. In: *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, Bd. 52 (1981), S. 399–406.
- [196] Hanus, F., Schütz, J. und Grünewald, J. „Härte in der WEZ - Wirkung der chemischen Zusammensetzung des Stahls, der Schweißbedingungen und des Spannungsarmglühens“. In: *DVS-Berichte*, Bd. 176 (1996), S. 150–153.
- [197] Bertoni, A. und Bonnet, C. „Eigenschaften eines 2.25CrMoV Schweißgutes während verschiedener Fertigungsstufen eines Druckbehälters.“ In: *Competence, Das technische Magazin von Oerlikon. Kompetenz für Schweißen und Schneiden*. (2) (Nov. 2007), S. 2–12. URL: http://www.oerlikon-welding.com/file/otherelement/pj/competence_oerlikon%20n27777.pdf (besucht am 15.01.2009).
- [198] Hart, P. H. M. „Weld hydrogen levels. The influence of the welding parameters“. In: *The Welding Institute Research Bulletin* (Apr. 1979), S. 106–108.
- [199] SEW 088. *Schweißgeeignete Feinkornbaustähle - Richtlinie für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen*. 1993.
- [200] Sakino, Y., Horikawa, K. und Kamura, H. „Welding Heat-Input Limit of Rolled Steels for Building Structures based on Simulated HAZ Tests“. In: *Transactions of JWRI*, Bd. 30(1) (2001), S. 127–134. URL: http://www.jwri.osaka-u.ac.jp/en/research_result/pdf/301_sakino.pdf (besucht am 15.01.2014).
- [201] Popović, O., Prokić-Cvetković, R., Burzić, M. und Milutinović, Z. „The Effect of Heat Input on the Weld Metal Toughness of Surface Welded Joint“. In: *14th International Research/Expert Conference "Trends in the Development of Machinery and Associated Technology"* (2010), S. 61–64. URL: <http://www.tmt.unze.ba/zbornik/TMT2010/016-TMT10-227.pdf> (besucht am 15.01.2014).

- [202] Chen, J. H., Xia, T. D. und An, C. Y. „Study on Impact Toughness of C -Mn Multilayer Weid Metal at -60°C“. In: *WELDING RESEARCH SUPPLEMENT* (1993), pages.
- [203] Weißbach, W. *Werkstoffkunde - Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*. 16. Aufl. Wiesbaden: Friedr. Vieweg & Sohn Verlag, GWV Fachverlage GmbH, 2007. ISBN: 978-3-8348-0295-8.
- [204] Ilschner, B. und Singer, R. F. *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik – Eigenschaften, Vorgänge, Technologien*. 4. Aufl. Berlin Heidelberg New York: Springer-Verlag, 2005. ISBN: 3-540-21872-6.
- [205] Bergmann, W. *Werkstofftechnik*. Carl Hanser Verlag, München Wien, 2000. ISBN: 3-446-21409-7.
- [206] Berns, H. und Theisen, W. *Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen*. Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag, 2006. ISBN: 978-3-540-32319-5.
- [207] Ishiguro, T., Murakami, Y., Ohnishi, K. und Watanabe, J. „A 2,25Cr-1Mo Pressure Vessel Steel with Improved Creep Rupture Strength“. In: *STP755: Application of 2¼Cr-1 Mo Steel for Thick-Wall Pressure Vessels*. 1982, S. 129–147. ISBN: 978-0-8031-0741-0.
- [208] Arbeitskreis Elektronenmikroskopie des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, Hrsg. *Ausscheidungsatlas der Stähle*: Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1983. ISBN: 9783514002371.
- [209] Working Group Electron Microscopy of Materials Committee Steel Institute VDEh, Hrsg. *Atlas of Precipitates in Steels*. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 2003. ISBN: 3-514-00681-4.
- [210] Kannengiesser, T., Lausch, T. und Kromm, A. „Effects of Heat Control on the Stress Build- up during High- Strength Steel Welding under defined restraint conditions“. English. In: *Welding in the World*, Bd. 55(7-8) (2011), S. 58–65. ISSN: 0043-2288. DOI: 10.1007/BF03321308. URL: <http://dx.doi.org/10.1007/BF03321308> (besucht am 12.03.2014).
- [211] Schröpfer, D., Kannengiesser, T. und Kromm, A. „Influence of Heat Control on Welding Stresses in Multilayer-Component Welds of High-Strength Steel S960QL“. In: *Advanced Materials Research*, Bd. 996 (Aug. 2014), S. 475–480. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.996.475. URL: <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.996.475> (besucht am 05.09.2014).
- [212] Schröpfer, D., Kannengießer, T. und Lausch, T. „Untersuchungen zum Einfluss der Wärme-führung auf die Eigenspannungsbildung und Gesamtbeanspruchung in Schweißverbindungen aus hochfestem Feinkornbaustahl“. In: *DVS-Berichte Band*, Bd. 296 (Sep. 2013), S. 339–345.
- [213] Kromm, A. und Kannengiesser, T. „In Situ Observation of Stress Accumulation during Sub-Merged Arc Welding“. In: *Advanced Materials Research* (2014), S. 417–423. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.996.417. URL: <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.996.417> (besucht am 07.09.2014).
- [214] Kromm, A. „Umwandlungsverhalten und Eigenspannungen beim Schweißen neuartiger LTT-Zusatzwerkstoffe“. Diss. Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2011. ISBN: 978-3-9813853-9-7. URL: http://www.bam.de/de/service/publikationen/publikationen_medien/dissertationen/diss_72_vt.pdf (besucht am 18.11.2013).

- [215] Kangas, P. und Sorsa, I. „Effect of multi-run welding on the deformation and fracture toughness of restraint welded joint.“ In: *Third Scandinavian Symposium in Materials Science: Proceedings; a Symposium Held 20-21 June, 1983, at the Univ. of Oulu, Finland.* Acta Universitatis Ouluensis / C / Metallurgica: Acta Universitatis Ouluensis. Finnland: University of Oulu, Oulu, 1983, S. 137–142.
- [216] Dilthey, U. *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2.* 3., bearbeitete Auflage. Bd. 2. Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag, 2005. ISBN: 3-540-21674-X.
- [217] Roos, E. und Maile, K. *Werkstoffkunde für Ingenieure – Grundlagen, Anwendung, Prüfung.* Zweite, neu bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag, 2005. ISBN: 3-540-22034-8.
- [218] Loureiro, A. J. R. und Fernandes, A. A. „Toughness of CG HAZs of Welds in Q&T Steels“. In: *Welding Research Su* (Sep. 1994), pages. URL: http://www.aws.org/wj/supplement/WJ_1994_09_s225.pdf (besucht am 17. 09. 2013).
- [219] Dolby, R. E. „HAZ Toughness of Structural and Pressure Vessel Steels – Improvement and Prediction“. In: *Welding J* (8) (Aug. 1979), S. 225s–238s. URL: http://www.aws.org/wj/supplement/WJ_1979_08_s225.pdf (besucht am 15. 01. 2014).
- [220] Hannerz, N. E. „Auswirkung des Spannungsarmglühens auf die Zähigkeitseigenschaften von simulierten Wärmeeinflußzonen vanadinlegierter Stähle“. In: *Schweißen und Schneiden*, Bd. 28(10) (1976), S. 379–382.
- [221] Alberry P. J.; Jones, W. K. C. „Structure and hardness of 0.5 Cr-Mo-V and 2 Cr-Mo simulated heat affected zones“. In: *Metals Technology*, Bd. 11 (1977), S. 557–566.
- [222] Ruge, J., Jürgens, V. und Schröder, G. *Gebrauchseigenschaften Schweißbarkeit von Stahl – Untersuchungen zur Kaltrissbildung von hochfesten Feinkornbaustählen.* Forschungsstelle: Technische Universität Braunschweig, 1977, S. 44. URL: http://bookshop.europa.eu/fr/untersuchung-zur-kaltrissbildung-von-hochfesten-feinkornbaustaehlen.-gebrauchseigenschaften-schweisbarkeit-von-stahl-pbCDNA05779/download/CD-NA-05-779-DE-C/CDNA05779DEC_001.pdf;pgid=y8dIS7GUWmSR0EA1MEUUsWb00006akQaCxd;sid=ZogLwMklOvgL0pv_RC6VZ6sAK-sVss72YFs=?FileName=CDNA05779DEC_001.pdf&SKU=CDNA05779DEC_PDF&CatalogueNumber=CD-NA-05-779-DE-C (besucht am 18. 02. 2014).
- [223] Schütt, T. „Experimentelle und numerische Untersuchungen zur fertigungs-bedingten Entstehung von Fehlern in Mischschweißverbindungen“. Diss. Universität Stuttgart – Fakultät Energie-, Verfahrens- und Biotechnik, 2011. URL: http://elib.uni-stuttgart.de/opus/volltexte/2012/6948/pdf/Dissertation_Schuett_Thorsten_2011_09_14_MPA_Uni_Stuttgart.pdf (besucht am 18. 02. 2014).
- [224] Neumann, V., Neumann, E. und Mathies, K. *Untersuchung von Kaltrissbildung und Rißfortschritt in der Wärmeeinflußzone von Schweißungen mittels Schallemissionsanalyse. Meßwesen und Analysen.* Abschlussbericht. Forschungsstelle: Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM), Berlin, 1984. URL: http://bookshop.europa.eu/lv/untersuchung-von-kaltrissbildung-und-rissfortschritt-in-der-waermeeinflusszone-von-schweissungen-mittels-schallemissionsanalyse-pbCDNA08489/download/CD-NA-08-489-DE-C/CDNA08489DEC_001.pdf;pgid=y8dIS7GUWmSR0EA1MEUUsWb0000SgDgD70G;sid=R42nktuNbnGnuIIfJY5Nbmo5U7bwtxeQV4=?FileName=CDNA08489DEC_001.pdf&SKU=CDNA08489DEC_PDF&CatalogueNumber=CD-NA-08-489-DE-C (besucht am 18. 02. 2014).

- [225] Bohse, J. *Vorsitzender der Deutschen Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.* persönliche Mitteilung und Auswertung der Messsignale. 2013.
- [226] DIN EN ISO 17638. *Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen – Magnetpulverprüfung (ISO 17638:2003); Deutsche Fassung EN ISO 17638:2009*. März 2010.
- [227] DIN EN ISO 3059. *Eindringprüfung und Magnetpulverprüfung Betrachtungsbedingungen*. 2001.
- [228] Lange, G. *Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle*. 5. Auflage. Wiley-VCH Verlag GmbH, 2001, S. 432. ISBN: 9783527304172. URL: <http://books.google.de/books?id=ozPZiJxVSqkC>.
- [229] Mandziej, S., Výrostkova, A. und Solar, M. „Evolution of Cr-Mo-V weld metal microstructure during creep testing – Part 1: P91 material“. In: *Welding in the World*, Bd. 52 (2008), S. 3–26.
- [230] Mandziej, S., Výrostkova, A. und Solar, M. „Evolution of Cr-Mo-V weld metal microstructure during creep testing – Part 2: P24 material“. In: *IIW Doc II-C-366-08* (2008).
- [231] Bhadeshia, H. K. D. H. *Bainite in Steels – Transformation Microstructure and Properties*. Second edition. Cambridge: University of Cambridge, 2001. ISBN: 1-86125112-2. URL: <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2004/z/complete.pdf> (besucht am 08.02.2014).
- [232] DIN EN 875. *Kerbschlagbiegeversuch; Probenlagen, Kerbrichtung und Beurteilung; Deutsche Fassung EN 875:1995*. 1995.
- [233] N.N. *Acoustic Emission Sensors – File: sov0903.doc*. Vallen System GmbH. 2009. URL: <http://www.vallen.de> (besucht am 02.01.2014).

Abbildungsverzeichnis

| | | |
|------|---|----|
| 1.1 | Raffinerieanlage von BP „Eine Raffinerieanlage steht fast niemals still – sogar bei Nacht verwandelt Sie Erdöl in Produkte des täglichen Bedarfs.“ [6] | 1 |
| 1.2 | Parameterfenster zur sachgerechten Schweißung warmfester Stähle [7–9] | 2 |
| 2.1 | Erweiterte schematische Darstellung der Rissarten in Anlehnung an [46, 48] | 7 |
| 2.2 | Schematische Darstellung des Bruchverhaltens metallischer Werkstoffe mit zunehmender Temperatur nach Bargel und Schulze [12, S. 33] (a), Schematische Darstellung der Rissinitiierung durch Korngrenzengleiten nach Tamaki et al. [37] (b) | 8 |
| 2.3 | Einflussgrößen auf die Relaxationsversprödung bainitischer Cr-Mo-(V)-Stähle | 9 |
| 2.4 | Kritische Spannung und Rissempfindlichkeit im Cr-Mo-Diagramm | 11 |
| 2.5 | Brucheinschnürung Z (RoA%) bei 650 °C als Funktion des K-Faktors (Schweißgut) nach Chauvy und Pillot [18] | 19 |
| 2.6 | Schematische Darstellung der unterschiedlichen Regionen der Wärmeeinflusszone und des entsprechenden Eisen-Kohlenstoff-Schaubildes einer Fe-C-Legierung mit 0,15 % Kohlenstoff in Anlehnung an [11, 38, 119, 120] | 22 |
| 2.7 | Schematische Darstellung der Mikrostruktur einer Einlagen- und einer Mehrlagenschweißnaht | 24 |
| 2.8 | ZTA-Schaubild nach Vřrostková et al. [129] und Janovec et al. [131] | 28 |
| 3.1 | KV ₂ -T-Diagramm für den Grundwerkstoff im Lieferzustand und nach der Stufenglü- hung, längs zur Walzrichtung (a) und quer zur Walzrichtung (b) | 44 |
| 3.2 | Berechnete Härte in der Grobkornzone (GK) der Wärmeeinflusszone (WEZ) des Grundwerkstoffes (GW) in Abhängigkeit von der $t_{8/5}$ -Zeit nach den Modellen von Düren [167] und Yurioka et al. [168] | 46 |
| 3.3 | Berechnete Härte in der Grobkornzone (GK) der Wärmeeinflusszone (WEZ) des Grundwerkstoffes (GW) und des Mehrlagenschweißgutes (SG) in Abhängigkeit von der $t_{8/5}$ -Zeit nach den Modellen von Düren [167] und Yurioka et al. [168] | 48 |
| 3.4 | UP-Tandemschweißkopf (a) und Detailansicht der Kontaktbacken (b) | 49 |
| 3.5 | Probengeometrie für die frei schrumpfenden Schweißversuche an 50 mm dicken Blechen, Lage der Zug- und Kerbschlagbiegeproben in der Schweißverbindung | 54 |
| 3.6 | Probengeometrie für die frei schrumpfenden Schweißversuche, Lage der Zug- und Kerbschlagbiegeproben in der Schweißverbindung | 55 |
| 3.7 | Schematische Darstellung des zentral zusammengesetzten Versuchsplans mit zu- sätzlichen Sternpunkten, Faktor A: Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur $T_{(p,i)}$, Faktor B: Streckenenergie E | 56 |
| 3.8 | Gleeble 3500 | 58 |
| 3.9 | Probengeometrie der Rundzugproben für den RHC-Test nach Chauvy und Pillot [18–20, 50] | 58 |
| 3.10 | Versuchszyklus der Warmzugversuche mit geringer Dehnrate (RHC-Test) | 59 |
| 3.11 | Graphische Darstellung der Auswertung mittels SS-DTA | 61 |

