

Diplomarbeit

Schweißuntersuchung zum Einsatz eines ausscheidungshärtenden Feinkornbaustahls (25MnV5mod) als Profilwerkstoff im Hubgerüstbau

von

Michael Hinz

Hochschule für Angewandte Wissenschaften

Fakultät TI

Department Maschinenbau und Produktion

erstellt bei der

Jungheinrich Norderstedt AG

in Norderstedt

Abgabe: 01.04.2011
Studiengang: Maschinenbau
Erstprüfer: Prof. Dr.-Ing. Lutz Müller
Zweitprüfer: Dipl.-Ing. Uwe Allering

Zusammenfassung

Die Weiterentwicklung in der Stahlherstellung und den Verarbeitungsmöglichkeiten macht auch den Einsatz neuer Werkstoffe für den Hubgerüstbau interessant.

Aufgrund der geringeren technischen Anforderungen an die Konstruktion und der begrenzten Auswahl an Werkstoffen, war die Findung eines geeigneten Materials in der Vergangenheit eindeutig. Zurzeit werden im Hubgerüstbau von Schubmaststaplern warmgewalzte und kaltgezogene Werkstoffe eingesetzt.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein neuer, für den Einsatz im Hubgerüstbau, geeigneter Werkstoff untersucht, der nicht nur technische Vorteile bringt, sondern auch wirtschaftlicher beschafft werden könnte. Da der metallurgisch gut geeignete Werkstoff jedoch eine schlechtere Schweißbarkeit im Vergleich zum eingesetzten Material hat, musste eine Schweißuntersuchung durchgeführt werden. Ergebnis war, dass die Schweißbarkeit nur mit einem aufwändigeren als dem in der Produktion angewendeten Verfahren zu erzielen ist. Die Auswertung ergab, dass die Entscheidungsfindung für die Verwendung des neuen Werkstoffes unter Berücksichtigung *aller* Randbedingungen einen erheblich größeren Untersuchungsaufwand zur Folge gehabt und damit den Rahmen dieser Arbeit gesprengt hätte.

Bedanken möchte ich mich bei der Jungheinrich-Abteilung TR-E für die Unterstützung bei vielen kleinen und großen Fragen. Ohne die tatkräftige Hilfe von Andre Windhorn und Arne Böhm hätte ich die Versuche nicht durchführen können. Vielen Dank dafür. Bei meinem betreuenden Professor, Herr Prof. Dr.-Ing. Lutz Müller, sowie bei meinem Jungheinrich-Zweitprüfer, Herr Dipl.-Ing. Uwe Allerdig als auch bei meinem unmittelbaren Betreuer, Herr Dipl.-Ing. Kai Fischer, möchte ich mich für die sehr gute und unkomplizierte Zusammenarbeit ebenfalls bedanken. Zuletzt möchte ich noch meine Eltern erwähnen, die mich während meines Studiums stets unterstützt haben. Vielen Dank.

Zusammenfassung	I
Formelzeichen und Abkürzungen	V
1 Einleitung	1
1.1 Die Firma Jungheinrich	1
1.2 Aufgabenstellung	2
1.3 Zielsetzung und Vorgehensweise	2
2 Ausgangslage	5
2.1 Aufbau des Hubgerüsts	5
2.2 IST-Stand	8
2.3 Metallaktivgasschweißverfahren	10
2.4 Bisherige Untersuchungen	11
3 Betrachtung zur Schweißbarkeit von 25MnV5mod	13
3.1 Werkstoff 25MnV5mod	13
3.2 Metallurgische Vorgänge beim Schweißen	14
3.2.1 Polymorphe Umwandlung.....	14
3.2.2 Einfluss von Kohlenstoff auf die Martensitbildung	16
3.2.3 Einfluss der Legierungselemente auf die Aufhärtung.....	18
3.2.4 Kaltrissbildung durch Wasserstoff	19
3.3 Betrachtung der zulässigen Höchsthärtigkeit von 25MnV5mod	21
3.4 Methoden zur Beurteilung der Schweißbarkeit	24
3.4.1 Beurteilung der Aufhärtung nach Yuriko und IIW	25
3.4.2 Beurteilung der Aufhärtung mittels des kontinuierlichen ZTU-Diagramms	27
3.4.3 Beurteilung der Schweißbeignung mittels des Kohlenstoffäquivalents.....	29
3.5 Einfluss der Schweißparameter auf die Härte und $t_{8/5}$ -Zeit	30
3.5.1 Primäre Faktoren	31
3.5.1.1 Wärmeeinbringung	32
3.5.1.2 Vorwärmung	33
3.5.1.3 Mehrlagentechnik	33
3.5.2 Sekundäre Faktoren	34
3.5.2.1 Schutzgas	35
3.5.2.2 Schweißdraht.....	36
3.5.3 Beurteilung der Faktoren.....	37
3.6 Konzepte zur Berechnung von T_p zur Vermeidung von Kaltrissen	38
3.6.1 Methode 1 zur Berechnung der Vorwärmtemperatur nach DIN 1011-2.....	38
3.6.2 Methode 2 zur Berechnung der Vorwärmtemperatur nach Thyssen.....	41
3.6.3 Methode 3 zur Berechnung der Vorwärmtemperatur nach Nippon-Steel.....	42
3.6.4 Methode 4 zur Berechnung der Vorwärmtemperatur nach Okuda	43
3.7 Konzept der Abkühlzeit $t_{8/5}$	43
3.7.1 Berechnung der $t_{8/5}$ -Zeit in Abhängigkeit der Wärmeableitung.....	43
3.8 Übersicht der Ergebnisse	45
4 Aufbau und Zielsetzung der Versuchsreihen	47
4.1 Versuchsbedingungen.....	47
4.1.1 Probenanordnung und Untersuchungsumfang	48
4.2 Schweißzusatzwerkstoffe	50
4.3 Versuchsanlage	51
4.4 Messtechnik	53
5 Durchführung der Schweißversuche	55
5.1 Ermittlung der Schweißbedingungen	55
5.2 Zusammenfassung der bisherigen Versuche	56
5.3 Versuchsbeschreibung	58

5.4	Ergebnisse und Auswertung	60
5.5	Beurteilung der Ergebnisse.....	68
6	Aussicht	70
6.1	Vorwärmen	70
6.2	Beurteilung der Härte gegen Verschleiß	72
7	Zusammenfassung	74
8	Literaturverzeichnis	75
9	Anhang.....	76

Anhang

A1	Härtemessungen der Versuchsreihen nach Abschnitt 4.1.1
A2	Messungen Weldscanner und Schweißparameter
A3	Makroschliffe der Proben
A4	Untersuchungsbericht TH-SAP Nr.1-2007 der Vorversuche

Formelzeichen und Abkürzungen

ΔT	[K]	Höhe der Unterkühlung
φ	[%]	Höhe der Verfestigung beim Kaltziehen
a_z		Stauchung des Gitters in z-Richtung
a_{mart}		Stauchung des Gitters in y-Richtung
c_{mart}		Stauchung des Gitters in x-Richtung
CE1		dimensionsloses Kohlenstoffäquivalent nach Yuriko
CE2		dimensionsloses Kohlenstoffäquivalent nach Yuriko
CE3		dimensionsloses Kohlenstoffäquivalent nach Yuriko
CEN		dimensionsloses Kohlenstoffäquivalent nach IIW
CEV		dimensionsloses Kohlenstoffäquivalent nach IIW
CET		dimensionsloses Kohlenstoffäquivalent nach IIW
DH		dimensionsloser Einflussfaktor von Bor nach Yuriko
d_1	[mm]	Blechdicke des Steges
d_2	[mm]	Blechdicke des Flansches
d_3	[mm]	Dicke des Prüfungsbleches
$d_{\text{ü}}$	[mm]	Übergangsblechdicke
I	[A]	Schweißstrom
F2		dimensionsloser Nahtfaktor bei 2-dimensionaler Wärmeableitung
F3		dimensionsloser Nahtfaktor bei 3-dimensionaler Wärmeableitung
G	[m/min]	Drahtvorschub
H	[HV]	Härte nach Yuriko
HD	[ml/100g]	diffusibler Wasserstoffgehalt in ml pro 100g Schweißzusatz
k		dimensionsloser Einflussfaktor für die reale Wärmeeinbringung
kfz		kubischflächenzentriert
krz		kubischraumzentriert
m	[l/min]	Gasfluss
MAG		Metallaktivgasschweißen
M_s	[°C]	Martensitstarttemperatur
R_m	MPa	Zugfestigkeit
R_{eH}	MPa	Mindeststreckgrenze
Q_s	[kJ/mm]	Wärmeeinbringung
$t_{8/5}$	[s]	Abkühlzeit von 800°C auf 500°C
T_p	[°C]	Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur
trz		tetragonal-raumzentriert
U	[V]	Schweißspannung
v	[cm/min]	Vorschubgeschwindigkeit des Brenners
v_{ok}	[K/s]	obere kritische Abkühlgeschwindigkeit
WEZ		Wärmeeinflusszone
ZTU		Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild

1 Einleitung

1.1 Die Firma Jungheinrich

Die Jungheinrich AG wurde 1953 von Friedrich Jungheinrich in Hamburg gegründet, wo sich heute noch der Hauptsitz befindet. In den letzten fünf Jahrzehnten ist das Unternehmen weltweit expandiert und inzwischen drittgrößter Hersteller von Flurförderzeugen. Die Jungheinrich AG bietet Produkte in den Bereichen Flurförderzeug-, Lager- und Materialflusstechnik an. Der gesamte Konzern erwirtschaftet mit knapp 11.000 Mitarbeitern jährlich einen Umsatz von ca. 2.200 Mio. Euro.

Der Hauptproduktionsstandort befindet sich in Norderstedt. Hier werden die Linien Schubmaststapler, Hochhubwagen sowie Kommissionierer entwickelt und produziert. Es ist mit etwa 1200 Mitarbeitern das größte Werk des Jungheinrich Konzerns. Im Jahre 1956 wurde der erste Schubmaststapler namens „Retrak“ entwickelt, der einen Meilenstein für die raumsparende Lagerung darstellte. Schubmaststapler ermöglichen durch ihre platzsparende und funktionelle Bauweise die Lagerung von Waren in großen Höhen. Jungheinrich bietet in Abhängigkeit der Tragfähigkeit bzw. der Lastaufnahme und der maximalen Hubhöhe als Standardfahrzeuge die Schubmaststapler-Baureihen 1-3 an. Dabei können die Fahrzeuge der Baureihe 3 die größten Lasten zwischen 2t und 2,5t in Hubhöhen von bis zu 12m fördern. Die Fahrzeuge der Baureihe 2 und 3 sind als schmale (ETM) und als breite Spurbreite (ETV) erhältlich. Neben den Standardbaureihen gibt es noch zwei weitere Sonderbaureihen. Dabei ist die Baureihe C für den kombinierten Hallen- und Hofeinsatz konzipiert. In der Baureihe Q sind alle Räder drehbar, wodurch es dem Fahrzeug ermöglicht wird, quer zu fahren und auch Langgüter in engen Gängen zu befördern. Der Einsatz der Fahrzeuge erfolgt in den unterschiedlichsten Bereichen, darunter fällt auch die Verwendung in Kühlhäusern oder im Outdoorbereich, bei denen die Fahrzeuge Temperaturen von bis zu -32°C oder extremen Witterungsbedingungen ausgesetzt sind.

Die Baureihe 2 hat im Schubmaststapler-Angebot den höchsten Absatz zu verzeichnen und befindet sich zurzeit in der kompletten Neuentwicklung. Dadurch entsteht eine neue Fahrzeugplattform, an der sich die Neuentwicklung der anderen Baureihen orientiert. Bei jeder Neuentwicklung steigen die technischen und wirtschaftlichen Anforderungen. Der zunehmende Wettbewerb erfordert eine stetige Weiterentwicklung und Kostenreduzierung.

Um diesen Anforderungen gerecht zu werden, sind neben innovativen Neuerungen der Schubmaststapler, aufgrund der zunehmenden Fertigungsverfahren und Technologien, Bereiche mit Einsparpotentialen von großer Bedeutung. Ein neuer Werkstoff „25MnV5mod“ bietet für den Einsatz im Hubgerüst von Schubmaststaplern wirtschaftliche Vorteile. Im Rahmen der anstehenden Neuentwicklung der Baureihe 3 soll die schweißtechnische Untersuchung des Profilwerkstoffes durchgeführt werden.

1.2 Aufgabenstellung

Die Aufgabenstellung

„Schweißuntersuchung zum Einsatz eines ausscheidungshärtenden Feinkornbaustahls (25MnV5mod) als Profilwerkstoff im Hubgerüstbau“

beinhaltet konkret folgende Schwerpunkte:

- Theoretische Betrachtung zur Schweißbarkeit des Werkstoffes 25MnV5mod
- Ermittlung der Anforderungen an die Schweißnahtgüte
- Bestimmung wichtiger Einflussfaktoren auf die Schweißbarkeit und Erarbeitung geeigneter Schweißparameter
- Aufbau, Durchführung und Auswertung von Schweißversuchen

1.3 Zielsetzung und Vorgehensweise

Zielsetzung ist es, für die anstehende Neuentwicklung der Baureihe 3 eine schweißtechnische Untersuchung durchzuführen und zu beurteilen, ob ein wirtschaftliches Schweißen des Werkstoffes 25MnV5mod in dem vorhandenen Fertigungsprozess möglich ist. Bei jährlich ca. 6000-7000 abgesetzten Schubmaststaplern, wovon ein nicht zu vernachlässigender Teil der Baureihe 3 zufällt, kann der Werkstoff Einsparpotentiale und technische Vorteile bieten. Die Zielsetzung muss aber insofern eingeschränkt werden, da eine Beurteilung der Wirtschaftlichkeit stark von den Marktbedingungen und Ergebnissen der Schweißuntersuchung abhängt.

Eine endgültige Entscheidung über die Wirtschaftlichkeit und Schweißbarkeit zum sicheren Einsatz im Hubgerüstbau, bedeutet einen erheblichen, in der verfügbaren Zeit nicht durchführbaren Aufwand. Deshalb muss der Untersuchungsumfang auf die wichtigsten

metallurgischen Eigenschaften einer Schweißverbindung beschränkt werden. Im Vorfeld der eigentlichen Schweißversuche muss dazu geklärt werden, welche Anforderungen an die Schweißnahtverbindungen aus dem Werkstoff nach den allgemeinen Richtlinien gestellt werden, die eine ausreichende Sicherheit gegen Versagen aufweisen.

Die Zielsetzung erfordert eine strukturierte *Vorgehensweise*.

- Erarbeitung und Bewertung der zu untersuchenden Schweißparameter bzw. der theoretischen Vorhersagen zur Schweißbeignung
- Erstellung eines geeigneten Versuchsaufbaus zur Untersuchung der Schweißparameter
- Verifizierung der Ergebnisse und Bewertung der theoretischen Vorhersagen

Zunächst werden dazu die Auswirkungen des Schweißens auf die metallurgischen Eigenschaften des Werkstoffes erläutert, um ein gewisses Verständnis für die Anforderungen an die Schweißnahtverbindung, in Abhängigkeit der Parameter und Bedingungen auf den Schweißprozess, zu erlangen. Da die Profile den tragenden Teil des Hubgerüstes ausmachen und bestimmte Eigenschaften in den Schweißnahtverbindungen besitzen müssen, soll eine Hinführung auf grundlegende Zusammenhänge zwischen Werkstoffeigenschaften und Schweißbarkeit erfolgen. Zum einen muss die Schweißnahtverbindung bestimmte Voraussetzungen erfüllen, die aus konstruktiven Gründen nicht variabel sind. Zum anderen muss eine ausreichende Sicherheit gegen ein Versagen der Schweißnahtverbindung gewährleistet sein. Deshalb soll die Untersuchung auf Empfehlungen und Richtlinien aufbauen. Da im Rahmen dieser Arbeit eine vollständige Schweißverfahrensprüfung nach DIN 15614-1 zeitlich nicht realisierbar ist, erfolgt die Beurteilung im Wesentlichen über das Kriterium Härte in der Schweißnaht. Die Hubgerüste unterliegen im Einsatz hohen dynamischen Belastungen, weswegen mit Hilfe der Härte in der Schweißnaht eine Aussage über die Gefahr für ein Versagen der Schweißnahtverbindung durch Risse gemacht werden kann. An diesem Punkt soll deutlich darauf hingewiesen werden, dass die Härte differenziert betrachtet werden muss. Während an den Belastungsstellen der Profile zur Übertragung der notwendigen Kräfte, gewisse Härten gegen Verschleiß der Profile erwünscht sind, können die Härten in der Schweißnahtverbindung, bedingt durch den Schweißvorgang, sehr hohe Werte annehmen und zum Versagen der Konstruktion führen.