| | | |
|------|--|----|
| 3.12 | 2-MN-Prüfanlage: Übersichtsaufnahme (a) und Detailaufnahme der eingespannten Probe (b) | 62 |
| 3.13 | Betriebsarten der 2-MN-Prüfanlage: Ausgangszustand (a), Wegregelung (b), Kraftregelung (c) | 63 |
| 3.14 | Visualisierung der Biegemomente in der 2-MN-Prüfanlage: Biegemoment M_x in der Frontalansicht (a) und Biegemoment M_z in der Draufsicht (b) | 64 |
| 3.15 | Ermittlung der Systemsteifigkeit der 2-MN-Prüfanlage: unter Druckbelastung (a) und unter Zugbelastung (b) | 65 |
| 3.16 | Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus (a), Probendimension und Temperaturmessbereich (b) | 68 |
| 3.17 | Schematische Darstellung der Temperaturführung während des simulierten Fertigungsprozesses in der 2-MN-Prüfanlage | 69 |
| 3.18 | Abbildung der einzelnen Fertigungsschritte eines Druckbehälters im experimentellen Bauteilschweißversuch in der 2-MN-Prüfanlage | 70 |
| 3.19 | Lage der Kerbschlagproben in der Schweißverbindung | 71 |
| 3.20 | Funktionsprinzip der Schallemissionsanalyse | 73 |
| 3.21 | Versuchskonfiguration für die Schallemissionsmessung während der Wärmenachbehandlung in der 2-MN-Prüfanlage | 74 |
| 4.1 | Übersichtsaufnahmen der Schweißverbindungen an 50 mm dicken Blechen aus 13CrMoV9-10 | 76 |
| 4.2 | Detailaufnahme des Bereichs (A), Decklage der 50 mm Mehrlagenschweißung | 78 |
| 4.3 | Detailaufnahme des Bereichs (B), Fülllagen der 50 mm Mehrlagenschweißung | 78 |
| 4.4 | Detailaufnahme des Bereichs (C), WEZ der 50 mm Mehrlagenschweißung | 78 |
| 4.5 | Mikrohärte HV 0,5 (UCI) im Bereich der Detailaufnahmen der 50 mm Mehrlagenschweißung im geschweißten Zustand, Decklage (A), Fülllagen (B) und WEZ (C) | 79 |
| 4.6 | Relative Häufigkeit der Mikrohärte HV 0,5 (UCI) im Bereich der Detailaufnahmen der 50 mm Mehrlagenschweißung im geschweißten Zustand, Decklage (A), Fülllagen (B) und WEZ (C) | 79 |
| 4.7 | Mikrohärte HV 0,5 (UCI) im Bereich der Detailaufnahmen der 50 mm Mehrlagenschweißung nach der Wärmenachbehandlung (PWHT), Decklage (A), Fülllagen (B) und WEZ (C) | 79 |
| 4.8 | Relative Häufigkeit der Mikrohärte HV 0,5 (UCI) im Bereich der Detailaufnahmen der 50 mm Mehrlagenschweißung nach der Wärmenachbehandlung (PWHT), Decklage (A), Fülllagen (B) und WEZ (C) | 79 |
| 4.9 | KV ₂ -T-Verlauf des Schweißgutes aus den Schweißverbindungen an 50 mm dicken Blechen aus 13CrMoV9-10 im geglühten Zustand, Kerbschlagarbeit der ungeglühten Proben bei einer Prüftemperatur von 20 °C | 81 |
| 4.10 | Diffusibler Wasserstoffgehalt des reinen Schweißgutes H _b in ml/100g nach DIN EN ISO 3690:2012, Ausgangs-Draht/Pulver Kombination (A) und modifizierte (B) Draht/Pulver Kombination | 81 |
| 4.11 | Wasserstoffunterstützter Kaltriss, Rissverlauf quer zur Schweißnaht in Probenmitte, Makroaufnahme (a), REM-Aufnahme der Rissoberfläche (b) und (c) | 82 |
| 4.12 | Brucheinschnürung Z in % in Abhängigkeit von der Prüftemperatur, eigene Messungen (Schweißparameter des Zentrumspunktes), Literaturwerte nach [18–20] | 83 |
| 4.13 | Brucheinschnürung Z in % als Funktion des K-Faktors, eigene Messungen (Schweißparameter des Zentrumspunktes), Literaturwerte nach [18–20] | 84 |

| | | |
|------|---|-----|
| 4.14 | Zugfestigkeit R_m in MPa (a) und Härte HV 5 (b) in Abhängigkeit von der Prüftemperatur | 84 |
| 4.15 | Schweißversuche unter freier Schrumpfung: Übersichtsaufnahmen der Schweißverbindungen in Abhängigkeit von der Wärmeführung | 85 |
| 4.16 | $t_{8/5}$ -Zeit in s in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, frei schrumpfende Versuche, Zusammenfassung der Regressionsanalyse | 87 |
| 4.17 | Mittlere Härte HV 5 des Schweißgutes im geschweißten Zustand (a) und nach dem PWHT (b) in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur | 87 |
| 4.18 | Berechnete und gemessene Härte HV 5 in der Grobkornzone (GK) der Wärmeeinflusszone (WEZ) des Grundwerkstoffes (GW) und des Mehrlagenschweißgutes (SG) in Abhängigkeit von der $t_{8/5}$ -Zeit nach den Modellen von Düren [167] und Yurioka et al. [168] | 88 |
| 4.19 | Mikrohärte HV 0,5 (UCI) der Schweißnaht im geschweißten Zustand in Abhängigkeit von der Wärmeführung, die Markierung kennzeichnet den Bereich für die statistische Auswertung der Mikrohärtemessung | 89 |
| 4.20 | Relative Häufigkeit der Mikrohärte HV 0,5 (UCI) der Schweißnaht im geschweißten Zustand in Abhängigkeit von der Wärmeführung | 90 |
| 4.21 | Mittlere Härte HV 0,5 (UCI) des Schweißgutes im geschweißten Zustand in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur | 91 |
| 4.22 | Kerbschlagarbeit KV_2 in J des Schweißgutes im geschweißten Zustand in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Prüftemperatur: RT, Zusammenfassung der Regressionsanalyse | 92 |
| 4.23 | Kerbschlagarbeit KV_2 in J des Schweißgutes im geschweißten Zustand in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Prüftemperatur: RT, Charakterisierung des Gefüges im Kerbbereich, die grau markierten Versuchsreihen beeinflussen maßgeblich die Regressionsanalyse | 92 |
| 4.24 | Detailaufnahmen des Bruchbereichs der Kerbschlagbiegeproben (ohne PWHT), $E = 20$ kJ/cm (A), $E = 35$ kJ/cm (B), $E = 50$ kJ/cm (C) | 93 |
| 4.25 | Mikrohärte HV 0,5 (UCI) des Bruchbereichs der Kerbschlagbiegeproben (ohne PWHT), $E = 20$ kJ/cm (A), $E = 35$ kJ/cm (B), $E = 50$ kJ/cm (C) | 95 |
| 4.26 | Relative Häufigkeit der Mikrohärte HV 0,5 (UCI) des Bruchbereichs der Kerbschlagbiegeproben (ohne PWHT), $E = 20$ kJ/cm (A), $E = 35$ kJ/cm (B), $E = 50$ kJ/cm (C) | 95 |
| 4.27 | Kerbschlagarbeit KV_2 in J des Schweißgutes nach dem PWHT in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Charakterisierung des Gefüges im Kerbbereich, grau markierte Versuchsreihen: Kerblage im Überschneidungsbereich der Anlasszonen | 96 |
| 4.28 | Brucheinschnürung Z in % im Gleeble [®] -Zugversuch bei 625 °C in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur | 98 |
| 4.29 | Mittlere Zugfestigkeit R_m in MPa (a) und Härte HV 5 (b) im Gleeble [®] -Zugversuch bei 625 °C in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur | 98 |
| 4.30 | Ermittlung der B_s - und B_f -Temperatur des Schweißgutes mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse (SS-DTA), Zentralpunktversuch, frei schrumpfend, $t_{8/5}$ -Zeit = 65,9 s, gemessene Temperatur und Referenzkurve als Funktion der Zeit, Teilbild mit der Temperaturdifferenz | 100 |

| | | |
|------|--|-----|
| 4.31 | Ermittlung der Bainit- und Martensitumwandlungstemperaturen aus Schweißversuchsdaten bei schneller und langsamer Abkühlung | 101 |
| 4.32 | Ermittlung der Bainit- und Martensitumwandlungstemperaturen aus Ofenversuchsdaten bei sehr schneller und langsamer Abkühlung | 102 |
| 4.33 | Ermittlung der Austenitisierungstemperatur im Ofenexperiment mittels SS-DTA, gemessene Temperatur und Referenzkurve als Funktion der Zeit (a), Temperaturdifferenz als Funktion der gemessenen Temperatur (b) | 103 |
| 4.34 | Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild basierend auf den Ergebnissen der SS-DTA, gemessene Temperatur als Funktion der Abkühlzeit ($t_0 = 1000\text{ °C}$), Punkte A* – D*: Querschliffe der Proben (vgl. <i>Abbildungen 4.35 bis 4.38</i>) | 104 |
| 4.35 | Übersichts- und Detailaufnahme des überwiegend martensitischen Gefüges, Ofenexperiment mit Abschreckung in Öl, $t_{8/5}$ -Zeit = 1,4 s | 105 |
| 4.36 | Übersichts- und Detailaufnahme des überwiegend bainitischen Gefüges, Ofenexperiment mit Abkühlung an Luft, $t_{8/5}$ -Zeit = 111 s | 105 |
| 4.37 | Übersichts- und Detailaufnahme des überwiegend ferritischen Gefüges, Ofenexperiment mit Ofenabkühlung über 24 Stunden, $t_{8/5}$ -Zeit = 2,3 h | 106 |
| 4.38 | Übersichts- und Detailaufnahme des überwiegend bainitischen Gefüges mit hoher Ausscheidungsdichte, Schweißversuch, $t_{8/5}$ -Zeit = 28 s – 32 s | 106 |
| 4.39 | Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild basierend auf den Ergebnissen der SS-DTA, Umwandlungstemperatur als Funktion der $t_{8/5}$ -Zeit ($t_0 = 800\text{ °C}$) | 107 |
| 4.40 | Schweißversuche unter definierter Einspannung: Übersichtsaufnahmen der Schweißverbindungen in Abhängigkeit von der Wärmeführung | 109 |
| 4.41 | $t_{8/5}$ -Zeit in s in Abhängigkeit von der Messposition (Ebene) unter Variation von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Versuche unter Schrumpfbehinderung | 110 |
| 4.42 | $t_{8/5}$ -Zeit in s in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Versuche unter Schrumpfbehinderung, Zusammenfassung der Regressionsanalyse | 111 |
| 4.43 | Temperaturverteilung quer zur Schweißnaht (Probenmitte), Einfluss der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur $T_{(p,i)}$ auf die Temperaturverteilung während des Schweißens (a) und bei Erreichen der Zwischenlagentemperatur (b) | 112 |
| 4.44 | Temperaturverteilung quer zur Schweißnaht (Probenmitte), Einfluss der Einfluss der Streckenenergie E auf die Temperaturverteilung während des Schweißens (a) und bei Erreichen der Zwischenlagentemperatur (b) | 112 |
| 4.45 | Reaktionskraft und Temperatur während des simulierten Fertigungsprozesses in der 2-MN-Prüfanlage | 113 |
| 4.46 | Reaktionskraft F_{2MN} und Temperatur während des Vorwärmens, Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 114 |
| 4.47 | Reaktionskraft F_{2MN} vor Schweißbeginn in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur, Detailansicht des Kraftverlaufes beim Vorwärmen (a), Reaktionskraft (Betrag) vor dem Schweißen der ersten Raupe in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur (b) | 115 |
| 4.48 | Reaktionskraft F_{2MN} während des Schweißens der Wurzellage (Schweißraupe: 1–3), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 116 |
| 4.49 | Reaktionskraft F_{2MN} während des Schweißens der ersten Fülllage (Schweißraupe: 4–6), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 117 |
| 4.50 | Reaktionskraft F_{2MN} während des Schweißens der zweiten Fülllage (Schweißraupe: 7–9), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 118 |

| | | |
|------|--|-----|
| 4.51 | Reaktionskraft F_{2MN} während des Schweißens der Decklage (Schweißraupe: 13–15), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 119 |
| 4.52 | Reaktionskraft $F_{2MN-kum}$ (vgl. Gleichung 4.2), Kraftanstieg $m_{F_{2MN}}$, Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 120 |
| 4.53 | Reaktionskraft F_{2MN} während des Wasserstoffarmglühens, Zentralpunktversuch: Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 121 |
| 4.54 | Reaktionskraft F_{2MN} während der Wärmenachbehandlung, Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 122 |
| 4.55 | Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur und der Streckenenergie auf die Reaktionskräfte und Temperaturen während des Schweißens, des Wasserstoffarmglühens und der Abkühlung auf Raumtemperatur, Eckversuche des zentral zusammengesetzten Versuchsplans | 123 |
| 4.56 | Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskräfte während des Schweißens und der Abkühlung auf Raumtemperatur | 124 |
| 4.57 | Einfluss der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskräfte während des Schweißens der neunten und letzten Schweißraupe | 125 |
| 4.58 | Änderung der Reaktionskraft $F_{2MN, kum}$ zwischen den einzelnen Schweißzyklen und bei der Abkühlung auf Raumtemperatur, $E = 25\text{ kJ/cm}$, $T_{(p,i)} = 200\text{ °C}$ und 240 °C | 125 |
| 4.59 | Einfluss der Streckenenergie auf die Reaktionskräfte während des Schweißens und der Abkühlung auf Raumtemperatur | 126 |
| 4.60 | Einfluss der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskräfte während des Schweißens der zweiten sowie der 12. und 19. (letzten) Schweißraupe | 127 |
| 4.61 | Änderung der Reaktionskraft $F_{2MN, kum}$ zwischen den einzelnen Schweißzyklen und bei Abkühlung auf Raumtemperatur, $E = 25\text{ kJ/cm}$ und 45 kJ/cm , $T_{(p,i)} = 240\text{ °C}$ | 128 |
| 4.62 | Haupteffekt- (a) und Wechselwirkungsdiagramm (b) für die Reaktionskraft nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur | 129 |
| 4.63 | Effekt der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskraft F_{2MN} in kN nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur, Eckpunktversuche, Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und Varianzanalyse | 130 |
| 4.64 | Effekt der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionskraft F_{2MN} in kN nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur, Zusammenfassung der Regressionsanalyse | 131 |
| 4.65 | Reaktionsmoment M_x und Temperatur während des simulierten Fertigungsprozesses in der 2-MN-Prüfanlage | 131 |
| 4.66 | Reaktionsmoment M_x und Temperatur während des Vorwärmens, Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 132 |
| 4.67 | Reaktionsmoment M_x vor Schweißbeginn in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur T_p , schematische Darstellung des Effekts der Vorwärmtemperatur | 133 |
| 4.68 | Reaktionsmoment M_x während des Schweißens der Wurzellage (Schweißraupe: 1–3), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 134 |
| 4.69 | Reaktionsmoment M_x während des Schweißens der ersten Fülllage (Schweißraupe: 4–6), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 136 |
| 4.70 | Reaktionsmoment M_x während des Schweißens der zweite Fülllage (Schweißraupe: 7–9), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 137 |
| 4.71 | Reaktionsmoment M_x während des Schweißens der Decklage (Schweißraupe: 13–15), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 138 |

| | | |
|------|--|-----|
| 4.72 | Reaktionsmoment M_{x-kum} (vgl. Gleichung 4.3), Anstieg des Biegemomentes m_{M_x} , Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ }^\circ\text{C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 139 |
| 4.73 | Reaktionsmoment M_x während des Wasserstoffarmglühens, Zentralpunktversuch: Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ }^\circ\text{C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 139 |
| 4.74 | Reaktionsmoment M_x während der Wärmenachbehandlung, Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ }^\circ\text{C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 140 |
| 4.75 | Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur und der Streckenenergie auf die Reaktionsmomente und Temperaturen während des Schweißens, des Wasserstoffarmglühens und der Abkühlung auf Raumtemperatur, Eckversuche des zentral zusammengesetzten Versuchsplans | 141 |
| 4.76 | Einfluss der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionsmomente während des Schweißens und der Abkühlung auf Raumtemperatur | 142 |
| 4.77 | Einfluss der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Reaktionsmomente während des Schweißens der zweiten und letzten Schweißraupe | 143 |
| 4.78 | Einfluss der Streckenenergie auf die Reaktionsmomente während des Schweißens und der Abkühlung auf Raumtemperatur | 143 |
| 4.79 | Einfluss der Streckenenergie auf die Reaktionsmomente während des Schweißens der zweiten sowie der 12. und 19. (letzten) Schweißraupe | 144 |
| 4.80 | Schematische Darstellung der Mechanismen, welche das Biegemoment M_x während des Schweißens der zweiten Raupe beeinflussen, Effekt verschiedener Streckenenergien E | 145 |
| 4.81 | Schematische Darstellung der Mechanismen, welche das Biegemoment M_x nach dem Schweißen der zweiten Raupe und Abkühlung auf die Zwischenlagentemperatur $T_{(p,i)}$ beeinflussen, Effekt verschiedener Streckenenergien E | 145 |
| 4.82 | Reaktionsmoment M_{x-kum} in kN m (vgl. Gleichung 4.3) unter Variation der Streckenenergie, $E = 25\text{ kJ/cm}$ und 45 kJ/cm , $T_{(p,i)} = 240\text{ }^\circ\text{C}$ | 147 |
| 4.83 | Haupteffekt- (a) und Wechselwirkungsdiagramm (b) für das Reaktionsmoment M_x in kN m nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur | 148 |
| 4.84 | Effekt der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf das Reaktionsmoment M_x in kN m nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur, Eckpunktversuche, Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und Varianzanalyse | 148 |
| 4.85 | Effekt der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf das Reaktionsmoment M_x in kN m nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur, Eckpunktversuche und mehrfach wiederholter Zentralpunktversuch, Zusammenfassung der Regressionsanalyse | 149 |
| 4.86 | Effekt der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Querspannung σ_y in MPa (a) und die Biegespannung σ_{B,M_x} in MPa (b) nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur, Eckpunktversuche, Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und Varianzanalyse | 151 |
| 4.87 | Haupteffekt- (a) und Wechselwirkungsdiagramm (b) für die Gesamtreaktionsspannung σ_{2MN} in MPa nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur | 152 |
| 4.88 | Effekt der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die Gesamtreaktionsspannung σ_{2MN} in MPa nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur, Eckpunktversuche, Zusammenfassung der faktoriellen Anpassung und Varianzanalyse | 152 |

| | | |
|-------|--|-----|
| 4.89 | Effekt der Streckenenergie und der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur auf die kumulierte Risslänge $l_{R,kum}$ nach dem PWHT | 154 |
| 4.90 | Kumulierte Risslänge $l_{R,kum}$ als Funktion der Reaktionsspannung σ_{2MN} | 154 |
| 4.91 | KV ₂ -T-Kurven, frei schrumpfend (50 mm) und unter Schrumpfbehinderung geschweißt und Wärmenachbehandelt (PWHT) | 156 |
| 4.92 | Einfluss der Wärmeführung auf die Kerbschlagarbeit (KV ₂ -T-Verlauf), Kerblage: Wärmeeinflusszone | 157 |
| 4.93 | Temperatur und detektierte Maximalamplitude A_{AE} als Funktionen der Zeit, während des PWHT, Blindversuch ohne Schweißnaht (a), PWHT der Schweißnaht (b)–(c), der kritische Temperaturbereich für die Rissinitiierung ist grau hinterlegt | 158 |
| 4.94 | Magnetpulverprüfung mit fluoreszierendem Prüfmittel nach DIN EN ISO 17638 [226] und DIN EN ISO 3059 [227], Rissanzeige (Pfeile) auf den Stirnflächen der Schweißnaht am Nahtanfang (a) und Nahtende (b) | 160 |
| 4.95 | Magnetpulverprüfung mit fluoreszierendem Prüfmittel nach DIN EN ISO 17638 [226] und DIN EN ISO 3059 [227], Schweißnahtoberseite, Phantom- und Rissanzeigen (Pfeile) auf der Schweißnaht (a) und eindeutige Rissanzeige nach Abarbeitung der Nahtüberhöhung (b) | 161 |
| 4.96 | Querschliff der Schweißnaht (a) mit deutlich erkennbaren Rissen im Bereich der rechten und linken Einbrandkerbe, Detaildarstellung (b, c) der Risse (Primärriss und Nebenriss) mit interkristallinem Rissverlauf und oxidierte Rissoberfläche des Primärrisses, Rissstart in der Grobkornzone der WEZ, Risstopp in der Feinkornzone bzw. im Grundwerkstoff | 162 |
| 4.97 | Detailaufnahme eines Spannungsrelaxationsrisses (SRR) in der WEZ | 163 |
| 4.98 | REM-Aufnahme eines Spannungsrelaxationsrisses (SRR) mit interkristallinem Risspfad (a), Detailaufnahme des Rissbereiches, mit oxidierte Rissoberfläche (b), Detailaufnahme einer ehemaligen Austenitkorngrenze mit klar erkennbarer Porenbildung (c) | 164 |
| 4.99 | Detailaufnahme (REM) einer ehemaligen Austenitkorngrenze (a), qualitative Verteilung der Legierungselemente Kohlenstoff (b), Chrom (c), Eisen (d) und Molybdän (e) | 164 |
| 4.100 | REM-Aufnahme der Oberfläche von Spannungsrelaxationsrissen (SRR) mit infolge der Wärmenachbehandlung leicht (a) bzw. stark (b) oxidierte Rissoberfläche, deutlich erkennbar ist der interkristalline Rissverlauf anhand der glatten Kornoberfläche und den zum Teil aufklaffenden Korngrenzen, Zentralpunktversuch (a), Eckpunktversuch (b): $T_{(p,i)} = 240\text{ }^{\circ}\text{C}$, $E = 45\text{ kJ/cm}$ | 165 |
| 4.101 | Hellfeldabbildung im Rasterdurchstrahlungselektronenmikroskop (STEM-BF), Spannungsrelaxationsrisse entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen innerhalb der WEZ | 166 |
| 4.102 | Hellfeldabbildung (STEM-BF) eines M ₆ C-Karbids auf einer intakten, ehemaligen Austenitkorngrenze in der WEZ (a), Beugungsbild aus SAED-Analyse (Selected Area Electron Diffraction) (b), EDS-Spektrum des M ₆ C-Karbids (c) | 166 |
| 4.103 | Einspannversuch: Hellfeldabbildung (STEM-BF) einer intakten, ehemaligen Austenitkorngrenze in der WEZ (a), Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom (b), Molybdän (c), Vanadium (d), EDX-Analyse | 167 |
| 4.104 | frei schrumpfende Kleinprobe: Hellfeldabbildung (STEM-BF) intakter, ehemaliger Austenitkorngrenzen in der WEZ (a), Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom (b), Molybdän (c), Vanadium (d), EDX-Analyse | 167 |

| | | |
|-------|---|-----|
| 4.105 | Einspannversuch: Hellfeldabbildung einer intakten, ehemaligen Austenitkorgrenze im Schweißgut (a), Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom (b), Molybdän (c), Vanadium (d), EDX-Analyse | 168 |
| 4.106 | frei schrumpfende Kleinprobe: Hellfeldabbildung einer intakten, ehemaligen Austenitkorgrenze im Schweißgut (a), Verteilung der Hauptlegierungselemente Chrom (b), Molybdän (c), Vanadium (d), EDX-Analyse | 168 |
| A.1 | Frequenzverhalten des Sensors VS150-RIC der Vallen System GmbH [233] | 215 |
| A.2 | Wasserstoffkonzentration des Schweißpulvers (Charge: 1402421) in Abhängigkeit von der Analysetemperatur, mit und ohne vorherige Wärmebehandlung bei 310 °C für 2 Stunden, Messmethode: WLD | 217 |
| A.3 | Normierte WLD-Messsignale des getrockneten und ungetrockneten Schweißpulvers (Charge: 1402XXA) | 217 |
| A.4 | Normierte MS-Messsignale, Wasserstoff (a) und Wasser (b) des ungetrockneten Schweißpulvers, (Charge: 1402421) | 218 |
| A.5 | Normierte MS-Messsignale, Wasserstoff (a) und Wasser (b) des getrockneten Schweißpulvers, (Charge: 1402421) | 219 |
| A.6 | Wasserstoffkonzentration des Schweißpulvers (Charge: 1402421) in Abhängigkeit von der Analysetemperatur, mit und ohne vorherige Wärmebehandlung bei 310 °C für 2 Stunden, Messmethode: MS | 219 |
| A.7 | Normierte MS-Messsignale des getrockneten und ungetrockneten Schweißpulvers (Charge: 1402421), Analysetemperatur 1550 °C, (a) Wasserstoff, (b) Wasser | 220 |
| A.8 | Wasserstoffkonzentration der Schweißpulverbestandteile | 221 |
| A.9 | Wasserstoffkonzentration des Rohstoffs D in unterschiedlichen Chargen, Analysetemperatur: 900 °C | 221 |
| A.10 | $t_{8/5}$ -Zeit in s in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Berechnung nach SEW 088 [199] für die zwei- (a) und dreidimensionale (b) Wärmeableitung innerhalb des untersuchten Parameterfeldes | 223 |
| A.11 | Detaildarstellungen der Mikrohärt HV 0,5 (UCI) der in <i>Abbildung 4.19</i> auf Seite 89 gekennzeichneten Bereiche der Schweißnaht im geschweißten Zustand, in Abhängigkeit von der Wärmeführung | 223 |
| A.12 | ZTU-Diagramm für einen V-Ti-B modifizierten 2,25Cr-1Mo-Stahl und für einen konventionellen 2,25Cr-1Mo-Stahl, Ishiguro et al. [207] | 224 |
| A.13 | Reaktionskraft während des Schweißens der dritten Fülllage (Schweißbraupe: 10–12), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220$ °C, $E = 35$ kJ/cm | 224 |
| A.14 | Zentral zusammengesetzter Versuchsplan: Haupteffektdiagramme für die Reaktionskraft nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur in Abhängigkeit von Streckenenergie (a) und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur (b) | 225 |
| A.15 | Zentral zusammengesetzter Versuchsplan: Wechselwirkungsdiagramm für die Reaktionskraft nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur | 226 |
| A.16 | Reaktionsmoment M_z und Temperatur während des simulierten Fertigungsprozesses in der 2-MN-Prüfanlage | 226 |
| A.17 | Reaktionskraft und Biegemoment M_x , Momentensprung infolge der Lose in der oberen Zylinderstange | 227 |
| A.18 | Kerbschlagarbeit des Schweißgutes bei unterschiedlichen Prüftemperaturen (KV ₂ -T-Verlauf), frei schrumpfend (50 mm) (a), Schrumpfbehinderung (2 MN-Prüfeinrichtung) (b)–(d) | 227 |

A.19 Einspannversuch: Hellfeldabbildung eines Risses entlang der ehemaligen Austenit-
korngrenze in der WEZ (a), Verteilung der Oxidationsprodukte, EDX-Analyse . . . 228

Tabellenverzeichnis

| | |
|---|-----|
| 3.1 Auszug der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes 13CrMoV9-10 (funkemissionspektrometrische Analyse) in Gew.-% | 43 |
| 3.2 Mechanische Kennwerte für den Werkstoff 13CrMoV9-10 (Lieferzustand gehärtet + vergütet) gemäß Zugversuch nach DIN EN 10002-1 [163], Zugprobe DIN 50125 - B 10 x 50 [165] | 44 |
| 3.3 Mechanische Kennwerte für den Werkstoff 13CrMoV9-10 (Lieferzustand: gehärtet + vergütet, Stufenglühung nach DIN EN 10028-2 [86]) gemäß Zugversuch nach DIN EN 10002-1 [163], Zugprobe DIN 50125 - B 10 x 50 [165] | 45 |
| 3.4 Kriterien zur Bewertung der Spannungsrelaxationsriss- und Versprödungsrissempfindlichkeit des Grundwerkstoffes | 45 |
| 3.5 Hauptbestandteile des Schweißpulvers (UV 430 TTR-W) in % [174] | 47 |
| 3.6 Auszug der chemische Zusammensetzung der Drahtelektrode und des Schweißgutes in Gew.-% | 47 |
| 3.7 Mechanische Kennwerte für das Schweißgut, Draht/Pulver Kombination: Union S 1 Cr-Mo V + UV 430 TTR-W (Herstellerangabe für Eindrahtschweißung am Wechselstrom [174]) | 47 |
| 3.8 Schweißparameter für die Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehalts nach DIN EN ISO 3690:2012 [175] | 50 |
| 3.9 Probeneinwaage für die Analyse der Pulverbestandteile mittels Trärgasheißextraktion und Schmelzextraktion | 52 |
| 3.10 Schweißparameter für das Unterpulver-Tandem-Schweißen | 57 |
| 3.11 Leistungsmerkmale der 2-MN-Prüfanlage | 65 |
| 3.12 Konfiguration der Schallemissionsanalyse | 74 |
| 4.1 Analyse der Begleitelemente im Schweißgut mittels GDMS, Gehalte in ppm | 76 |
| 4.2 mechanische Kennwerte des Schweißgutes bei 625 °C (Gleeble®-Zugversuch), gemittelte Messwerte aus den 20-mm-Prüfnähten | 98 |
| 4.3 Ergebnisse der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse aus den Schweißversuchen, $t_{8/5}$ -Zeit = 25 s – 204 s | 108 |
| 4.4 Änderung der Reaktionskräfte während des Schweißens der Wurzellage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 116 |
| 4.5 Änderung der Reaktionskräfte während des Schweißens der ersten Fülllage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 117 |
| 4.6 Änderung der Reaktionskräfte während des Schweißens der zweiten Fülllage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 118 |
| 4.7 Änderung der Reaktionskräfte während des Schweißens der Decklage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$ | 119 |
| 4.8 Änderung der Reaktionskräfte in Abhängigkeit von der Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, $E = 25\text{ kJ/cm}$, $T_{(p,i)} = 200\text{ °C}$ und 240 °C | 124 |

| | | |
|------|--|-----|
| 4.9 | Änderung der Reaktionskräfte in Abhängigkeit von der Streckenenergie, $E = 25 \text{ kJ/cm}$ und 45 kJ/cm , $T_{(p,i)} = 240 \text{ °C}$ | 128 |
| 4.10 | Änderung des Biegemomentes M_x während des Schweißens der Wurzellage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220 \text{ °C}$, $E = 35 \text{ kJ/cm}$ | 135 |
| 4.11 | Änderung des Biegemomentes M_x während des Schweißens der ersten Fülllage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220 \text{ °C}$, $E = 35 \text{ kJ/cm}$ | 136 |
| 4.12 | Änderung des Biegemomentes M_x während des Schweißens der zweiten Fülllage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220 \text{ °C}$, $E = 35 \text{ kJ/cm}$ | 137 |
| 4.13 | Änderung des Biegemomentes M_x während des Schweißens der Decklage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220 \text{ °C}$, $E = 35 \text{ kJ/cm}$ | 138 |
| 4.14 | Änderung der Reaktionsmomente in Abhängigkeit von der Streckenenergie, $E = 25 \text{ kJ/cm}$ und 45 kJ/cm , $T_{(p,i)} = 240 \text{ °C}$ | 146 |
| 4.15 | Mittlere Kerbschlagarbeit bei -30 °C und 20 °C der unter freier Schrumpfung und unter definierter Einspannung geschweißten sowie wärmebehandelten Proben . . . | 155 |
| | | |
| A.1 | Grenze zwischen unlegierten und legierten Stählen (Schmelzenanalyse) nach DIN EN 10020 [13] | 213 |
| A.2 | Vergleich der Wasserstoffkonzentration zweier Chargen der Draht/Pulver Kombination: Böhler T-PUT Union S 1 CrMo V + UV 430 TTR-W, zuvor getrocknet bei 310 °C für zwei Stunden | 222 |
| A.3 | Änderung der Reaktionskräfte während des Schweißens der dritten Fülllage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220 \text{ °C}$, $E = 35 \text{ kJ/cm}$ | 225 |

Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

Abkürzungen

| | |
|----------|---|
| AC | Wechselstrom, engl.: Alternating Current (AC) |
| API | American Petroleum Institute |
| BF | Hellfeldabbildung (Rasterdurchstrahlungselektronenmikroskop), engl. Bright Field (BF) |
| CODT | Rissöffnungsversuch, engl.: Crack-Opening-Displacement-Test (CODT) |
| DC | Gleichstrom, engl.: Direct Current (DC) |
| DHT | Wasserstoffarmglühen, engl.: Dehydrogenation Heat Treatment |
| EDS | Energiedispersive Röntgenspektroskopie, engl.: Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy |
| EDX | Energiedispersive Röntgenspektroskopie, engl.: Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy |
| EKS | Eisen-Kohlenstoff-Schaubild |
| FES | Funkenemissionsspektrometer / Funkenemissionsspektroskopie |
| FK | Feinkorn bzw. Feinkornzone |
| GAPSI 16 | Großanlage zur Prüfung und Simulation geschweißter Bauteile |
| GDMS | Glimmentladungs-Massenspektrometrie, engl.: Glow Discharge Mass Spectrometry |
| GK | Grobkorn bzw. Grobkornzone |
| GW | Grundwerkstoff |
| HP | Hollomon Parameter |
| HV | Härteprüfung nach Vickers |
| i | Zwischenlagen(temperatur), engl.: interpass (i) |
| ISR | Zwischenglühen, engl.: Intermediate Stress Relief |
| LMP | Larson-Miller Parameter |
| MAPSI 2 | Mittellastanlage zur Prüfung und Simulation geschweißter Bauteile (2-MN-Prüfanlage) |
| MS | Massenspektrometer |
| MSG | Metallschutzgasschweißen |
| nuSG | nicht umgekörrntes Schweißgut |
| p | Vorwärm(temperatur), engl.: preheat (p) |

| | |
|----------|---|
| PWHT | Wärmenachbehandlung / Spannungsarmglühen, engl.: Post Weld Heat Treatment |
| REM | Rasterelektronenmikroskopie |
| REM | seltene Erden, engl.: Rare Earth Metal |
| RHC | Wiedererwärmungsrisse, engl.: Reheat Cracking |
| RHC-Test | Risstest zur Bewertung der Empfindlichkeit des Schweißgutes gegenüber Spannungsrelaxationsrissen, engl.: reheat cracking test |
| SAED | Elektronenbeugung, engl.: Selected Area Electron Diffraction |
| SEP | Schallemissionsprüfung, engl.: Acoustic Emission Testing (AT) |
| SL | Schmelzlinie |
| SRC | Rissentstehung beim Spannungsarmglühen, Spannungsrelaxationsriss, engl.: Stress Relief Cracking |
| SRR | Spannungsrelaxationsriss, siehe auch SRC |
| SS-DTA | Einsensor-Differenz-Thermoanalyse, engl.: Single Sensor Differential Thermal Analysis |
| STEM | Rasterdurchstrahlungselektronenmikroskop, engl. Scanning Transmission Electron Microscope (STEM) |
| TEM | Transmissionselektronenmikroskop, engl. Scanning Electron Microscope (SEM) |
| TGHE | Trägergasheißextraktion |
| UCI | Ultrasonic Contact Impedanz, Härteprüfverfahren nach dem UCI-Verfahren |
| VHT1/8 | Bezeichnung der Kerblage nach DIN EN 875 [232] |
| VWT0/5 | Bezeichnung der Kerblage nach DIN EN 875 [232] |
| WEZ | Wärmeeinflusszone, engl.: Heat Effected Zone (HAZ) |
| WIG | Wolfram-Inertgasschweißen, engl.: Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) |
| WLD | Wärmeleitfähigkeitsdetektor, engl.: Thermal Conductivity Detector (TCD) |
| ZTA | Zeit-Temperatur-Ausscheidungsschaubild |
| ZTU | Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild |

Griechische Symbole

| | | |
|----------------|--|-------|
| α_E | Multiplikationsparameter für die Sternpunkte (Faktor: Streckenenergie) zur Bestimmung der Nichtlinearitäten bei der statistischen Versuchplanung | [-] |
| α_T | Multiplikationsparameter für die Sternpunkte (Faktor: Temperatur) zur Bestimmung der Nichtlinearitäten bei der statistischen Versuchplanung | [-] |
| σ_{2MN} | Gesamtreaktionsspannung in der 2-MN-Prüfanlage | [MPa] |

| | | |
|--------------------|---|-------|
| $\sigma_{AW-crit}$ | Kritischer Wert der Einspannung bei dem es zur Rissbildung (SRR) kommt [64, 65] | [MPa] |
| σ_{B,M_x} | Reaktionsspannung infolge des Biegemomentes M_x | [MPa] |
| σ_{B,M_z} | Reaktionsspannung infolge des Biegemomentes M_z | [MPa] |
| σ_y | Reaktionsspannung infolge der Schrumpfkraft quer zur Naht | [MPa] |
| ϵ | Dehnung | [-] |

Lateinische Symbole

| | | |
|-----------------------|---|----------------------|
| ΔA | Änderung der Querschnittsfläche der Zugprobe | [mm ²] |
| A_{C_1} | Beginn der Austenitisierung | [°C] |
| A_{C_3} | Ende der Austenitisierung | [°C] |
| A_0 | Ausgangsquerschnittsfläche der unbelasteten Zugprobe | [mm ²] |
| A_5 | Bruchdehnung | [%] |
| $A_{AE,max}$ | Maximalamplitude, Schallpegel der lokalisierten Schallemissionsereignisse (First Hits) aus der planaren 2D-Ortung | [dB _{AE}] |
| A_Z | Querschnittsfläche der gebrochenen Zugprobe | [mm ²] |
| a | Hebelarm zur Berechnung des Biegemomentes M_x in der 2-MN-Prüfanlage | [mm] |
| B_f | Temperatur bei der die Bainitbildung abgeschlossen ist, Bainitendtemperature, , engl.: bainite finish temperature | [°C] |
| B_s | Temperatur, bei der die Bainitbildung beginnt, Bainitstarttemperature, engl.: bainite start temperature | [°C] |
| b | Hebelarm zur Berechnung des Biegemomentes M_z in der 2-MN-Prüfanlage | [mm] |
| $C_{2MN,Druck,komp.}$ | kompensierte Steifigkeit (Federkonstante) der 2 MN-Prüfanlage bei Druckbelastung der Kolben | [kN/mm] |
| $C_{2MN,Druck}$ | Steifigkeit (Federkonstante) der 2-MN-Prüfanlage bei Druckbelastung der Kolben | [kN/mm] |
| $C_{2MN,Zug}$ | Steifigkeit (Federkonstante) der 2-MN-Prüfanlage bei Zugbelastung der Kolben | [kN/mm] |
| CERL+Cr | (CERL+Cr)-Faktor, Bewertungskriterium für die Versprödungsneigung als Funktion der Legierungselemente und Begleitelemente, McMahon Jr et al. [31] | [Gew.-%] |
| CIT | Rissinitiierungstemperatur für SRR, engl.: Crack Initiation Temperature | [°C] |
| CE_1 | Kohlenstoffäquivalent 1, Yurioka et al. [168] | [-] |
| CE_2 | Kohlenstoffäquivalent 2, Yurioka et al. [168] | [-] |
| CE_3 | Kohlenstoffäquivalent 3, Yurioka et al. [168] | [-] |
| CE^* | Kohlenstoffäquivalent, Düren [167] | [-] |
| E | Elastizitätsmodul | [N/mm ²] |
| E | Streckenenergie | [kJ/cm] |

| | | |
|-----------------------|---|----------------------|
| $F_{(T_p)}$ | Reaktionskraft in der 2-MN-Prüfanlage als Funktion der Vorwärmtemperatur | [kN] |
| F_1 | Zylinderkraft des rechten, oberen Zylinders der 2-MN-Prüfanlage | [kN] |
| $F_{2MN, \text{kum}}$ | kumulierte Reaktionskraft der einzelnen Schweißzyklen | [kN] |
| F_{2MN} | Reaktionskraft in der 2 MN-Prüfeinrichtung (\sum alle Zylinderkräfte) | [kN] |
| F_2 | Zylinderkraft des rechten, unteren Zylinders der 2-MN-Prüfanlage | [kN] |
| F_3 | Zylinderkraft des linken Zylinders der 2-MN-Prüfanlage | [kN] |
| $F_{A(n)}$ | Reaktionskraft zum Schweißbeginn der (n)-ten Schweißraupe in der 2 MN-Prüfeinrichtung | [kN] |
| $F_{A(n+1)}$ | Reaktionskraft zum Schweißbeginn der (n+1)-ten Schweißraupe in der 2 MN-Prüfeinrichtung | [kN] |
| F_{oben} | Kraft an der Probenoberseite | [kN] |
| F_s | lokale Schrumpfkraft resultierend aus der Abkühlung der Schweißraupe | [kN] |
| F_{unten} | Kraft an der Probenunterseite | [kN] |
| $F_{y,l}$ | Querschrumpfkraft | [kN] |
| F_y | Reaktionskraft in Nahtquerrichtung | [kN] |
| f | Frequenz | [kHz] |
| ΔG | Bewertungskriterium für die Versprödungsneigung als Funktion der Legierungselemente, Nakamura et al. [60] | [Gew.-%] |
| $\Delta G1$ | Bewertungskriterium für die Versprödungsneigung als Funktion der Legierungselemente, Lundin und Khan [38] | [Gew.-%] |
| HV_B | konstante Härte für 100 % Bainit | [HV 10] |
| HV_M | konstante Härte für 100 % Martensit | [HV 10] |
| HV_X | Mischhärte, Düren [167] | [HV 10] |
| H_D | Wasserstoffgehalt des reinen Schweißgutes | [ml/100g] |
| l_s | Schweißnahtlänge | [mm] |
| h | Blechdicke | [mm] |
| KV_2 | Verbrauchte Schlagenergie für eine Probe mit V-Kerb im Kerbschlagbiegeversuch bei Anwendung einer Hammerfenne mit einem 2 mm Radius [164] | [J] |
| K_c | Abkühlrate | [°C/h] |
| K_h | Aufheizrate | [°C/h] |
| K | K-Faktor, Bewertungskriterium für die Versprödungsneigung als Funktion der Begleitelemente, Chauvy und Pillot [18] | [ppm] |
| K | Kompressionsmodul | [N/mm ²] |
| l_{frei} | freie Einspannlänge zur Berechnung des Einspanngrades der Blechkonfiguration | [mm] |
| $l_{R, \text{kum}}$ | kumulierte Risslänge, Spannungsrelaxationsriss während der Wärmenachbehandlung (PWHT) in der 2-MN-Prüfanlage | [mm] |

| | | |
|-----------------------------|---|--------------|
| l_{SN} | Schweißnahtlänge | [mm] |
| L | Einspannlänge | [mm] |
| m_1 | Masse des Prüfstücks vor dem Schweißen (DIN EN ISO 3690:2012 [175]) | [g] |
| m_2 | Masse des Prüfstücks inkl. aufgebrachtem Schweißgut (DIN EN ISO 3690:2012 [175]) | [g] |
| M_f | Temperatur bei der die Martensitbildung abgeschlossen ist, Martensitendtemperatur, engl.: martensite finish temperature | [°C] |
| m_F | Reaktionskraftanstieg | [N/s] |
| M_s | Biegemoment, resultierend aus der asymmetrischen Schrumpfung der Schweißbraupe | [kN m] |
| M_s | Temperatur bei der die Martensitbildung beginnt, Martensitstarttemperatur, engl.: martensite start temperature | [°C] |
| M_T | Biegemoment, resultierend aus der Temperaturdifferenz (Kraftdifferenz) von Blechober- und -unterseite | [kN m] |
| $M_{x, \text{kum}}$ | kumuliertes Biegemoment der einzelnen Schweißzyklen | [kN m] |
| M_x | Biegemoment um die Schweißnahtlängsachse infolge der Winkelschrumpfung | [N m] |
| M_z | Biegemoment um die Achse in Schweißnahtickenrichtung infolge der Querschrumpfung | [N m] |
| $\odot m_{F_{2MN}}$ | Über mehrere Schweißbraupen gemittelter Anstieg der Reaktionskraft F_{2MN} | [N m/s] |
| $\odot m_{M_x}$ | Über mehrere Schweißbraupen gemittelter Anstieg des Biegemomentes M_x | [N m/s] |
| MCF | (MCF-Faktor, Bewertungskriterium für die Versprödungsneigung als Funktion der Legierungselemente und Begleitelemente, Boniszewski [78]) | [Gew.-%] |
| P_{SR} | Bewertungskriterium für die Versprödungsneigung als Funktion der Begleit- und Legierungselemente, Ito und Nakanishi [23]) | [Gew.-%] |
| p | In der Statistik die Wahrscheinlichkeit dafür, dass ein Ergebnis nur zufällig auftritt, wenn der wahre Effekt null ist. (p, engl.: probability level) | [-] |
| p | Luftdruck (DIN EN ISO 3690:2012 [175]) | [mIHg] |
| $R_{F_y, \text{Druck}}$ | Gesamteinspanngrad der Versuchskonfiguration in der 2-MN-Prüfanlage unter Druckbeanspruchung des Bleches bzw. der Schweißverbindung | [kN/(mm mm)] |
| $R_{F_y, \text{Zug}}$ | Gesamteinspanngrad der Versuchskonfiguration in der 2-MN-Prüfanlage unter Zugbeanspruchung des Bleches bzw. der Schweißverbindung | [kN/(mm mm)] |
| $R_{F_y-2MN, \text{Druck}}$ | Einspanngrad der 2-MN-Prüfanlage bei Druckbelastung der Kolben | [kN/(mm mm)] |
| $R_{F_y-2MN, \text{Zug}}$ | Einspanngrad der 2-MN-Prüfanlage bei Zugbelastung der Kolben | [kN/(mm mm)] |

| | | |
|------------------------|---|--------------|
| R_{Fy} -Blech, Druck | Einspanngrad der Blechkonfiguration bei Druckbelastung in der 2-MN-Prüfanlage | [kN/(mm mm)] |
| R^2 | Bestimmtheitsmaß der Regressionsanalyse | [-] |
| $RoA\%$ | Brucheinschnürung, engl.: Reduction of Area | [%] |
| R_{Fy} -Blech, Zug | Einspanngrad der Blechkonfiguration bei Zugbelastung in der 2-MN-Prüfanlage | [kN/(mm mm)] |
| R_m | Zugfestigkeit | [MPa] |
| $R_{p0.2}$ | 0,2 %-Dehngrenze | [MPa] |
| S_y | Querschrumpfung | [mm] |
| ΔT | Temperaturdifferenz aus Referenz- und Messkurve (Phasenumwandlung mittels SS-DTA) | [°C] |
| $T_{(p,i)}$ | Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur (identisch) | [°C] |
| $t_{8/5}$ | Abkühlzeit zwischen 800 °C und 500 °C | [s] |
| t_B | Abkühlzeit für 0 % martensitisches- und 100 % bainitisches Gefüge (Null-Martensit-Zeit), Yurioka et al. [168] | [s] |
| T_i | Zwischenlagentemperatur, engl.: Interpass Temperature (IPT) | [°C] |
| T_{mess} | gemessener Temperaturverlauf (Phasenumwandlung mittels SS-DTA) | [°C] |
| t_M | Abkühlzeit für 100 % martensitisches- und 0 % bainitisches Gefüge (Null-Bainit-Zeit), Yurioka et al. [168] | [s] |
| T_{oben} | Temperatur an der Probenoberseite | [°C] |
| T_p | Vorwärmtemperatur, engl.: Preheat Temperature (PHT) | [°C] |
| T_{ref} | analytischer Referenztemperaturverlauf (Phasenumwandlung mittels SS-DTA) | [°C] |
| $T_{stütz}$ | analytische Stützfunktion (Phasenumwandlung mittels SS-DTA) | [°C] |
| $T_{t(54J)}$ | Übergangstemperatur im Kerbschlagbiegeversuch, bei der eine Kerbschlagarbeit von 54J erreicht wird | [°C] |
| T_t | Übergangstemperatur im Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN ISO 148-1 [164] | [°C] |
| T_{unten} | Temperatur an der Probenunterseite | [°C] |
| T | Temperatur während der Wasserstoffmessung (DIN EN ISO 3690:2012 [175]) | [°C] |
| V_H | gemessenes Wasserstoffvolumen (DIN EN ISO 3690:2012 [175]) | [ml] |
| V_{STP} | Wasserstoffvolumen bei Normalbedingungen (DIN EN ISO 3690:2012 [175]) | [ml] |
| X | X-Faktor, Bewertungskriterium für die Versprödungsneigung als Funktion der Begleitelemente, Bruscati [52] | [ppm] |
| x | Verhältnis der Abkühlzeiten ($t_{8/5}$, t_B , t_M), Yurioka et al. [168] | [rad] |
| Δy | Verschiebung in Nahtquerrichtung | [mm] |
| Z | Brucheinschnürung | [%] |

Anhang

A.1 Stand der Technik

A.1.1 Einteilung unlegierte und legierte Stähle nach DIN EN 10020 [13]

Tabelle A.1: Grenze zwischen unlegierten und legierten Stählen (Schmelzenanalyse) nach DIN EN 10020 [13]

| Festgelegtes Element | | Grenzwert% Massenanteil in % |
|------------------------------------|-------------------------|---------------------------------|
| Al | Aluminium | 0,30 |
| B | Bor | 0,0008 |
| Bi | Bismut | 0,10 |
| Co | Cobalt | 0,30 |
| Cr | Chrom | 0,30 |
| Cu | Kupfer | 0,40 |
| La | Lanthanide ^a | 0,10 |
| Mn | Mangan ^b | 1,65 |
| Mo | Molybdän | 0,08 |
| Nb | Niob | 0,06 |
| Ni | Nickel | 0,30 |
| Pb | Blei | 0,40 |
| Se | Selen | 0,10 |
| Si | Silicium | 0,60 |
| Te | Tellur | 0,10 |
| Ti | Titan | 0,05 |
| V | Vanadium | 0,10 |
| W | Wolfram | 0,30 |
| Zr | Zirconium | 0,05 |
| Sonstige ^c (jeweils) | | 0,10 |

^a einzeln gewertet

^b Falls für Mangan nur ein Höchstwert festgelegt ist, ist der Grenzwert 1,80% und die 70%-Regel gilt nicht. Diese besagt, falls für die Elemente, außer Mangan, in der Erzeugnissnorm oder Spezifikation nur ein Höchstwert für die Schmelzenanalyse festgelegt ist, ist ein Wert von 70% dieses Höchstwertes für die Einteilung zu verwenden [13].