Mit Hilfe des IST-Standes sollen die Eigenschaften des Serien- und des neuen Profilwerkstoffes in Bezug auf die Festigkeit und Härte beschrieben werden. Da der Werkstoff

25MnV5mod Anfang 2007 bereits schweißtechnisch untersucht wurde, werden kurz die bisherigen Untersuchungen und ihre Bedeutung erläutert.

2 Ausgangslage

Im Folgenden sollen die Anforderungen an das Hubgerüst anhand seiner Funktion erläutert werden. Anschließend wird ein Überblick über den IST-Stand gegeben, in welchem die bisher durchgeführten Versuche beschrieben und die zurzeit eingesetzten Profilwerkstoffe gegenübergestellt werden.

2.1 Aufbau des Hubgerüsts

Im Rahmen der Neuentwicklung der Schubmaststapler-Baureihe 3 soll aus wirtschaftlichen Gründen ein neuer Profilwerkstoff auf seine Schweißbarkeit untersucht werden. Der Stahl muss zur Übertragung der notwendigen Kräfte an gewissen Profiloberflächen einerseits eine ausreichende Festigkeit gegen Verformung mit sich bringen, schweißgeeignet sein und andererseits eine entsprechende Oberflächenhärte gegen Verschleiß besitzen. Das günstigere Herstellungsverfahren zur Erreichung der notwendigen Festigkeiten und Härten hat den Einsatz eines anderen Werkstoffes zur Folge, der schlechter schweißbar im Vergleich zum in der Serie für die Baureihe 3 eingesetzten Werkstoff ist. Da eine unzureichende Qualität der Schweißverbindung zum Versagen des Bauteils und der gesamten Konstruktion führen kann, muss diese für eine ausreichende Sicherheit bestimmte Eigenschaften erfüllen.



Bild 2.1: Lage des Hubgerüsts im Schubmaststapler /Jungheinrich/

Die Beförderung von Waren in große Höhen wird bei Schubmaststaplern über das Hubgerüst realisiert, dass aus drei gleichartigen, relativ zueinander ausfahrenden Stahlkonstruktionen besteht. Eine Stahlkonstruktion ist aus zwei Doppel-T-Profilen über Querträger miteinander verbunden, dem sogenannten Mast. Die drei aneinander liegenden Maste bilden den Mastschuss, von denen die beiden innen liegenden Maste in Relativbewegung zueinander ausfahren können. Die Gesamtheit aller Bauteile bezeichnet man als Hubgerüst (siehe Abbildung 2.1). Folgend beschriebene Bauteile sind in Abbildung 2.2 dargestellt. Für einen Mast werden jeweils zwei gleiche Profile über unterschiedliche Querträger durch das

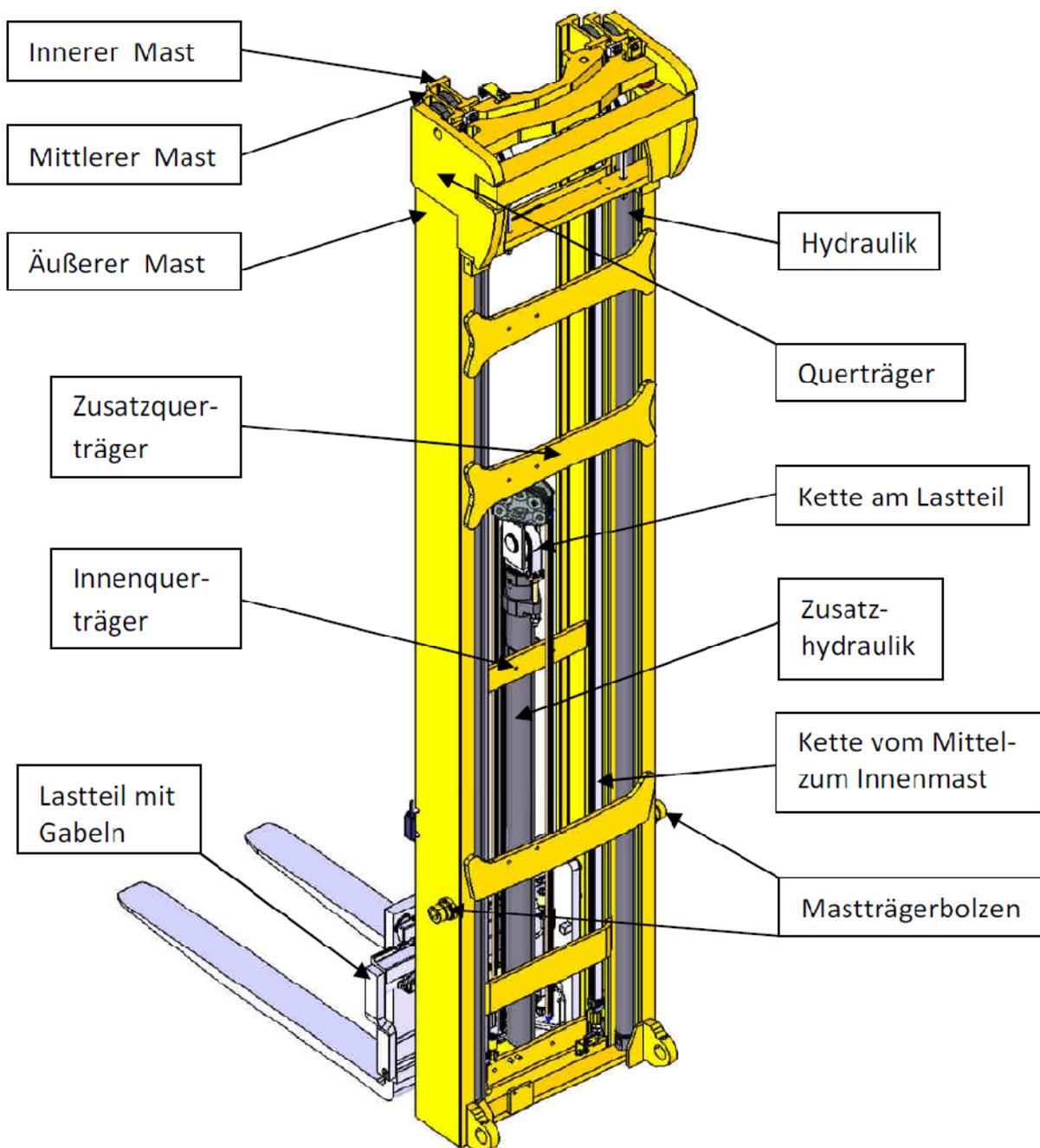


Bild 2.2: Aufbau des Hubgerüsts /Jungheinrich/

Schweißen verbunden. Die Querträger sichern neben der festen Verbindung die notwendige Steifigkeit des Mastes. Der sogenannte Außenmast ist im Hubgerüstrahmen in der Vertikalen durch Mastträgerbolzen fest gelagert und stützt die beiden innen liegenden Maste, die über einen entsprechenden Schub relativ zueinander ausfahren. Der Schub wird über zwei im nicht ausfahrenden Außenmast befestigte Hydraulikzylinder realisiert, die den mittleren Mast anheben. Der mittlere Mast ist im Weiteren über zwei Ketten mit dem inneren Mast verbunden, der dann ebenfalls durch die Relativbewegung nach dem Prinzip eines Teleskops ausfährt. Am inneren Mast befindet sich der sogenannte Freihub, bestehend aus einem weiteren Hydraulikzylinder und dem Lastteil. Das Lastteil ist im inneren Mast durch Rollen gelagert und trägt mit Hilfe von Gabeln die Last. Um die Lastmomente beim Ausfahren des mittleren und inneren Mastes zwischen den drei Masten zu übertragen, befindet sich im äußeren Mast oben, im mittleren Mast jeweils oben und unten und im inneren Mast unten ein Rollenpaar. Die Rollen üben beim Ausfahren radiale und axiale Kräfte auf die Innenflächen der drei Mastprofile aus, die im Folgenden als Lauf- oder Funktionsflächen bezeichnet werden. Die Konstruktion im Gesamten wird als Hubgerüst oder auch DZ-Mast (Dreifach-Zusatzhub) bezeichnet. Die notwendige Steifigkeit bei entsprechenden Belastungen in großen Hubhöhen wird mit Hilfe der angeschweißten Querträger des jeweiligen Mastes gesichert. Die Schweißnahtgüte ist somit entscheidend für die Festigkeit und Lebensdauer der Konstruktion. Aus der Abbildung ist ersichtlich, dass an den jeweiligen Masten, aufgrund der verschiedenen Querträger, unterschiedliche Schweißnahtgeometrien vorliegen.