^c mit Ausnahme von Kohlenstoff, Phosphor, Schwefel, Stickstoff

A.1.2 Berechnungsansätze zur Abschätzung der maximalen Härte in der Wärmeeinflusszone

Formel zur Berechnung der max. Härte (HV 10) in der WEZ nach Düren [167]:

Martensithärte (100 %):

$$HV_M = 803 \times C + 305 \quad (\text{A.1})$$

Bainithärte (100 %):

$$HV_B = 305 \times CE^* + 101 \quad (\text{A.2})$$

mit:

$$CE^* = C + \frac{Si}{11} + \frac{Mn}{8} + \frac{Cu}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{17} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{3} \quad (\text{A.3})$$

berechnet sich die Mischhärte ($0 < \% \text{ Martensit} < 100$) zu:

$$HV_X = 2019 \left[C \left(1 - 0,5 \times \lg t_{8/5} \right) + 0,3 \left(CE^* - C \right) \right] + 66 \left(1 - 0,8 \times \lg t_{8/5} \right) \quad (\text{A.4})$$

mit:

$$A = \frac{100 - \% \text{ Martensit}}{100} \approx \frac{HV_M - HV_X}{HV_M - HV_B} \quad (\text{A.5})$$

und:

$$0 < A < 1$$

$$A < 0 \rightarrow A = 0$$

$$A > 1 \rightarrow A = 1$$

berechnet sich die maximale Härte (HV 10) der WEZ zu:

$$HV = C \left(802 - 452A \right) + 350A \left(CE^* - C \right) + 305 \left(1 - 0,67A \right) \quad (\text{A.6})$$

Formel zur Berechnung der max. Härte (HV 10) in der WEZ nach Yurioka et al. [168]:

Martensithärte (100 %):

$$HV_M = 884 \times C \left(1 - 0,3C^2 \right) + 294 \quad (\text{A.7})$$

Bainithärte (100 %):

$$HV_B = 145 + 130 \times \tanh \left(2,65CE_2 - 0,69 \right) \quad (\text{A.8})$$

mit den Kohlenstoffequivalenten:

$$CE_1 = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cr(1 - 0,16\sqrt{Cr})}{8} + \frac{Mo}{4} \quad (A.9)$$

$$CE_2 = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{2,5} + \frac{Nb}{3} + \frac{V}{5} \quad (A.10)$$

$$CE_3 = C + \frac{Mn}{3,6} + \frac{Cu}{20} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{9} + \frac{Mo}{4} \quad (A.11)$$

mit:

$$x = 4 \times \frac{\ln t_{8/5} - \ln t_M}{\ln t_B - \ln t_M} - 2 \quad (A.12)$$

mit der maximalen Abkühlzeit für 100 % martensitisches Gefüge (Null-Bainit-Zeit):

$$t_M = e^{(10,6 \times CE_1 - 4,8)} \quad (A.13)$$

und mit der maximalen Abkühlzeit für 100 % bainitisches Gefüge (Null-Martensit-Zeit):

$$t_B = e^{(6,2 \times CE_3 + 0,74)} \quad (A.14)$$

berechnet sich die maximale Härte (HV 10) der WEZ zu:

$$HV = \frac{HV_M + HV_B}{2} - \frac{HV_M + HV_B}{2,2} \times \arctan(x) \quad (A.15)$$

A.2 Experimentelles

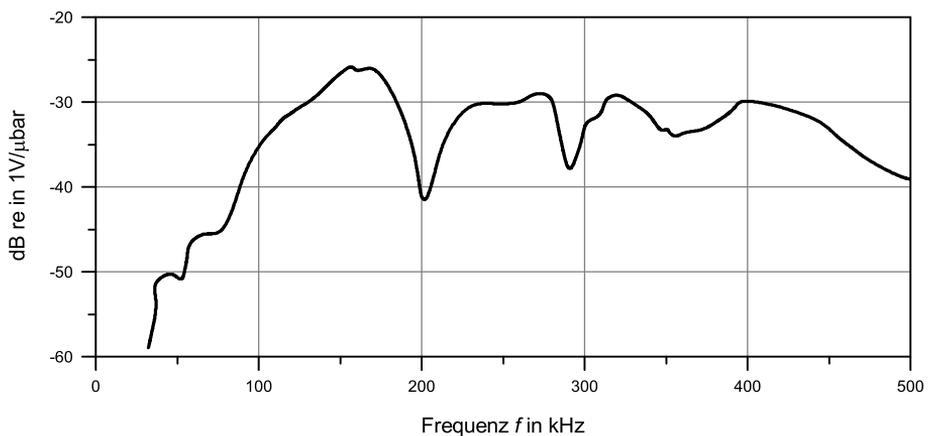


Abbildung A.1: Frequenzverhalten des Sensors VS150-RIC der Vallen System GmbH [233]

A.3 Untersuchungen zur Reduzierung des Wasserstoffgehaltes im Schweißgut

Niedriglegierte warmfeste Schweißzusätze für den petrochemischen Reaktorbau erreichen im geschweißten Zustand mitunter sehr hohe Festigkeiten bei gleichzeitig stark reduzierter Zähigkeit. Der hohe prozessbedingte Eintrag an diffusiblem Wasserstoff beim UP-Schweißen, die große konstruktive Schrumpfbehinderung und das spröde Schweißnahtgefüge haben eine hohe Kaltriss-empfindlichkeit zur Folge. Aus diesem Grund wird bei der Verarbeitung des Stahls 13CrMoV9-10 zwingend ein Wasserstoffarmglühen aus der Schweißwärme heraus vorgeschrieben. Zudem sind die Schweißzusatzhersteller bemüht, durch Minimierung des Wasserstoffangebots in der Draht/Pulver Kombination den Wasserstoffeintrag beim Schweißen zu reduzieren. Die Identifizierung einzelner Wasserstoffquellen mit Hilfe des standardisierten Verfahrens zur Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffgehaltes nach DIN EN ISO 3690:2012 [175] ist jedoch sehr aufwendig und wird durch zahlreiche Störgrößen¹ beeinflusst. Aus diesem Grund wurde zunächst untersucht, in wieweit sich die unverarbeiteten Schweißzusatzstoffe mittels konventionellem Wärmeleitfähigkeitsdetektor analysieren lassen. Zur gezielten Detektion und Eliminierung der Wasserstoffquellen im Pulver wurden im nächsten Schritt ausgewählte Pulverbestandteile hinsichtlich ihrer Wasserstoffkonzentration untersucht. Darauf basierend konnte eine modifizierte Draht/Pulver Kombination mit abgesenktem Wasserstoffgehalt entwickelt werden, welche abschließend sowohl im unverarbeiteten Zustand als auch nach DIN EN ISO 3690:2012 [175] beurteilt wurde.

A.3.1 Alternative Analysemethoden zur Bestimmung der Wasserstoffkonzentration unverarbeiteter Schweißzusatzwerkstoffe

Ausgehend von der Draht/Pulver Kombination, Drahtelektrode Union S 1 CrMo 2 V1 (Charge 800XXA)² und Schweißpulver UV 430 TTR-W (Charge 1402XXA), wurde die Wasserstoffkonzentration der Schweißzusatzstoffe im unverarbeiteten Zustand analysiert. Das Pulver wurde sowohl im Lieferzustand als auch nach der unter *Abschnitt 3.2.2.2* beschriebenen Rücktrocknungsprozedur analysiert. Wie der *Abbildung A.2* zu entnehmen ist, steigt mit zunehmender Analysetemperatur die gemessene Wasserstoffkonzentration im Schweißpulver an. Die maximale Konzentration wird beim Aufschmelzen des Pulvers, bei über 1550 °C erreicht.

Auffällig ist, dass die ermittelte Wasserstoffkonzentration des rückgetrockneten Schweißpulvers im Temperaturbereich von 350 °C–900 °C geringfügig höher ist als die des ungetrockneten Pulvers, was eine systematische Messabweichung vermuten lässt. Bei der Analyse mittels WLD wird der Analysestrom über verschiedene Reagenzien³ von Kohlenmonoxid, -dioxid, Wasserdampf und anderen Störkomponenten gereinigt. Die bei den Versuchen beobachtete starke Verfärbung der Schütze-Reagenz⁴ lässt darauf schließen, dass bei der Heißextraktion des Schweißpulvers große Mengen Wasserdampf freigesetzt werden, welcher nicht von den Reagenzien absorbiert wird. Ein weiteres Indiz für die Beeinflussung der Messergebnisse durch den entstehenden Wasserdampf zeigt sich auch in den deutlich voneinander abweichenden Messsignalen des ungetrockneten und getrockneten Schweißpulvers, vgl. *Abbildung A.3*. Wie in den Diagrammen (a) und (b) anhand der

1 Zum Beispiel: Schweißprozess, Abkühlprozedur, Probenhandhabung.

2 Anonymisierte Chargennummern.

3 Schütze-Reagenz: Oxidation von CO zu CO₂, Molekularsieb (Porenweite 5 Å): Absorption von CO₂, H₂O und anderen Störkomponenten.

4 Schütze-Reagenz (zitronengelb) verfärbt sich durch Feuchtigkeit rosa.

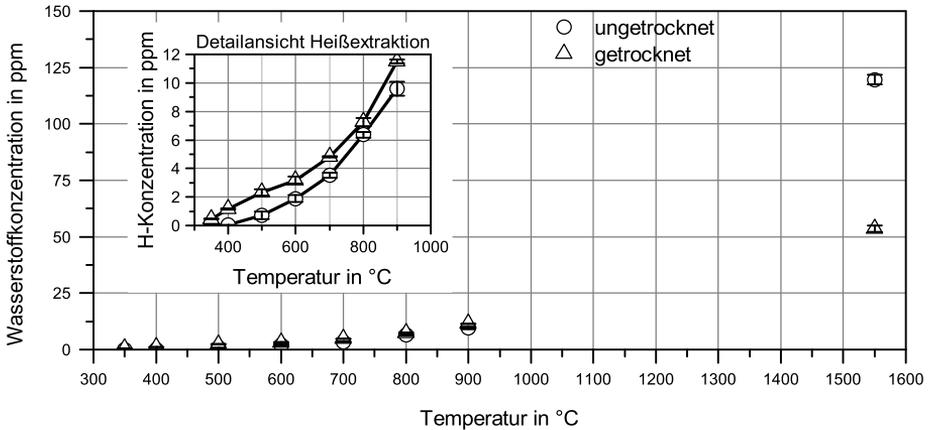


Abbildung A.2: Wasserstoffkonzentration des Schweißpulvers (Charge: 1402421) in Abhängigkeit von der Analysetemperatur, mit und ohne vorherige Wärmebehandlung bei 310 °C für 2 Stunden, Messmethode: WLD

normierten Messsignale zu erkennen ist, effundiert der Wasserstoff bei der Trägergasheißextraktion bis 900 °C langsamer¹ und in geringerem Umfang aus dem ungetrockneten Schweißpulver, was sowohl eine Reduzierung als auch eine Verschiebung des Maximalwertes zur Folge hat und bei einer vollständigen Absorption des Wasserdampfes durch die Reagenzien nicht zu erwarten ist.

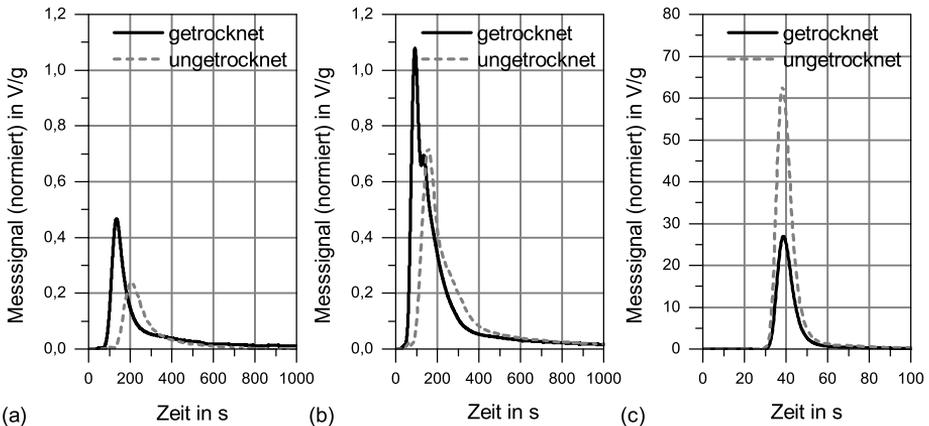


Abbildung A.3: Normierte WLD-Messsignale des getrockneten und ungetrockneten Schweißpulvers (Charge: 1402XXA), (a) Analysetemperatur 700 °C (Messbereich: H₂-niedrig), (b) Analysetemperatur 900 °C (Messbereich: H₂-niedrig), (c) Analysetemperatur 1550 °C (Messbereich: H₂-hoch: Skalierung der Messwerte auf den niedrigen Messbereich über die Messverstärkung von 1:10)

Bei der Schmelzextraktion hingegen lässt sich dieser Effekt nicht mehr beobachten, siehe *Abbildung A.3*, Diagramm (c). Im Gegensatz zur Heißextraktion effundiert der Wasserstoff, wie zu erwarten, in größerem Umfang aus dem ungetrockneten Schweißpulver. Die zuvor beobachtete

¹ Zeitliche Verschiebung des Maximums.

Verschiebung des Maximums ist nicht mehr zu erkennen und die Messsignale sind qualitativ gleich. Zurückzuführen ist dies auf das sofortige Aufschmelzen der Pulverprobe beim Einschleusen in den auf Analysetemperatur¹ vorgeheizten Tiegel. Dabei wird das enthaltene Wasser zu Wasserstoff und Sauerstoff reduziert, der Sauerstoff reagiert mit dem Kohlenstoff des Graphittiegels zu CO und wird über die Reagenzien absorbiert. Es ist daher anzunehmen, dass der aus der Feuchtigkeit des Analysesegutes resultierende Wasserdampf eine Reduzierung des WLD-Messsignals bewirkt. Die Wärmeleitfähigkeit des Wasserdampfes² liegt, bezogen auf das Trägergas, Stickstoff, auf der gegenüberliegenden Seite des Wasserstoffes, wodurch das H_2 -Messsignal der WLD reduziert wird. Zur Bestätigung dieses Effektes und zur Bestimmung der tatsächlichen Wasserstoffkonzentration wurden Referenzmessungen mittels Quadrupol-Massenspektrometer durchgeführt. Das Quadrupol-Massenspektrometer ist der vorhandenen Extraktionstechnik nachgeschaltet und analysiert das ungefilterte Analysegas. Mit Hilfe des MS lassen sich Wasserstoff und Wasserdampf unabhängig voneinander detektieren. Dadurch ist es möglich, die genaue Wasserstoffkonzentration zu bestimmen und qualitative Aussagen über den entstehenden Wasserdampf zu treffen. *Abbildungen A.4 und A.5* zeigen die normierten Messsignale³ des MS. Es ist klar zu erkennen, dass bei allen

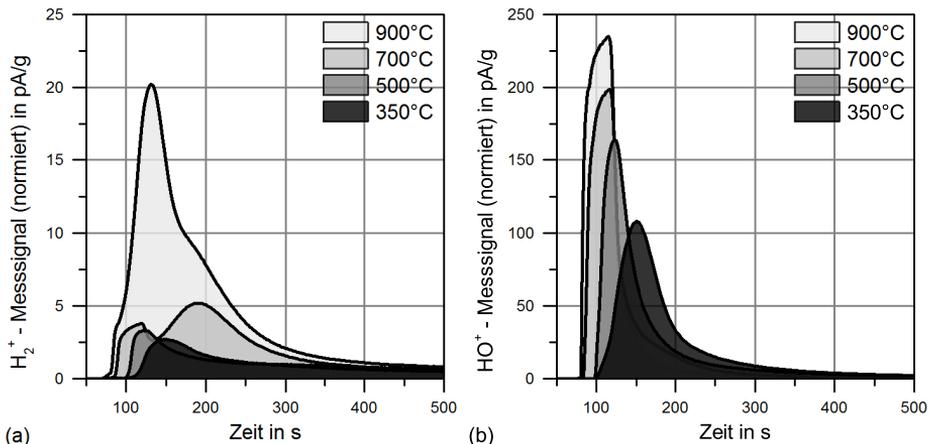


Abbildung A.4: Normierte MS-Messsignale, Wasserstoff (a) und Wasser (b) des ungetrockneten Schweißpulvers, (Charge: 1402421)

Analysetemperaturen die auf die Einwaage normierten HO^+ -Messsignale des ungetrockneten Schweißpulvers höher sind als beim getrockneten Schweißpulver. Die Messsignale des Wasserstoffs hingegen, unterscheiden sich zwar hinsichtlich der qualitativen Verläufe signifikant voneinander, liegen ansonsten aber auf einem Niveau. Bestätigt wird dies durch die nahezu gleiche Wasserstoffkonzentration des getrockneten und des ungetrockneten Schweißpulvers im Temperaturbereich von 350 °C–900 °C, siehe *Abbildung A.6*. Lediglich bei einer Analysetemperatur von 350 °C zeigt sich eine leichte Reduzierung der Wasserstoffkonzentration um ca. 1,5 ppm durch Rücktrocknung des Schweißpulvers. Wird das Pulver jedoch aufgeschmolzen, bewirkt die Rücktrocknung entsprechend den WLD-Messungen eine Reduzierung des Wasserstoffangebotes im Pulver. Im Vergleich zeigen WLD-Messungen und MS-Messungen in Abhängigkeit von der Analysetemperatur qualitativ ähnliche Verläufe, unterscheiden sich jedoch signifikant im Messergebnis der absoluten Konzentration

¹ 1550 °C.

² Wärmeleitfähigkeit: Wasserdampf = 0,0248 W/(mK), Stickstoff = 0,0260 W/(mK), Wasserstoff = 0,1860 W/(mK).

³ Wasserstoff: H_2^+ (ionisiert), Wasser: HO^+ (ionisiert), normiert auf 1 g Einwaage.

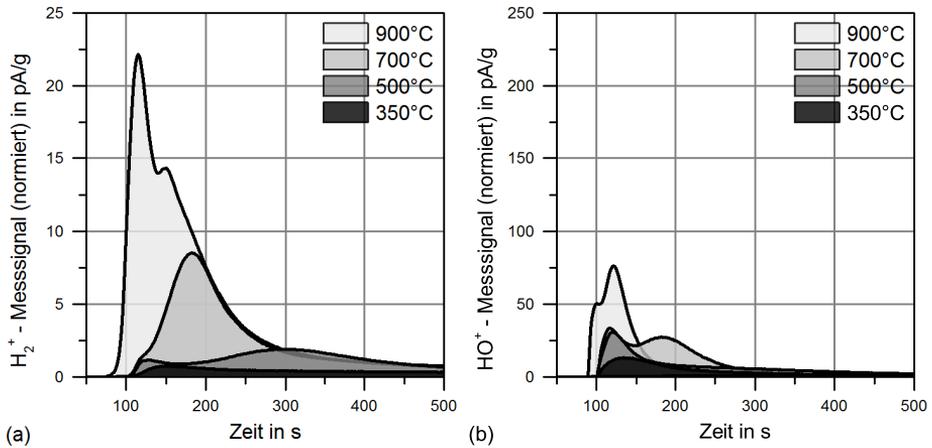


Abbildung A.5: Normierte MS-Messsignale, Wasserstoff (a) und Wasser (b) des getrockneten Schweißpulvers, (Charge: 1402421)

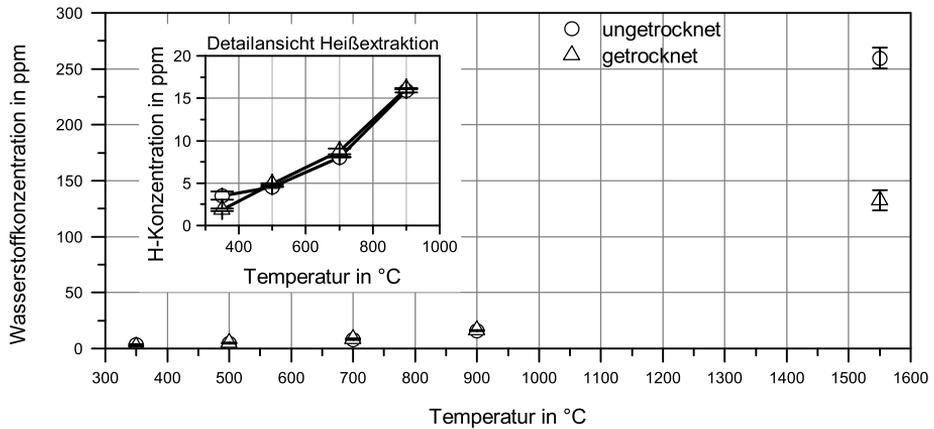


Abbildung A.6: Wasserstoffkonzentration des Schweißpulvers (Charge: 1402421) in Abhängigkeit von der Analysetemperatur, mit und ohne vorherige Wärmebehandlung bei 310 °C für 2 Stunden, Messmethode: MS

des diffusiblen Wasserstoffs. So liegen die MS-Messergebnisse um bis zu 116% über denen der WLD-Messungen und belegen damit die Empfindlichkeit der WLD gegenüber Feuchtigkeit im Analysgut. Auch bei der Schmelzextraktion, bei der das Wasser fast vollständig zersetzt wird, beeinflusst der geringe Anteil an Restwasser das Messergebnis der WLD sehr stark, siehe *Abbildung A.7*.

Die Analyse des Schweißdrahtes beschränkt sich auf die Bestimmung der Gesamtwasserstoffkonzentration mit dem Schmelzextraktionsverfahren mittels WLD, da dieses Verfahren für die Analyse von Wasserstoff in metallischen Werkstoffen qualifiziert ist. Der Schweißdraht (Charge: 800XXA) wurde bei einer Temperatur von 1550 °C aufgeschmolzen und die Gesamtwasserstoffkonzentration mittels zu $(1,5 \pm 0,03)$ ppm bestimmt.

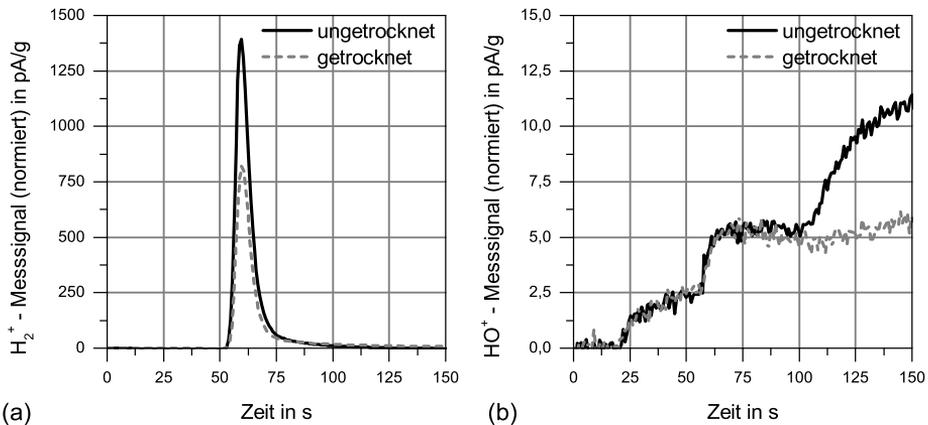


Abbildung A.7: Normierte MS-Messsignale des getrockneten und ungetrockneten Schweißpulvers (Charge: 1402421), Analysetemperatur 1550 °C, (a) Wasserstoff, (b) Wasser

A.3.2 Analyse des Wasserstoffgehaltes in ausgewählten Rohstoffen des Schweißpulvers

Die vorangegangenen Untersuchungen haben gezeigt, dass trotz Rücktrocknung mitunter ein hohes Wasserstoffangebot¹ im Schweißpulver zur Verfügung steht, das über den Schweißprozess in die metallische Matrix eingebracht werden kann. Zur Identifizierung und Eliminierung möglicher Wasserstoffquellen wurden ausgewählte Rohstoffe, welche bei der Herstellung des Schweißpulvers zum Einsatz kommen, analysiert. Die Rohstoffe wurden im Lieferzustand und bei unterschiedlichen Temperaturen² mittels WLD-Messungen³ analysiert. Wie der *Abbildung A.8* zu entnehmen ist, liegt die Wasserstoffkonzentration in fast allen Rohstoffen⁴ unterhalb von 5 ppm. Im Rohstoff G konnte kein Wasserstoff nachgewiesen werden. Die höchste Konzentration mit $(28,3 \pm 1,6)$ ppm wurde im Bestandteil D gemessen. Aufgrund der sehr hohen Wasserstoffkonzentration im Rohstoff D wurden im nächsten Schritt acht Chargen unterschiedlicher Hersteller untersucht. Die Ergebnisse der Untersuchungen sind in *Abbildung A.9* zusammengefasst. Die Wasserstoffkonzentration des Rohstoffs D variiert je nach Charge zwischen 7 ppm und 28 ppm und resultiert aus den unterschiedlichen Verarbeitungsprozessen⁵. Wird das Wasserstoffangebot nicht bei der Rohstoffgewinnung durch entsprechende Wärmebehandlungsmaßnahmen reduziert, reichen die Temperaturen⁶, welche bei der Herstellung von agglomeriertem Schweißpulvern erreicht werden, zumeist nicht aus, um eine hinreichende Desorption des Wasserstoffs bzw. Zersetzung des chemisch gebundenen Wassers zu gewährleisten. Durch Modifikation der Schweißdrahtlegierung konnte der Rohstoff D aus dem Pulver entfernt werden, wodurch sowohl die absolute als auch die chargenabhängige Wasserstoffkonzentration des Schweißpulvers reduziert wurde.

1 Wasserstoff und chemisch gebundenes Wasser.

2 Die Analysetemperatur wurde schrittweise erhöht, um die Temperaturbeständigkeit der Rohstoffe und die Ofenverschmutzung, beurteilen zu können.

3 Messmethode: Trägergasheißeextraktion bis 900 °C, Schmelzextraktion und MS standen derzeit noch nicht zur Verfügung.

4 Anonymisierte Rohstoffbezeichnungen.

5 Herstellung durch Elektrolyse, Reduktion und weitere Verarbeitungsschritte.

6 ≤ 600 °C.

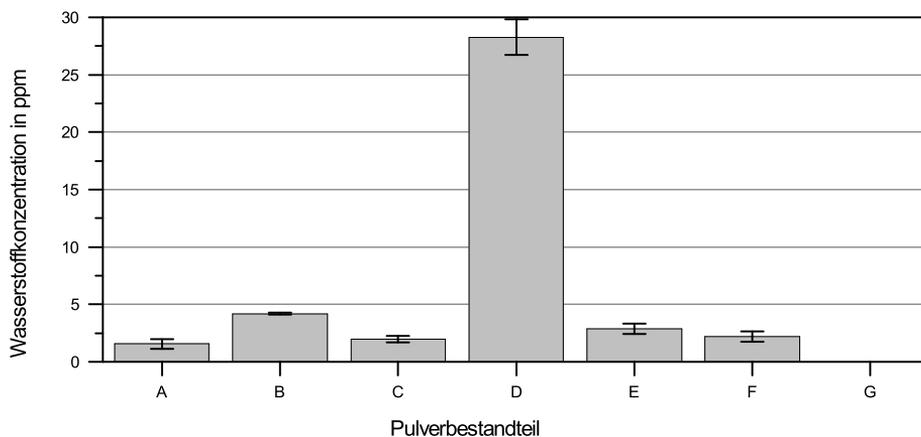


Abbildung A.8: Wasserstoffkonzentration der Schweißpulverbestandteile, Analysetemperatur: bis 900 °C

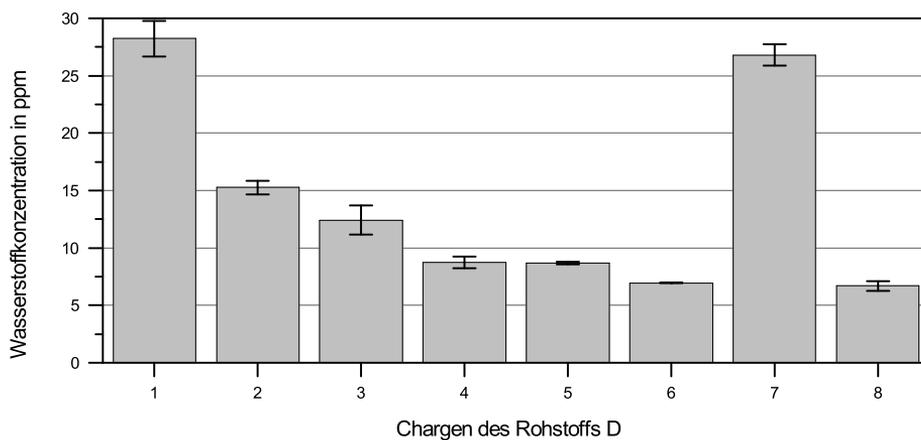


Abbildung A.9: Wasserstoffkonzentration des Rohstoffs D in unterschiedlichen Chargen, Analysetemperatur: 900 °C

Die modifizierte Draht/Pulver Kombination, Drahtelektrode Union S 1 CrMo 2 V1 (Charge 872XXB) und Schweißpulver UV 430 TTR-W (Charge 1402XXB), wurde zunächst entsprechend der Ausgangskombination mittels Trägergasheißextraktion und Schmelzextraktion sowohl mit WLD als auch mit MS im unverarbeiteten Zustand analysiert. Eine Zusammenfassung der Ergebnisse beider Draht/Pulver Kombinationen findet sich in *Tabelle A.2*.

Tabelle A.2: Vergleich der Wasserstoffkonzentration zweier Chargen der Draht/Pulver Kombination: Böhler T-PUT Union S 1 CrMo V + UV 430 TTR-W, zuvor getrocknet bei 310 °C für zwei Stunden

| Messmethode ^a | Analysetemperatur ^b | Schweißpulver UV 430 TTR-W | |
|--------------------------|--------------------------------|----------------------------|--------------------|
| | | Charge: 1402XXA | Charge: 1402XXB |
| WLD | 900 °C | (11,50 ± 0,14) ppm | (2,40 ± 0,08) ppm |
| WLD | 1550 °C | (53,60 ± 41,5) ppm | (56,01 ± 2,79) ppm |
| MS | 900 °C | (13,64 ± 0,09) ppm | (3,10 ± 0,15) ppm |
| MS | 1550 °C | (130,00 ± 8,85) ppm | (79,42 ± 6,12) ppm |

| | Analysetemperatur ^b | Drahtelektrode Union S 1 CrMo V | |
|-----|--------------------------------|---------------------------------|-------------------|
| | | Charge: 800XXA | Charge: 872XXB |
| WLD | 1550 °C | (1,40 ± 0,09) ppm | (1,45 ± 0,03) ppm |

^a WLD: Wärmeleitfähigkeitsdetektor, MS: Massenspektrometer

^b Schmelzextraktion oder Trägergasheißextraktion

Wie bei den Analysen des Ausgangspulvers, zeigt sich auch beim modifizierten Schweißpulver eine Beeinflussung der WLD-Messergebnisse durch das im Schweißpulver chemisch gebundene Wasser. Die Modifikation des Schweißpulvers hat jedoch eine Reduzierung des chemisch gebundenen Wassers zur Folge, wodurch einerseits die Wasserstoffkonzentration im unverarbeiteten Schweißpulver um 40 % sinkt und andererseits die WLD-Messergebnisse weniger stark von den MS-Ergebnissen abweichen. Weiterhin zeigt sich, dass die Verlagerung des Rohstoffs D vom Schweißpulver in die Drahtelektrode keinen Anstieg der Wasserstoffkonzentration im Schweißdraht zur Folge hat.

Die Ergebnisse zeigen, dass die Bestimmung des Wasserstoffgehaltes der Schweißzusatzwerkstoffe und der Rohstoffe im unverarbeiteten Zustand mittels Schmelzextraktion und Massenspektrometrie eine probate Möglichkeit zur Serienüberwachung und zur Verbesserung von Schweißzusatzwerkstoffen bietet. Durch die Analyse des Schweißpulver und der Pulverbestandteile wurden Rohstoffe mit hoher Wasserstoffkonzentration identifiziert, chargenabhängige Qualitätsunterschiede nachgewiesen und letztlich der resultierende diffusible Wasserstoffgehalt im Schweißgut der modifizierten Draht/Pulver Kombination um bis zu 14 % reduziert, vgl. *Abschnitt 4.1.3*.

Alle Schweißversuche zum Einfluss der Wärmeleitung auf die Rissbildung beim Spannungsarmglühen erfolgten unter Verwendung der Drahtelektrode Union S 1 CrMo 2 V (Charge 872XXB) in Verbindung mit dem Schweißpulver UV 430 TTR-W (Charge 1402XXB).