Die Funktionsflächen der Mastprofile, auf denen die Rollen zum Ausfahren des Hubgerüsts entlang fahren, sind in Abbildung 2.3 dargestellt. Aufgrund der von den Rollen übertragenen Kräfte auf die Laufflächen, sind diese Oberflächen besonders anfällig für Verformung und Verschleiß. Die Laufrollen, Laufflächen und der Schmierstoff bilden zusammen ein tribologisches System. Die Oberflächenhärte der Laufflächen, aber auch die Festigkeit und Streckgrenze, korrelieren dabei gewissermaßen mit dem Profilverschleiß und sind daher als entscheidendes Qualitätsmerkmal im Hubgerüsteininsatz von Bedeutung. Bedingt durch die chemische Zusammensetzung und das Herstellungs- bzw. Bearbeitungsverfahren von 25MnV5mod, bietet der Werkstoff im Vergleich zu den Serienprofilen höhere Härten und Streckgrenzen und somit gute Voraussetzungen gegen Verschleiß und Verformung.

Im Folgenden werden kurz die herstellungsbedingten Eigenschaften der zurzeit eingesetzten Werkstoffe und 25MnV5mod beschrieben.

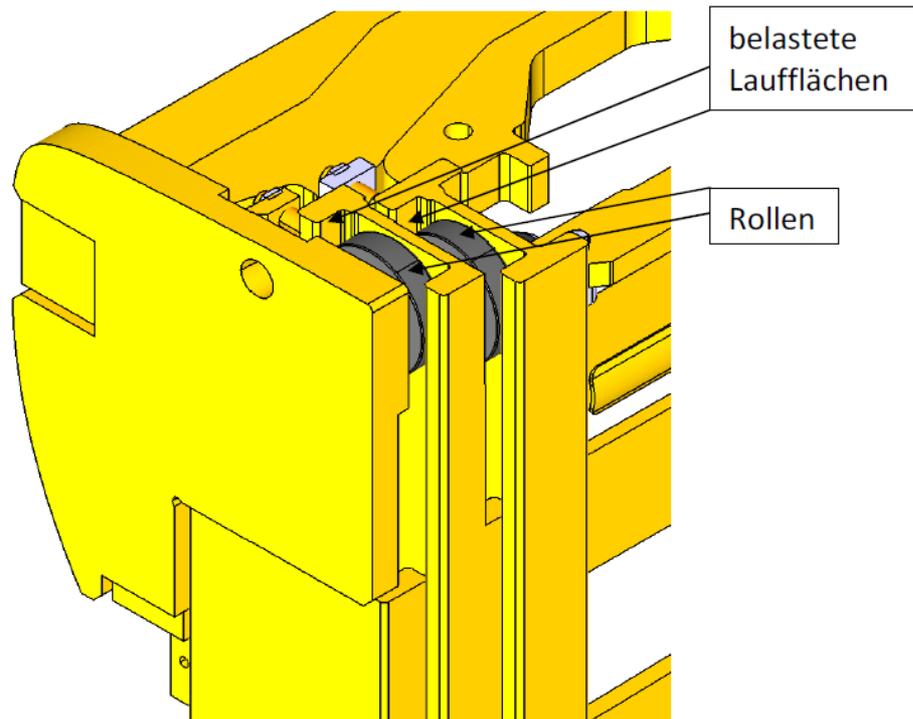


Bild 2.3: Laufflächen und Rollen /Jungheinrich/

2.2 IST-Stand

Warmgewalzte Profile

Für Hubgerüste niedriger Tragfähigkeiten und Hubhöhen der Baureihen 1 und 2, bieten warmgewalzte Mastprofile aus dem Werkstoff „18MnNb6“ mit einem ferritisch-perlitischem Gefüge einen ausreichenden Widerstand gegen Verschleiß. Das Warmwalzen findet oberhalb der Rekristallisationstemperatur des jeweiligen Stahles statt. Die Verformbarkeit von Stählen nimmt mit Erhöhung der Temperatur stark zu, da aufgrund von Diffusionsvorgängen während der Rekristallisation der Körner und anschließendem Kornwachstum Versetzungen abgebaut werden. In Abhängigkeit des Verformungsgrades und der Temperaturführung bilden sich während des Walzens aber neue Versetzungen, die mit weiteren Keimbildnern (z. B. Nitriden, die durch Aluminium und Niob entstehen können) eine Kornbildung begünstigen. Je nach Temperatur-Zeit-Verlauf beim Walzen, kann sich dann ein relativ feinkörniges Gefüge einstellen, das die notwendige Festigkeit und Zähigkeit sichert. Allerdings ergeben sich durch den Vorgang geringere Härten in den Ober- und somit auch Laufflächen, da aufgrund der längeren Haltezeit auf hohen Temperaturen, durch Oxidation mit dem Luftsauerstoff vermehrt Kohlenstoff entzogen wird. Dadurch wird der Ferritanteil erhöht und es entsteht eine weniger feste „weiche“ randentkohlte Schicht. Warmwalzen ist das am meisten angewandte und kostengünstigste Verfahren zur Herstellung von Profilen, da hohe Umformgrade erzielt und

der Stahl wirtschaftlich auf seine Form gebracht werden kann. Die Brinellhärten in den Laufflächen der eingesetzten Profile aus dem Werkstoff 18MnNb6 befinden sich laut Hersteller im Bereich von **170-210 HB**.

Kaltgezogene Profile

Um für Hubgerüste höherer Tragfähigkeit und Hubhöhen der Baureihen 2 und 3 ausreichende Beständigkeit gegen Verschleiß zu erzielen, wird der hier eingesetzte Werkstoff S355J2G3 mit einem ferritisch-perlitischem Gefüge im Anschluss an das Warmwalzen zusätzlich kaltgezogen. Das Kaltziehen findet unterhalb der Rekristallisationstemperatur des jeweiligen Stahles statt. Dabei wird der Werkstoff unter Druck plastisch verformt, weshalb sich seine Ebenen relativ zueinander verschieben und deswegen, in Abhängigkeit des Verformungsgrades, verstärkt Versetzungen bilden. Die entstehenden Versetzungen behindern ein Abgleiten der Ebenen durch den Aufbau von Spannungen und erhöhen deshalb die Festigkeit. Der Widerstand gegen Verformung nimmt zu. Die so erzielte Festigkeit und Härte bietet, gegenüber dem reinen Warmwalzen, einen höheren Widerstand gegen Verschleiß. Zusätzlich wird der negative Effekt der Randentkohlung deutlich vermindert. Die Versetzungsdichte steigt mit dem Kaltverformungsgrad φ stark an. Der Kaltverformungsgrad gibt in der Industrie das Verhältnis von Querschnittsabnahme zur Längenänderung des Profils an. In den eingesetzten Profilen liegt φ zwischen ██████. Das Umformen bzw. Kaltziehen ist als aufwändiges Bearbeitungsverfahren einzustufen. Beim Kaltziehen werden bei den Profilen laut Herstellerangaben über den gesamten Querschnitt Brinellhärten von **200-240 HB** erreicht.

Gefräste SE-M Profile

Der Stahlhersteller Hoesch bietet im Bereich der Profilverfertigung ein neues Verfahren an, genannt SE-M (specially engineered milled). Die wesentlichen Unterschiede der SE-M zu den kaltgezogenen Profilen ergeben sich aus der Kombination eines anderen Werkstoffes „25MnV5mod“ und einer anschließenden zweckmäßigen, mechanischen Bearbeitung (mod steht für *modified*). Der Stahl mit einem ferritisch-perlitischem Gefüge liegt im normalisierend-gewalzten Zustand vor, der dem nach einem Normalglühen gleichzusetzen ist. Dazu wird der Stahl während des Walzens, oberhalb der Rekristallisationstemperatur, in mehreren Stufen gezielt verfestigt, sodass, aufgrund der erhöhten Versetzungsdichte und Keimbildnern (z. B. Nitriden, die durch Aluminium und Niob entstehen können), eine Kornbildung begünstigt wird. Dadurch bildet sich im Vergleich zum Warmwalzen ein deutlich feineres Korn. Die Steigerung von Festigkeit und Zähigkeit ist deshalb ebenfalls

höher und somit auch die Beständigkeit gegen Verformung. Um den negativen Effekt der Randentkohlung zu beseitigen, findet nach dem Warmwalzen eine mechanische Bearbeitung der Funktionsoberflächen statt. Dabei werden die Oberflächen ca. 1mm abgefräst, wodurch die Oberflächenhärten wieder im Bereich der Grundhärte des Werkstoffes liegen. Aufgrund des einfacheren Bearbeitungsprozesses bietet das Verfahren gegenüber dem Kaltziehen wirtschaftliche Vorteile. Die Oberflächenhärten nach Brinell liegen bei SE-M Profilen im Bereich von **220-260HB**.

Während die notwendige Festigkeit und Härte bei kaltgezogenen Profilen über plastische Verformung erzielt wird, werden die Eigenschaften bei SE-M Profilen im Wesentlichen durch die chemische Zusammensetzung und das feinere Korn erreicht. Dadurch ist der Stahl, gegenüber den warmgewalzten und kaltgezogenen Serienprofilen, als schlechter schweißbar einzustufen. Innerhalb dieser Arbeit soll der Einsatz der SE-M Profile, im Hinblick auf eine wirtschaftliche Schweißbarkeit, mit dem MAG-Verfahren (Metall-Aktivgasschweißen) im Jungheinrich-Produktionsumfeld untersucht werden.

2.3 Metallaktivgasschweißverfahren

Das Metallaktivgasschweißen (MAG) gehört zu den Lichtbogenschweißverfahren des Schmelzschweißens. Dabei brennt der Lichtbogen in einer Schutzgasströmung aus aktiven Mischgasen zwischen einem kontinuierlich zugeführten, abschmelzendem Draht und dem Werkstück. Der Lichtbogen erzeugt die notwendige Wärme, um den Draht und den Grundwerkstoff aufzuschmelzen. Im Lichtbogen findet dazu eine Gasentladung statt. Da Gase erst bei relativ hohen Temperaturen elektrisch leitfähig sind, wird die Gasstrecke unter Spannung bei hohen Temperaturen stoßionisiert¹. Beim MAG-Schweißen bildet die Drahtelektrode den Pluspol (Anode) und das Werkstück den Minuspol (Kathode). Die freien Elektronen werden vom Pluspol angezogen. Durch ihre hohe Anzahl (abhängig von der Stromstärke) und Geschwindigkeit erzeugt die kinetische Energie der Elektronen beim Auftreffen an der Elektrode viel Wärme, die Drahtelektrode schmilzt schnell ab. Der sogenannte Brenner führt das Schutzgas und den Draht zum Werkstück. Der prinzipielle Aufbau ist in Abbildung 2.4 dargestellt. Kennzeichnend für den Übergang des aufgeschmolzenen Drahtes im Lichtbogen ist der Tropfenübergang, der im Sprühlichtbogen erfolgt. Beim MAG-Schweißen sind so hohe Abschmelzleistungen und Schweißgeschwindigkeiten

¹ Elektronen in der Gasstrecke treffen auf Gasatome, lösen weitere Elektronen von ihnen und ionisieren diese.

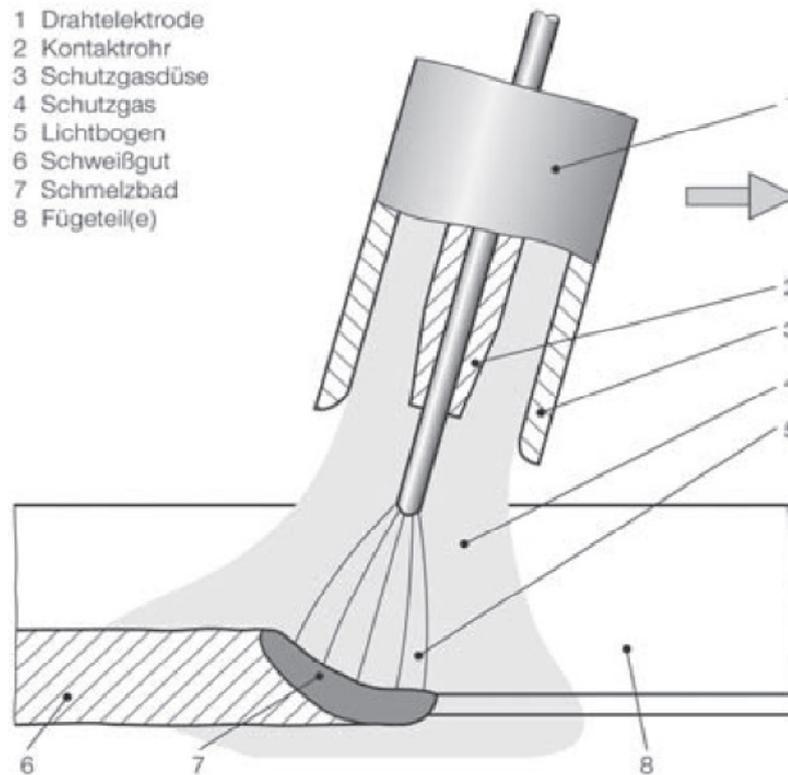


Abbildung 2.4: Aufbau des Brenners beim MAG-Schweißen /3/

(Vorschub des Brenners) möglich. An der Schweißstromquelle werden Drahtvorschubgeschwindigkeit und Spannung eingestellt. Das Schutzgas schützt das Schweißgut weiterhin vor Reaktionen mit der Atmosphäre und hat Einfluss auf die elektrische Leitfähigkeit und Eigenschaften des Lichtbogens. Das MAG-Schweißen zeichnet sich durch seine hohe Produktivität und den guten Automatisierungsgrad aus. Aus Gründen der Wirtschaftlichkeit ist das MAG-Schweißen in der Industrie weit verbreitet.

2.4 Bisherige Untersuchungen

Anfang 2007 fand bereits eine Untersuchung zum Werkstoff „25MnV5mod“ statt. Dabei sind an den Profilen reale Schweißnahtverbindungen mit Querträgern aus der aktuellen Baureihe 2 hergestellt worden. Die Versuche wurden mit dem MAG-Verfahren von Hand geschweißt. Die Untersuchungen sind zum Vergleich ebenfalls an den aktuell eingesetzten, kaltgezogenen Serienprofilen durchgeführt worden. Dabei ergaben sich für die Schweißnahtverbindungen mit dem Werkstoff 25MnV5mod, in Bezug auf die Richtlinien und Empfehlungen, unzulässige Aufhärtungen. Die Ergebnisse des aktuellen Profilwerkstoffes lagen hingegen noch im zulässigen Bereich (siehe Abschnitt 5.2). Die Schlussfolgerung der Untersuchung war, dass der Werkstoff 25MnV5mod nur unter erhöhtem prozesstechnischem Aufwand

schweißbar ist. Der Untersuchungsbericht befindet sich im Anhang A4. Die Umsetzung dieser Prozesstechnik ist unter anderem Untersuchungsgegenstand der Arbeit. Aus diesem Grund sollen mit dem vorhandenen Fertigungsprozess, mit Hilfe der Schweißroboter Schweißparameter gefunden werden, die eine genügende Sicherheit der Schweißverbindung sicherstellen.

3 Betrachtung zur Schweißbarkeit von 25MnV5mod

Die Oberflächenhärten der Profile sind ein wesentliches Qualitätsmerkmal für die Beständigkeit gegen Verschleiß. Während an den Profiloberflächen jedoch gewisse Härten erwünscht sind, können diese in der Schweißnahtverbindung von umwandlungsfähigen Stählen durch den Schweißprozess extreme Werte annehmen, die örtlich eine Verspannung des Gefüges hervorrufen und damit eine Rissbildung begünstigen. Im schlimmsten Falle führt dies zum Versagen der Schweißnahtverbindung bzw. des ganzen Bauteils. Im Folgenden werden die Grundlagen bzw. Ursachen der Aufhärtung und wasserstoffinduzierten Rissbildung durch das Schweißen behandelt. Anschließend sollen, auf Basis von Empfehlungen und Richtlinien, theoretische Methoden zur Beurteilung der Schweißbarkeit des Stahles vorgestellt und Schweißparameter mit dem größten Einfluss auf die Härte bestimmt werden. Als Beurteilungskriterium steht somit die Härte der Schweißnaht im Mittelpunkt.