A.4 Schweißversuche unter freier Schrumpfung

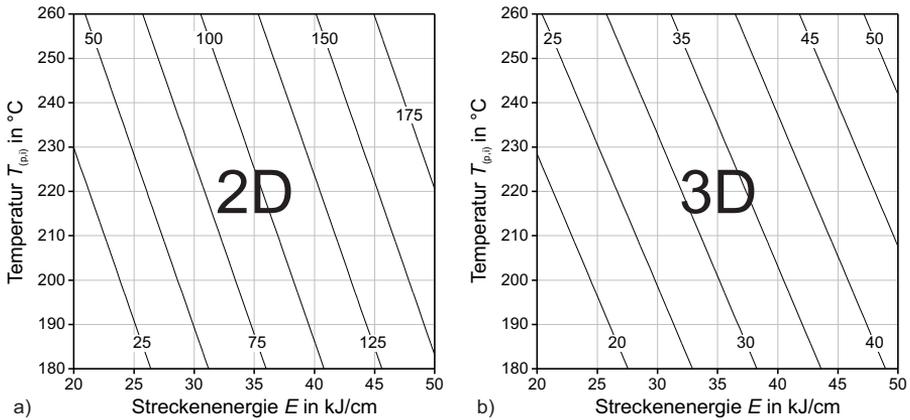


Abbildung A.10: $t_{8/5}$ -Zeit in s in Abhängigkeit von Streckenergie und Vorwärm- / Zwischenlagentemperatur, Berechnung nach SEW 088 [199] für die zwei- (a) und dreidimensionale (b) Wärmeableitung innerhalb des untersuchten Parameterfeldes

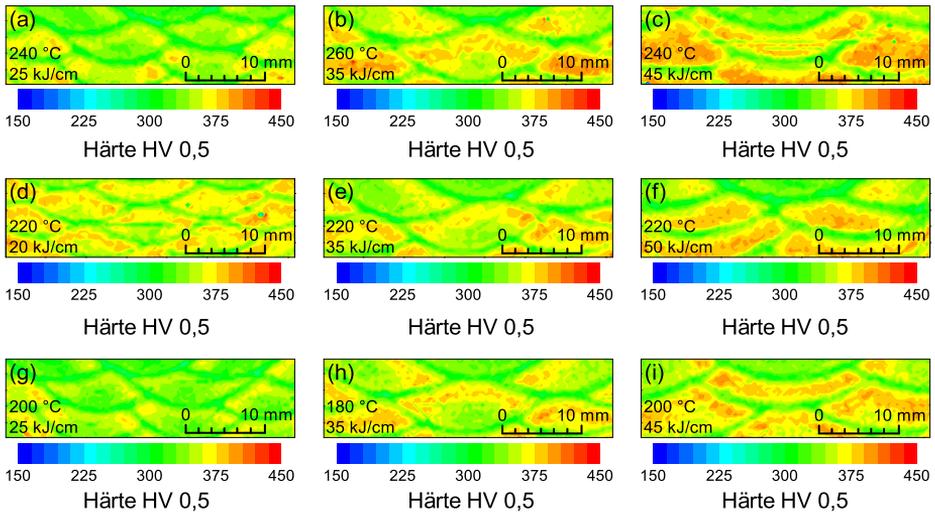


Abbildung A.11: Detaildarstellungen der Mikrohärtigkeit HV 0,5 (UCI) der in Abbildung 4.19 auf Seite 89 gekennzeichneten Bereiche der Schweißnaht im geschweißten Zustand, in Abhängigkeit von der Wärmeleitung

A.5 ZTU-Schaubild eines V-Ti-B modifizierten und eines konventionellen 2,25Cr-1Mo-Stahls, Ishiguro et al. [207]

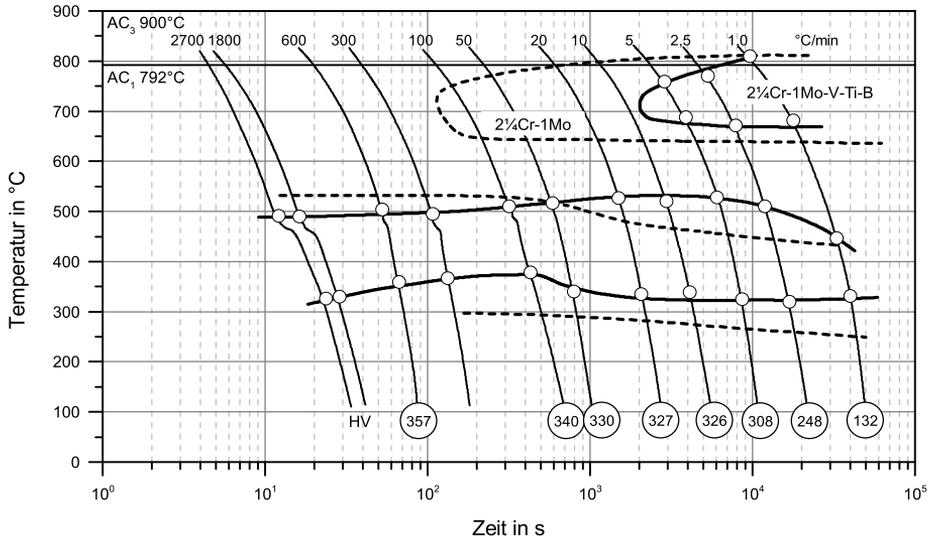


Abbildung A.12: ZTU-Diagramm für einen V-Ti-B modifizierten 2,25Cr-1Mo-Stahl und für einen konventionellen 2,25Cr-1Mo-Stahl, Ishiguro et al. [207]

A.6 Schweißversuche unter Schrumpfbehinderung

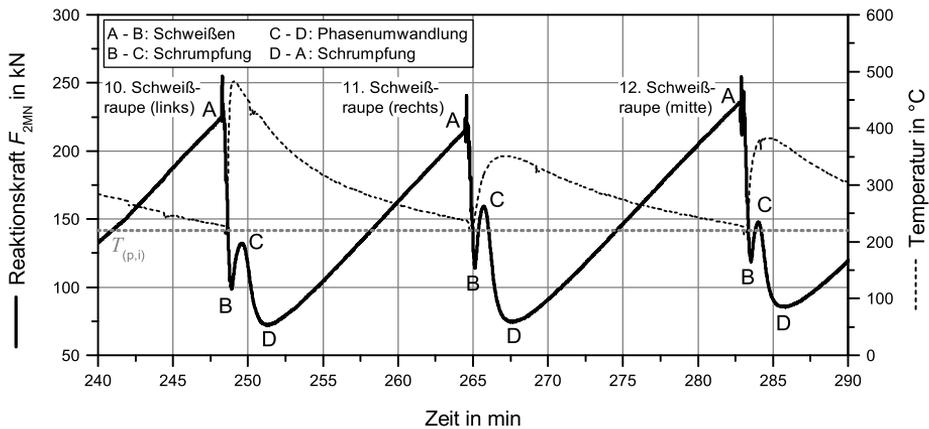


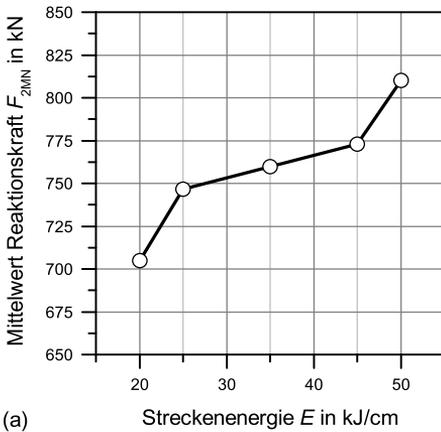
Abbildung A.13: Reaktionskraft während des Schweißens der dritten Fülllage (Schweißraupe: 10 – 12), Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

Tabelle A.3: Änderung der Reaktionskräfte während des Schweißens der dritten Fülllage, Zentralpunktversuch $T_{(p,i)} = 220\text{ °C}$, $E = 35\text{ kJ/cm}$

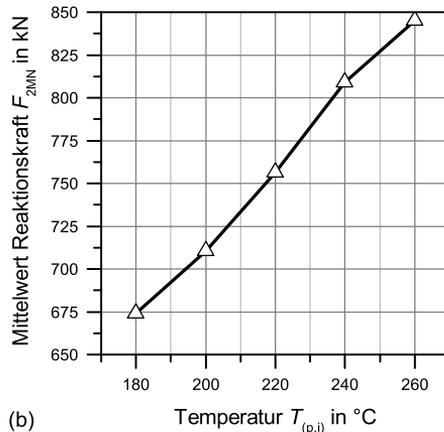
| Phase | Zeit | Kraftänderung ^a | | |
|----------|------------|----------------------------|-------------------|-------------------|
| | | 10. Schweißbraupe | 11. Schweißbraupe | 12. Schweißbraupe |
| A–B | 42 ± 6 s | 125 kN ↓ | 100 kN ↓ | 119 kN ↓ |
| B–C | 35 ± 5 s | 34 kN ↑ | 44 kN ↑ | 29 kN ↑ |
| C–D | 107 ± 4 s | 60 kN ↓ | 84 kN ↓ | 61 kN ↓ |
| D–A | 15 ± 1 min | 142 kN ↑ | 162 kN ↑ | 155 kN ↑ |
| Σ | | 9 kN ↓ | 22 kN ↑ | 4 kN ↑ |

^a ↑: Kraftanstieg (Zugkraftanstieg bzw. Druckkraftreduktion)

↓: Kraftabbau (Zugkraftreduktion bzw. Druckkraftanstieg)



(a)



(b)

Abbildung A.14: Zentral zusammengesetzter Versuchsplan: Haupteffektdiagramme für die Reaktionskraft nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur in Abhängigkeit von Streckenenergie (a) und Vorwärm-/ Zwischenlagentemperatur (b)

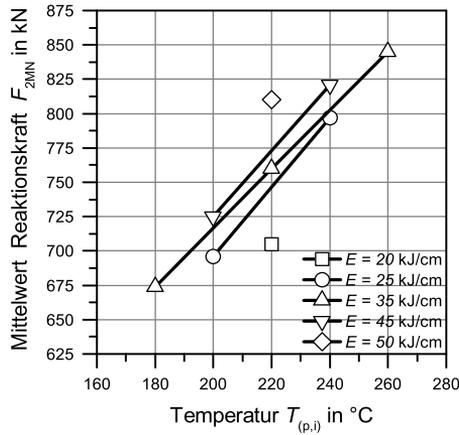


Abbildung A.15: Zentral zusammengesetzter Versuchsplan: Wechselwirkungsdiagramm für die Reaktionskraft nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur in Abhängigkeit von Streckenenergie und Vorwärm-/Zwischenlagentemperatur

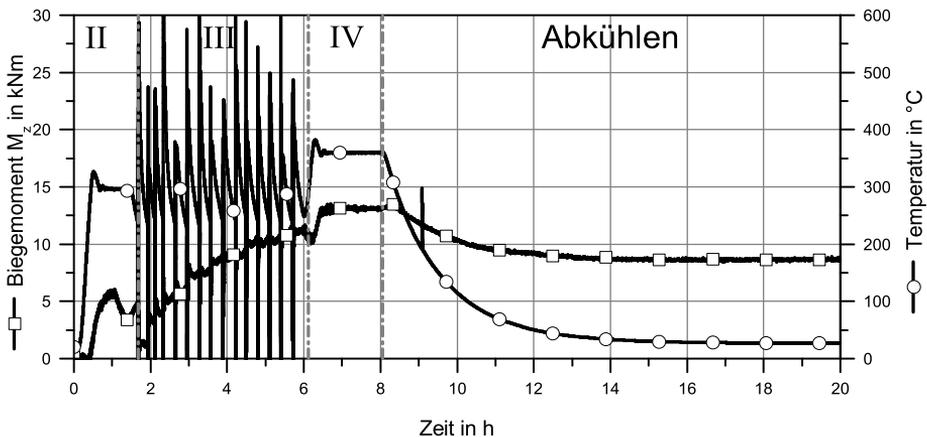


Abbildung A.16: Reaktionsmoment M_z und Temperatur während des simulierten Fertigungsprozesses in der 2-MN-Prüfanlage, Zentralpunktversuch: $T_{(p,i)} = 220$ °C, $E = 35$ kJ/cm, II: Vorwärmen, III: Schweißen, IV: Wasserstoffarmglühen

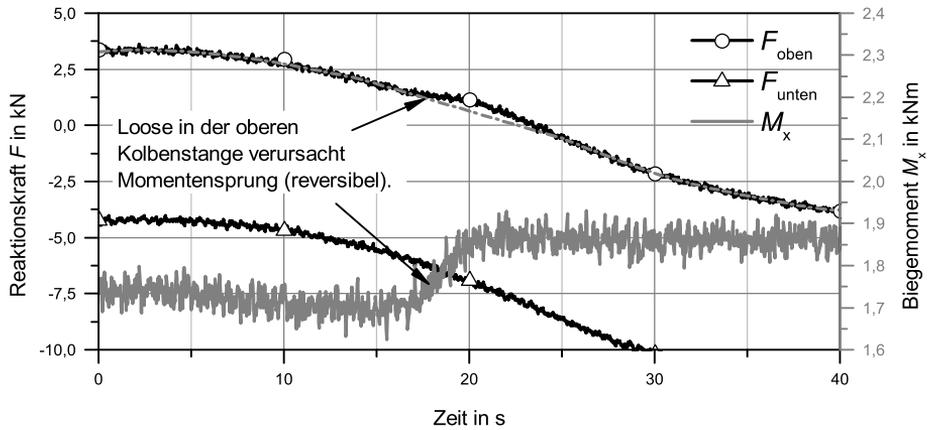


Abbildung A.17: Reaktionskraft und Biegemoment M_x , Momentensprung infolge der Lose in der oberen Zylinderstange im Bereich des Nulldurchgangs, 2-MN-Prüfanlage

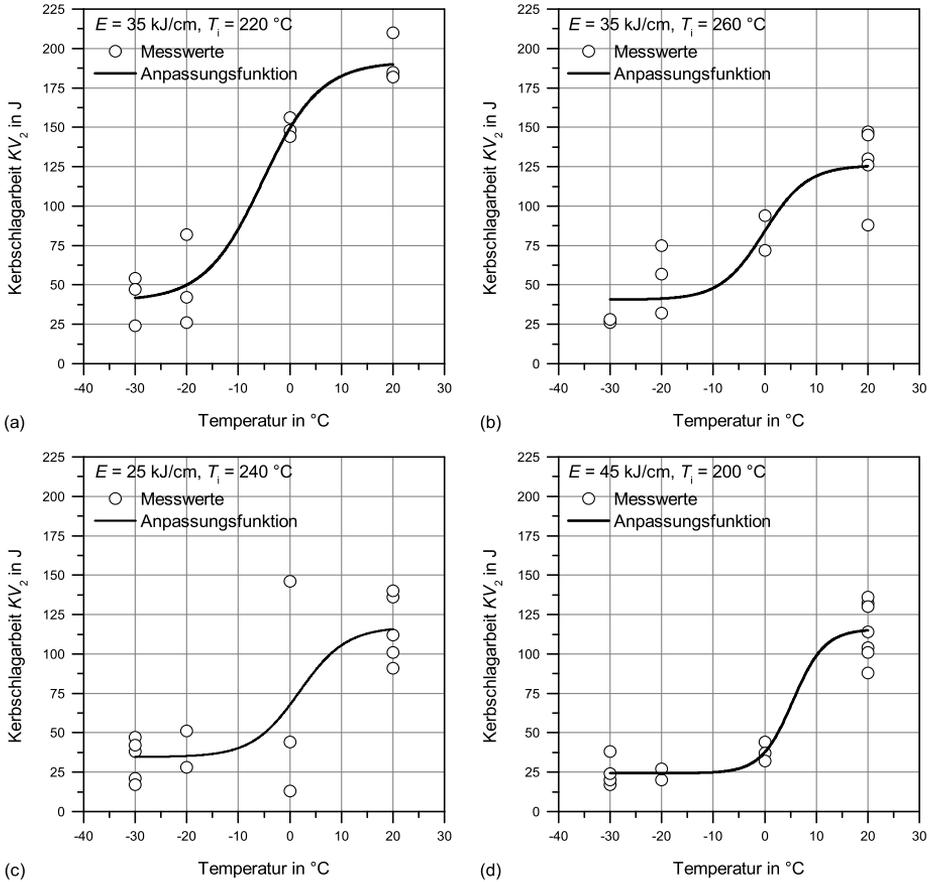


Abbildung A.18: Kerbschlagarbeit des Schweißgutes bei unterschiedlichen Prüftemperaturen (KV_2 -T-Verlauf), frei schrumpfend (50 mm) (a), Schrumpfbehrung (2 MN-Prüfeinrichtung) (b)–(d)