3.1 Werkstoff 25MnV5mod

Der Werkstoff 25MnV5mod besitzt im Vergleich zu den warmgewalzten und kaltgezogenen Profilen eine höhere Festigkeit und Härte. Tabelle 3.1 zeigt die wichtigsten mechanischen Eigenschaften. Die Angaben sind dem Werkstoffblatt vom Hersteller Hoesch entnommen.

Tabelle 3.1: Mechanische und technologische Eigenschaften, Zugversuch in Längsrichtung /Firma Hoesch/

	Mindeststreckgrenze R_{eH} [MPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Mindestbruchdehnung A5 [%]	Mindestkerbschlagarbeit KV in J (Charpy-V-Proben) Prüftemperatur [°C]		
				Lage	-20	-50
25MnV5 mod	550	700-900	16	Längs	18	–

Da der Werkstoff bei der Herstellung immer bestimmten Schwankungen unterliegt, sind die zulässigen Bereiche der wichtigsten Begleitelemente vom Werkstoff 25MnV5mod in Tabelle 3.2 angegeben. Die höheren Festigkeiten und Härten, gegenüber den anderen Profilen, werden

Tabelle 3.2: Chemische Zusammensetzung (Schmelzanalyse in [%]) /Firma Hoesch/

	C	Si	Mn	P	S	V	Cr+Mo+Ni
25MnV5mod	0,26-0,30	0,15-0,35	1,50-1,70	≤0,035	≤0,035	0,04-0,12	0,50

nicht nur über das normalisierende Walzen erreicht, sondern auch über die chemische Zusammensetzung. Dafür sind bestimmte metallurgische Vorgänge im Stahl verantwortlich:

- Aufgrund des höheren Kohlenstoffgehaltes gegenüber den anderen Profilen entsteht mehr Perlit, das deutlich härter ist als Ferrit.
- Im Weiteren bildet der Kohlenstoff, aufgrund des unterschiedlichen Lösungsverhaltens bestimmter Begleitelemente, während des Abkühlens Karbide (ideal in Form fein verteilter kohärenter Ausscheidungen), die in Leerstellen und an Korngrenzen gelagert, aufgrund der erhöhten Härte, Versetzungsbewegungen behindern.
- Das Ausscheiden von harten Karbiden durch die Mikrolegierungselemente Vanadium, Chrom, und Niob hat somit besonderen Einfluss auf die Festigkeit und auch Härte des Werkstoffes, vermindert aber die Zähigkeit.
- Zusätzlich wird eine erhöhte Härte des Gefüges durch Mischkristalle wie Mangan und Silizium im Ferrit erreicht. Einlagerungsmischkristalle erhöhen gegenüber Austauschmischkristallen stärker die Härte.

Maßgebend werden diese Effekte durch Kohlenstoff und die genannten Elemente erreicht. Diese verschlechtern aber die Schweißbeignung, insbesondere durch den erhöhten Gehalt an Kohlenstoff. Die Ursache hierfür soll in folgendem Abschnitt geklärt werden.

3.2 Metallurgische Vorgänge beim Schweißen

Einfluss auf die Aufhärtung von Stahl hat im Wesentlichen seine Umwandlungsfähigkeit zu harten Gefügebestandteilen, welche von der chemischen Zusammensetzung und den Abkühlbedingungen beim Schweißprozess abhängen. Die Vorgänge bei solchen Umwandlungen werden kurz erläutert. In Bezug auf ihre chem. Zusammensetzung soll der Einfluss der wichtigsten Elemente auf den Prozess der Aufhärtung und Rissinitiierung wiedergegeben werden.

3.2.1 Polymorphe Umwandlung

Technische Stähle können innerhalb einer Phase in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung, Temperatur und dem Druck in unterschiedlichen Kristallstrukturen² vor-

² Kristallstrukturen bestehen aus Gittern, welche sich aus dreidimensional angeordneten Elementarzellen zusammensetzen. Elementarzellen wiederum sind aus dreidimensional angeordneten Atomen aufgebaut (siehe auch Abbildung 2.4).

liegen, auch Phasen genannt. Diese Eigenschaft wird übergeordnet als Polymorphismus bezeichnet. Eine Phasenumwandlung bei solchen Stählen stellt eine polymorphe Umwandlung dar. Große Bedeutung während des Abkühlvorgangs beim Schweißen hat die Phasenumwandlung von γ -Austenit in α -Ferrit. Durch die hohen Abkühlgeschwindigkeiten wird die Unterkühlung so groß, dass die polymorphe Umwandlung nicht mehr über Diffusionsvorgänge, sondern nur noch über den diffusionslosen Umwandlungsmechanismus ablaufen kann. Dabei können sich in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung und den Abkühlgeschwindigkeiten sehr harte Gefügebestandteile wie Martensit bilden, die eine Ferrit und Perlitbildung vollständig unterdrücken können. Abbildung 3.1 zeigt die Bildung von Martensitlinsen in Austenitkörnern, Abbildung 3.2 ein Schlibbild mit martensitischem Gefüge. Die beschriebenen Prozesse spielen sich beim Schweißen in einem sehr kleinen Bereich ab, der als Wärmeeinflusszone (WEZ) bezeichnet wird. Die Wärmeeinflusszone ist ein Gebiet mit sehr konzentrierter Wärmeeinbringung, in der das Schweißgut und meist nur

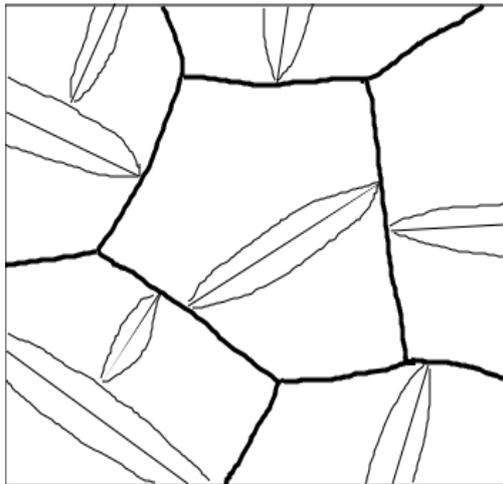


Abbildung 3.1: Bildung von Martensitlinsen im Austenitkorn /1/

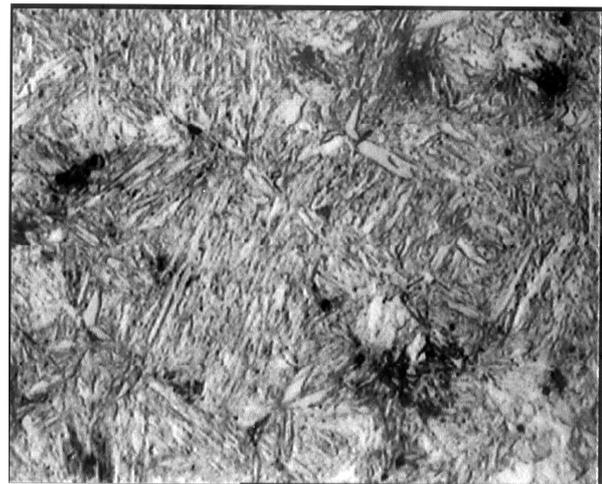


Abbildung 3.2: Nadelförmiges Martensit im Stahl mit 0,35%C, abgeschreckt bei 870°C /2/

einige Millimeter des Grundwerkstoffes stark beeinflusst bzw. verändert werden. Damit ergeben sich in diesem Bereich vom Grundwerkstoff abweichende Änderungen, die von den Schweißparametern abhängig sind. In Abbildung 3.3 ist der Aufbau einer Kehlnaht, insbesondere der Wärmeeinflusszone, dargestellt, wie sie in dieser Arbeit entstanden ist. Deutlich erkennbar sind die Wärmeeinflusszonen der Grundwerkstoffe S235JR und 25MnV5mod. Sehr nachteilige Eigenschaften ergeben sich im Bereich der Grobkornzone, in denen ungünstige Gefüge wie Martensit entstehen können. Sie bildet sich am Übergang Zusatzwerkstoff-Grundwerkstoff (Schmelzlinie) und kann in Abhängigkeit der Schweißparameter einen relativ großen Bereich der WEZ einnehmen. Im Anschluss an die

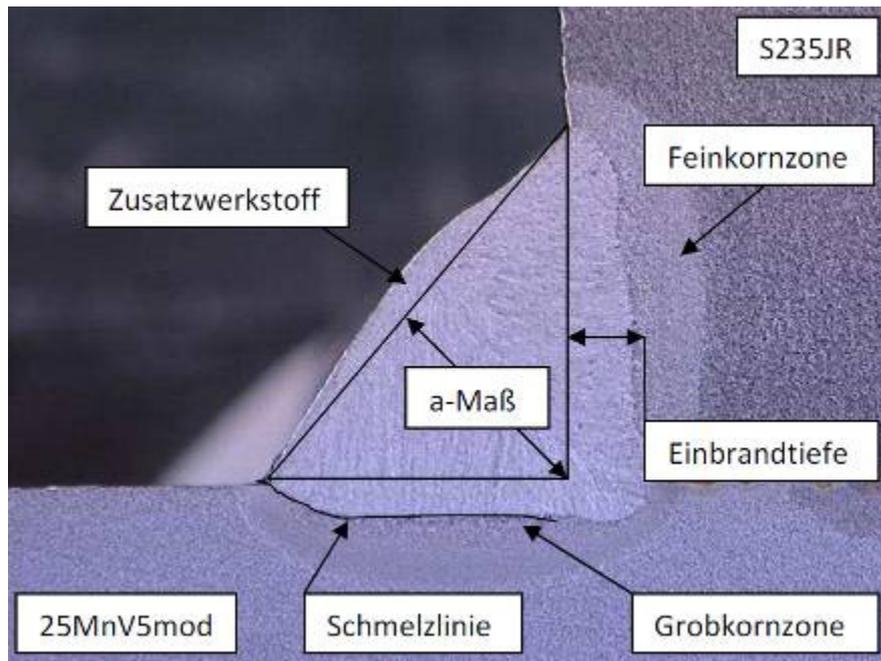


Abbildung 3.3: Aufbau der Wärmeinflusszone einer Kehlnaht am T-Stoß

Grobkornzone befindet sich, bedingt durch den Effekt des Normalglühens, der Übergang zur Feinkornzone. Die Lage der beiden Zonen ist in der Abbildung ungefähr angegeben. Die Breite der insgesamt beeinflussten Zone beträgt dabei nur wenige Millimeter und ist von den Schweißbedingungen und -parametern abhängig. Das a-Maß in der Abbildung gibt die Nahtdicke an. Dabei handelt es sich um den bis zu den Nahtflanken vollständig durchgezogenen Bestandteil des Nahtquerschnitts. Eine Einhaltung der Nahtdicke von $a=5\text{mm}$ an den Hubgerüsten ist aus konstruktiven Gründen wichtig.

Bestimmte Elemente haben extremen Einfluss auf die Eigenschaften der WEZ bzw. den Umwandlungsprozess und steigern deshalb die Gefahr zur Aufhärtung und Rissbildung. Dieser Einfluss kann über die Löslichkeit der Elemente im Gitter des Stahles beurteilt werden.

3.2.2 Einfluss von Kohlenstoff auf die Martensitbildung

Kohlenstoff hat einen sehr viel kleineren Atomdurchmesser als die Eisenatome des Stahles. Deswegen kann sich Kohlenstoff im Gitter nur auf wenigen Zwischengitterplätzen einlagern (siehe Abbildung 3.4a). Die Löslichkeit der C-Atome kann, in Abhängigkeit der Temperatur und der dann vorliegenden Phase, stark schwanken und beeinflusst deshalb den Zwischengittermechanismus bzw. den Aufhärtungsvorgang. Bei höheren Temperaturen liegt die Phase γ -Austenit vor, welche eine bessere Löslichkeit aufgrund des kubisch-flächenzentrierten (kfz) Gitteraufbaus ermöglicht (ca. 2%), da die Gitterlücken in den Elementarzellen größer sind. Im Bereich niedrigerer Temperaturen nimmt die Löslichkeit bei

der Umwandlung in α -Ferrit sehr stark ab (ca. 0,02%). Die Gitterlücken in den Elementarzellen werden dann so gering, dass das Kohlenstoffatom nicht mehr in das Gitter „passt“. Kohlenstoff ist im kfz-Gitter des Austenits also um das 100fache löslicher als im krz-Gitter des Ferrits. Die beim Schweißen vorhandenen hohen Abkühlgeschwindigkeiten³ und die geringen Haltezeiten führen dazu, dass der Kohlenstoff, der im Austenit noch löslich ist, nicht mehr aus dem Gitter ausscheiden kann und deshalb wegen der schlagartigen Abnahme der Löslichkeit bei der Umwandlung von γ -Austenit in α -Ferrit zwangsgelöst bleibt. Durch die schnelle Abkühlung sind ebenfalls keine Haltezeiten vorhanden, in denen ein Konzentrations-

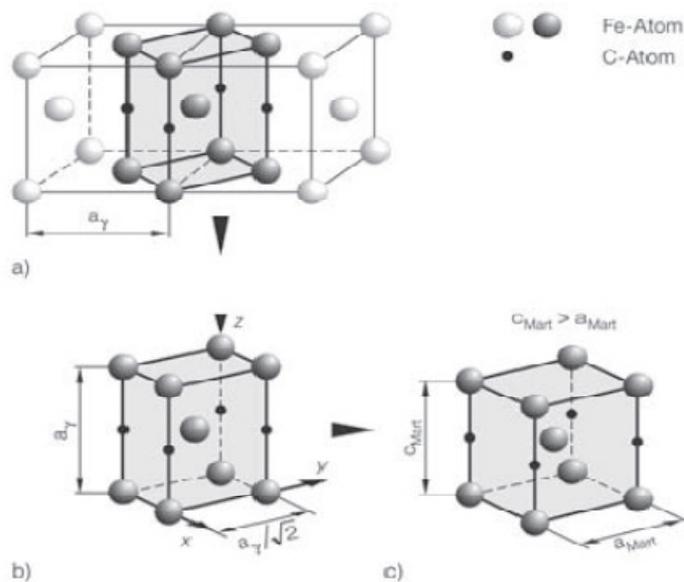


Abbildung 3.4 /3/

a) im kfz-Gitter zeichnet sich die Bildung einer rz-Zelle ab

b) dabei erfolgt ein Dehnen in x- und y-Ebene und Stauchen in z-Richtung (a_γ)

c) Es bildet sich eine trz-Zelle, da die eingelagerten C-Atome das rz-Gitter in z-Richtung aufweiten ($c_{\text{Mart}} > a_{\text{Mart}}$)

ausgleich stattfinden könnte. Es bilden sich harte Gefügebestandteile wie Martensit oder Bainit. Beim Prozess der Martensitbildung kommt es nach bisherigen Erkenntnissen zu keiner Volumenänderung des Gitteraufbaus, sondern vielmehr zu einer Gestalt- bzw. Formänderung. Durch die eingelagerten C-Atome staucht sich das Gitter in z-Richtung und weitet die x- und y-Ebene auf. Infolge dessen entsteht während der γ - α -Umwandlung kein kubisch-raumzentriertes, sondern ein tetragonal-raumzentriertes (trz) Gitter. Abbildung 3.4 stellt den Vorgang da. Die bei der Bildung des trz-Gitters verursachte Verformungsspannung kann so groß sein, dass sich dadurch bereits Risse bilden. Dies ist sehr wahrscheinlich der Fall, wenn nahezu vollständig Martensit entsteht. Die Höchst Härte kann dann nach Formel 3.1 mit dem Kohlenstoffgehalt $C=0,29\%$ ungefähr berechnet werden. Die dafür erforderliche Energie

$$HV_{\max} = 930 * C + 283 = 553HV \quad (3.1)$$

³ Beim Schweißen können die Abkühlgeschwindigkeiten einige hundert Kelvin pro Sekunde betragen.

resultiert aus einer erheblichen Unterschreitung der Gleichgewichtstemperatur, mit einer entsprechenden Unterkühlung ΔT bis zur Martensitstarttemperatur M_s ⁴.