A.7 Rissanalyse

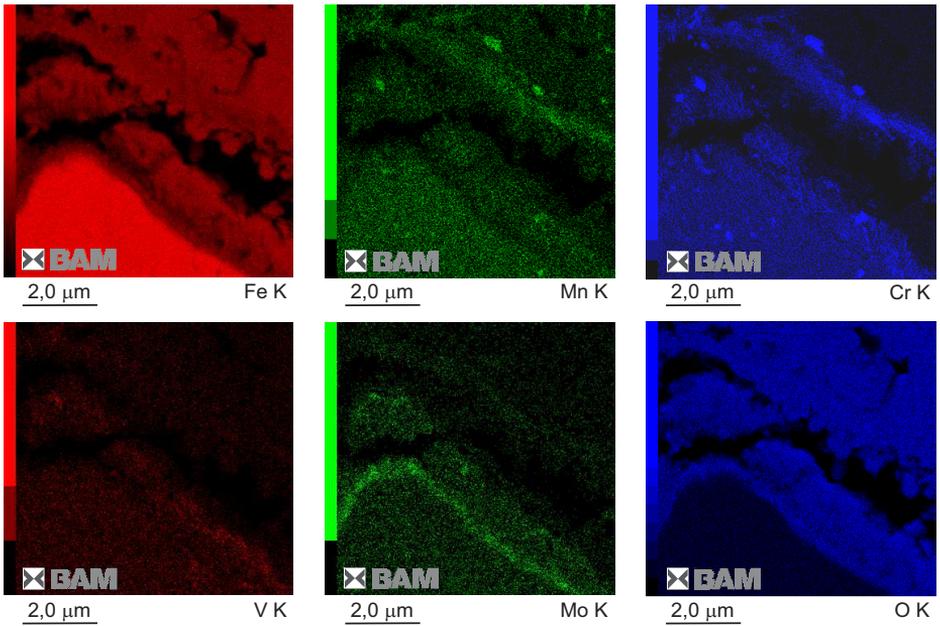


Abbildung A.19: Einspannversuch: Hellfeldabbildung eines Risses entlang der ehemaligen Austenitkornengrenze in der WEZ (a), Verteilung der Oxidationsprodukte, EDX-Analyse

Stichwortverzeichnis

A

| | |
|---------------------------------|--|
| Abkühlgeschwindigkeit | 86 |
| Abkühlrate | 21 |
| Abschrecken | 20 |
| A_{C1} -Temperatur | 102 |
| A_{C3} -Temperatur | 102 |
| Alterung | 169 |
| Aluminium | <i>siehe</i> Begleitelemente |
| Anlassen | 20 |
| Antimon | <i>siehe</i> Begleitelemente |
| Arsen | <i>siehe</i> Begleitelemente |
| as welded | 96 |
| Aufhärtung | 45 |
| Aufheizrate | 21 |
| Ausscheidungshärtung | 13 |
| Ausscheidungsriss | <i>siehe</i> Spannungsrelaxationsriss |
| Ausscheidungsverfestigung | 5 |
| Austenitbildner | 12 |
| Austenitbildung | 101 |
| Austenitkorngrenzen | 162 |
| Autenitkorngrenzen | 168 |

B

| | |
|-----------------------------|----------|
| Bainit | 23 |
| Bainitendtemperatur | 62 |
| Bainithärte | 46 |
| Bainitstarttemperatur | 62 |
| Bainitumwandlung | 99 |
| Bauteilsimulation | 62 |
| Bauteilsteifigkeit | 35, 40 |
| Begleitelemente | 6, 8, 14 |
| Aluminium, 15 | |
| Antimon, 15, 18 | |
| Arsen, 15, 16 | |
| Bismut, 15, 16, 18 | |
| Blei, 6, 15, 16, 18 | |
| Bor, 15 | |

Kalzium, 15

Kupfer, 15

Phosphor, 6, 14–16

Schwefel, 6, 15, 16

seltene Erden, 15

Zinn, 15

Bewertungskriterien für SRR

(CERL+CR)-Faktor, 17

ΔG -Faktor, 16

$\Delta G1$ -Faktor, 18

J-Faktor, 17, 45

K-Faktor, 83

K-Faktor, 18, 75

MCF, 18

P_{SR} , 17

R-Faktor, 18

X-Faktor, 17, 45

Bismut

Blei

Bor

Brucheinschnürung

Brucheinschnürung für SRR

RoA%, 19

Bruchfestigkeit

Bruchzähigkeit

C

C-Ring-Test ... *siehe* Testverfahren für SRR

Chrom

(CERL+CR)-Faktor . *siehe* Bewertungskrite-
rien für SRR

Cr-Mo-(V)-Stahl

CTS-Test

siehe Testverfahren für SRR

D

definierten Einspannbedingungen

Desoxidationsmittel

3-Punkt-Biegeversuch... *siehe* Testverfahren für SRR

E

ehemalige Austenitkorngrenzen.....6
 Eigenspannungen 32, 34, 40
 Einlagerungsmischkristall 14
 Einsensor-Differenz-Thermoanalyse . 60, 99
 Einspanngrad.....32–34, 40
 Einspannversuch.....110
 Eisen-Kohlenstoff-Schaubild.....22
 Entfestigung8
 Ermüdungsriß 7

F

Ferritbildner 12, 13
 Ferritkörner 30
 freie Schrumpfung.....85
 Funkenemissionsspektrometrie.....47

G

ΔG -Faktor *siehe* Bewertungskriterien
 ΔG_1 -Faktor . . *siehe* Bewertungskriterien für SRR
 Gefügestruktur.....108
 Glimmentladungs-Massenspektrometrie .47, 75
 Grobkornzone.....23
 Grundwerkstoff.....43

H

Härtbarkeit 13
 Härte 45, 76, 87
 Härtesteigerung77
 Häufigkeit 89
 Heißriß 7
 Hellfeldabbildung 168
 Hollomon Parameter 39
 Hollomon-Jaffe-Parameter..... *siehe* Hollomon-Parameter
 Hollomon-Parameter 20

I

Implant-Test... *siehe* Testverfahren für SRR

Isothermer Relaxationstest *siehe* Testverfahren für SRR

Isothermer Zugversuch . *siehe* Testverfahren für SRR

J

J-Faktor *siehe* Bewertungskriterien für SRR

K

K-Faktor *siehe* Bewertungskriterien für SRR
 Kaltriss.....6, 7, 49
 Kaltrissempfindlichkeit.....49
 Kalzium *siehe* Begleitelemente
 Kapillarwasser 51
 Karbidausscheidungskinetik 12
 Karbidbildner27
 Karbide8
 Karbitbildner 14
 Karbonitride 8, 13
 Kerbschlagarbeit.....80, 91, 96, 168
 Kerbschlagbiegeversuch 44, 53, 71
 Klassenbreite 90
 Koagulation 23
 Kohlenstoff..... *siehe* Legierungselemente
 Konstitutionswasser 51
 Kornfeiner 13
 Korngrenzenbelegung23
 Korngrenzenfestigkeit 31
 Korngrenzentrennung 8
 Korngrenzenversprödung 15
 Kornvergrößerung 14
 Kornwachstum 23
 Korrosionsbeständigkeit 13
 Kriechzugversuch... *siehe* Testverfahren für SRR
 Kristallwasser 51
 kritische Spannung $\sigma_{AW-crit}$ 11, 35
 Kupfer.... *siehe* Legierungselemente, *siehe* Begleitelemente

L

Larsen-Miller-Parameter *siehe* Hollomon-Parameter
 Legierungselemente 10
 Chrom, 5, 10, 16
 Kohlenstoff, 14

| | |
|--|-----|
| Kupfer, 13 | |
| Mangan, 12, 15 | |
| Molybdän, 5, 10 | |
| Nickel, 12 | |
| Niob, 14 | |
| Silizium, 12, 15 | |
| Titan, 13 | |
| Vanadium, 5, 12, 16 | |
| Lehigh-Test ... <i>siehe</i> Testverfahren für SRR | |
| Lichtmikroskopie | 161 |

M

| | |
|--|---------------------------------|
| Magnetpulver-Rissprüfung | 160 |
| Makrohärte | 88 |
| Mangan | <i>siehe</i> Legierungselemente |
| Martensit | 23 |
| Martensitendtemperatur | 62 |
| Martensithärte | 46 |
| Martensitstarttemperatur | 62 |
| Martensitumwandlung | 99 |
| Massenspektrometer | 51 |
| MCF ... <i>siehe</i> Bewertungskriterien für SRR | |
| Mehrlageneffekt | 39 |
| Mehrlagenschweißen | |
| Decklage, 78 | |
| Fülllagen, 78 | |
| Feinkornzone, 77, 94 | |
| Grobkornzone, 25, 77, 94 | |
| Härteverteilung, 77 | |
| Kornfeinung, 25 | |
| Mehrlageneffekt, 25 | |
| Mehrlagenschweißgut, 7 | |
| Mikrohärte, 79 | |
| Mikrostruktur, 24 | |
| nicht umgekörrntes Schweißgut, 77, 86, | |
| 94 | |
| Schmelzlinie, 77 | |
| unbeeinflusster Grundwerkstoff, 77 | |
| Wärmeeinflusszone, 77 | |
| WEZ, 78 | |
| Mehrlagenschweißungen | |
| Anlasszone, 80 | |
| Erweichungszone, 80 | |
| Metallographie | 76 |
| Mikrohärte | 88, 94 |
| Mikrolegierungselemente | 77 |
| Mikroporen | 163 |

| | |
|-------------------------------------|---------------------------------|
| Mischkristallhärter | 12 |
| Mischkristallverfestigung | 5 |
| modifizierter Implant-Versuch | <i>siehe</i> |
| Testverfahren für SRR | |
| Molsieb | 51 |
| Molybdän | <i>siehe</i> Legierungselemente |

N

| | |
|-----------------------------|---------------------------------|
| Nahtaufbau | 108 |
| Nebennahttrissbildung | <i>siehe</i> |
| Spannungsrelaxationsriss | |
| Nickel | <i>siehe</i> Legierungselemente |
| Niob | <i>siehe</i> Legierungselemente |
| Nitridbildner | 14 |
| Nitride | 13 |
| Normalglühen | 20 |

O

| | |
|--------------------------|-----|
| Oxidationsprodukte | 165 |
|--------------------------|-----|

P

| | |
|----------------|--|
| P_{SR} | <i>siehe</i> Bewertungskriterien für SRR |
| Phosphor | <i>siehe</i> Begleitelemente |
| PWHT | <i>siehe</i> Spannungsarmglühen |

R

| | |
|---|-----------------------|
| R-Faktor <i>siehe</i> Bewertungskriterien für SRR | |
| Rasterelektronenmikroskopie | 163 |
| Reaktionsspannungen | 33 |
| Regressionsanalyse ... | 86, 87, 91, 108, 110, |
| 113, 129, 130, 132, 149, 153 | |
| Reheat Cracking | <i>siehe</i> |
| Spannungsrelaxationsriss | |
| Relaxationsrissigkeit | <i>siehe</i> |
| Spannungsrelaxationsriss | |
| Relaxationsversprödung | 6, 7, 97 |
| Einflussfaktoren, 7 | |
| Einflussgrößen, 9 | |
| Kontrollfaktoren, 7 | |
| mechanische Einflussfaktoren, 32 | |
| Mechanismen, 7, 38 | |
| metallurgische Einflussfaktoren, 10 | |
| Rissentstehung, 8 | |
| Rissinitiation, 38 | |
| thermische Einflussfaktoren, 20 | |

RHC-Test *siehe* Testverfahren für SRR
 Rissanalyse 160
 Rissarten 6
 Risspfad 6
 RoA%... *siehe* Brucheinschnürung für SRR

S

Schüttereagenz 51
 Schallemissionsmessung 158
 Schallemissionsprüfung 72
 Auswerteschwelle, 73
 Detektionsschwelle, 73
 First Hit, 73
 Maximalamplitude, 73
 Ortungsabweichungen, 73
 Ortungsgenauigkeit, 73
 Schmelzenanalyse 43
 Schmiedbarkeit 12
 Schrumpfbehinderung... 6, 10, 32, 33, 108
 global, 33
 lokal, 33
 Schwefel *siehe* Begleitelemente
 Schweiß-ZTU-Schaubild 103
 Schweißanlage 48
 Schweißbarkeit 12
 Schweißbeignung 5
 Schweißgut 46
 Schweißnahtaufbau 76
 Schweißnahtgefüge 76
 Schweißparameter 53, 68
 Schweißtemperaturzyklus 23
 Sekundärhärte 13
 Sekundärhärtung 14
 seltene Erden *siehe* Begleitelemente
 Silizium *siehe* Legierungselemente
 Sonderkarbide 8, 13
 Spannungsarmglühen 2, 8, 20, 25, 68
 Spannungsrelaxationsriss 2, 6, 7, 16, 30, 40,
 83, 165
 Spannungsrelaxationsrisse 153
 Spannungsrelaxationsrissempfindlichkeit 10,
 39
 Bewertungskriterien, 16, 45
 Testverfahren, 36
 Spurenelemente 6, 16
 Spurenelementen 39

SSDTA *siehe* Einsensor-Differenz-
 Thermoanalyse
 Stahlherstellung 20
 Steilnahtflanke 67
 stengelkristallitisch 97
 stengelkristallitisches Gefüge 76
 Stress Relief Cracking *siehe*
 Spannungsrelaxationsriss, 6
 Stufenglühung 44

T

$t_{8/5}$ -Zeit 86, 109
 Temperaturführung 68
 Temperaturmessung 109
 Temperaturprofil 111
 Testverfahren für SRR
 Gleeble[®]-Test, 31
 C-Ring-Test, 36
 CTS-Test, 36
 3-Punkt-Biegeversuch, 36
 Implant-Test, 36
 Isothermer Relaxationstest, 37
 Isothermer Zugversuch, 37
 Kriechzugversuch, 36
 Lehigh-Test, 36
 modifizierter Implant-Versuch, 35
 RHC-Test, 19, 53, 57, 82, 97
 U-Biege-Test, 36
 Y-Naht-Test, 36
 Titan *siehe* Legierungselemente
 Trägergasheißeextraktion 50
 Transmissionselektronenmikroskopie... 165

U

U-Biege-Test .. *siehe* Testverfahren für SRR
 Übergangstemperatur 45
 Unterpulver-Tandem-Schweißen 46

V

Vanadium *siehe* Legierungselemente
 Verfestigung 8
 Verunreinigungen... *siehe* Begleitelemente

W

Wärmeableitung 110

- Wärmeeinflusszone 2, 22
 Wärmeführung 39, 68, 110
 Wärmeleitfähigkeitsdetektor 50
 Wärmenachbehandlung .. 6, 25, 40, 80, 157
 Karbidausscheidung, 26, 40
 metastabile Phase, 29
 Rissinitiierung (SRR), 30
 Sekundärhärte, 29
 stabile Karbide, 29
 Tieftemperaturkarbid, 29
 warmfeste Stähle 5
 austenitisch, 5
 ferritisch, 5
 ferritisch- perlitisch, 5
 hochlegiert, 5
 martensitisch, 5
 niedriglegiert, 5
 Parameterfenster, 2
 sachgerechte Schweißung, 2
 unlegiert, 5
 Wasserstoff
 schwach gebunden, 51
 stark gebunden, 51
 Wasserstoffarmglühen 6, 20, 68
 Wasserstoffgehalt 50, 80
 diffusibel, 49
 Wasserstoffkonzentration 49
 Wasserstoffquellen 51
 Werkstoffcharakterisierung 43
 Wiederaufschmelzschweißversuch 99
 Wiedererwärmungsrisss *siehe*
 Spannungsrelaxationsrisss
 Witterungsbeständigkeit 13
- X**
- X-Faktor *siehe* Bewertungskriterien für SRR
- Y**
- Y-Naht-Test *siehe* Testverfahren für SRR
- Z**
- Zeit-Temperatur-Ausscheidungsschaubild
 28
 Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild 22
 Zeitstandfestigkeit 5
 Zinn *siehe* Begleitelemente
- Zugversuch 44, 45
 Zunderbeständigkeit 12
 Zwängsspannungen 33
 2-MN-Prüfanlage 62, 108
 Einspanngrad, 64
 Kerbschlagarbeit, 155
 Kraftregelung, 62, 71
 Lichtmikroskopie, 161
 Magnetpulver-Rissprüfung, 160
 Rasterelektronenmikroskopie, 163
 Reaktionskräfte, 113, 122, 126
 Reaktionsmomente, 130, 141
 Reaktionsspannungen, 150
 Rissanalyse, 160
 Rissbildung, 157
 Schallemissionsmessung, 158
 Schweißen, 113, 122, 130, 134, 141
 Spannungsrelaxationsrisse, 153
 Streckenenergie, 126, 143
 Systemglieder, 64
 Systemsteifigkeit, 64
 Transmissionselektronenmikroskopie,
 165
 Vorwärm- und Zwischenlagen-
 temperatur, 122, 142
 Vorwärmen, 113, 132
 Wärmeführung, 122, 150
 Wärmenachbehandlung, 121, 139
 Wasserstoffarmglühen, 120, 138
 Wegregelung, 62, 71
 Zwischenentspannungsglühen 20
 Zwischenglühen 2, 68