Aufgrund der hohen Temperaturen über 1100°C, die während des Aufheizens und Abkühlens im Bereich der Schmelzlinie bis zu wenigen Sekunden gehalten werden, findet dort durch Diffusion erhöhtes Kornwachstum statt. Es entsteht die Grobkornzone. In diesem Bereich der WEZ sind die höchsten Härten wegen Martensitbildung und geringsten Zähigkeiten aufgrund des groben Kornes zu erwarten. Ein Wachstum der Körner kann dort nur durch hochschmelzende Karbide verhindert werden.

Die während des Schweißens auftretenden Temperaturzyklen (Temperatur-Zeit-Verlauf) haben maßgebenden Einfluss auf die metallurgischen Eigenschaften der Wärmeeinflusszone. Die Temperaturzyklen ihrerseits sind stark von den Schweißparametern abhängig. Da die Abkühlgeschwindigkeit gerade in Bezug auf die entstehende Härte von besonderem Interesse ist, hat sich ein bestimmter Temperaturbereich während der Abkühlung als sehr nützlich erwiesen. Nämlich die Abkühlung der WEZ von 800°C auf 500°C, die als $t_{8/5}$ -Zeit bezeichnet wird. In dieser Temperaturzone finden beim Schweißen wichtige Gefügeumwandlungen statt, wie die γ - α -Umwandlung. Mit Hilfe der $t_{8/5}$ -Zeit können in der Theorie und Praxis bedeutende Aussagen über die metallurgischen Eigenschaften einer Schweißnahtverbindung getroffen werden. Da die Abkühlzeiten beim Schweißen im Gegensatz zu üblichen Wärmebehandlungen extrem gering sind, nimmt auch die Diffusionszeit, in der der Kohlenstoff das Eisengitter verlassen kann, stark ab. Ab der sogenannten oberen kritischen Abkühlgeschwindigkeit v_{ok} wandelt sich Austenit fast vollständig in Martensit um⁵ und es ergeben sich Höchst Härten nach Formel 3.1. Da sich bei geringeren Abkühlgeschwindigkeiten auch andere Gefügearten als Martensit ausbilden, können die Eigenschaften des Gefüges und somit der Gütewerte im Bereich der WEZ sehr unterschiedlich sein. Hohe Härten können bei Anwesenheit von Wasserstoff die Kaltrissgefahr stark begünstigen.

3.2.3 Einfluss der Legierungselemente auf die Aufhärtung

Elemente wie Mangan, Molybdän, Chrom, Nickel und Vanadium sind im Vergleich zu Kohlenstoff im Eisen-Kristall besser löslich, da ihre Ordnungszahlen dem Eisen nahe liegen und sie somit deutlich kleinere Unterschiede im Atomdurchmesser aufweisen. Deshalb ist ihre

⁴ Die Martensitbildung beginnt bei M_s und ist abhängig von der chemischen Zusammensetzung.

⁵ Es bleibt bei den meisten Stählen ein gewisser Restaustenitanteil zurück, da die Spannungen durch die Martensitbildung so hoch sind, dass eine weitere Umwandlung blockiert wird.

Diffusionsneigung geringer, sodass ihre Verteilung und Löslichkeit während des Abkühlens relativ konstant bleibt. Sie haben aber direkten Einfluss auf den unter Abschnitt 3.2.2 beschriebenen Aufhärtungsprozess. Die meisten Legierungselemente erhöhen die Härtebarkeit und verschieben den Härteabfall hin zu längeren Abkühlzeiten. Folglich wird die kritische Abkühlgeschwindigkeit erniedrigt und die Ferritbildung erschwert. Dieser Effekt beruht unter anderem auf einer Behinderung der Diffusion von Kohlenstoffatomen bei der Umwandlung von Austenit in Martensit. Die Wirksamkeit der Diffusionsbehinderung von Kohlenstoff steigt mit dem Legierungsgehalt. In besonderem Maße ist dies durch Mangan der Fall. Mit steigendem Gehalt an Legierungselementen und Kohlenstoff nimmt demnach die kritische Abkühlgeschwindigkeit ab, die Austenitstabilität⁶ zu. Damit steigt die Gefahr der Martensitbildung in den austenitisierten Bereichen der WEZ. Der Einfluss von Kohlenstoff und den Legierungselementen wird in Kohlenstoffäquivalenten zusammengefasst.

3.2.4 Kaltrissbildung durch Wasserstoff

Rissoberflächen bilden sich durch eine irreversible Trennung des atomaren Zusammenhalts. Die Verspannungen des Gitters durch Martensitbildung und Schrumpfungen während des Abkühlens können so groß sein, dass örtlich die Festigkeit, also der Widerstand gegen Verformung, überschritten wird und Risse entstehen. Da geringste Zähigkeiten in der Grobkornzone keine plastischen Verformungen zulassen, kann dies im Bereich der WEZ zum Sprödbruch führen. Ob eine Rissausbreitung zu einem Bruch des Bauteils führt, ist aufgrund der komplexen Belastungsfälle, des Rissauslösungs- und Rissfortpflanzungsvermögen nicht exakt vorherzusagen. Eine wesentliche Gefahr für die Rissauslösung im unteren Temperaturbereich nach dem Abkühlen bildet der wasserstoffinduzierte Kaltriss, weil aufgrund vieler Einflüsse der Gehalt stark schwanken kann. Heißrisse werden nicht näher beschrieben, da niedrigste Schwefelgehalte im Grundwerkstoff angenommen werden können und diese konstant bleiben. Wegen seinen teillöslichen Eigenschaften kann sich Wasserstoff ebenso wie Kohlenstoff auf Zwischengitterplätzen einlagern. Gleichmaßen nimmt seine Löslichkeit im Stahl hin zur Raumtemperatur bis auf null ab. Während der Kohlenstoff aber meist zwangsgelöst bleibt, kann das Wasserstoffatom aufgrund seines geringsten Atomdurchmessers, selbst bei niedrigen Temperaturen, innerhalb von wenigen Minuten aus dem Eisengitter diffundieren und noch bis zu 72 Stunden ausgasen. Seine Wirkung ist vorwiegend auf den Bereich der Wärmeeinflusszone beschränkt, da hier Wasserstoff durch die Trennung im Lichtbogen in atomarer Form

⁶ Die Bildung von weicherem Ferrit und Perlit wird zu Gunsten der Bainit- und Martensitbildung zurückgedrängt

vorliegt ($H_2 \rightarrow H$) und die Risszähigkeit, insbesondere in der stark aufgehärteten Grobkornzone, reduziert ist. Wasserstoff sammelt sich meist im Bereich von Fehlstellen im Gitter (beim Schweißen insbesondere in von Einschlüssen gebildeten Hohlräumen oder Poren). Durch die Volumenausdehnung bei der Wasserstoffrekombination ($H \rightarrow H_2$) und Koagulation, entstehen dreiaxiale Spannungszustände, die eine Versprödung hervorrufen, welche in der Grobkornzone mit reduzierter Zähigkeit Risse indizieren kann. Der Wasserstoffeintrag ist von den Schweißbedingungen abhängig und nur schwer bestimmbar. Beim Schweißen kann Wasserstoff aus dem Grundmaterial, der umgebenden Atmosphäre und vom Schweißdraht eingetragen werden. Der Wasserstoff kann bei niedrigen Temperaturen nur in geringe Entfernungen diffundieren. Zusätzlich ist eine ausreichende Konzentration bis zu 72 Stunden vorhanden, um Mikrorisse zu initiieren. In Zusammenarbeit mit entsprechenden Belastungen wie Eigenspannungen oder äußeren Beanspruchungen kann die Rissausbreitung nicht mehr gestoppt werden. Die Neigung zur Kaltrissbildung harter Gefüge nimmt in der Regel mit steigender Härte zu. Abbildung 3.5 zeigt gefährdete Zonen für wasserstoffinduzierte Rissbildung an einer Kehlnaht. Abbildung 3.6 stellt einen Unternahriss an der Schmelzlinie dar. Die Rekombination kann ebenfalls dazu führen, dass bereits vorhandene oder gestoppte Risse sich weiter ausbreiten. Der Gehalt ist im Wesentlichen von den verwendeten Werkstoffen und stark von den Bedingungen beim Schweißprozess abhängig, experimentell aber nur schwer bestimmbar. Mit steigendem Wasserstoffgehalt und hohen Höchst härten aufgrund der chemischen Zusammensetzung, steigt die Gefahr der Kaltrissbildung stark an. Durch Vor- oder Wärmenachbehandlungen kann die Wasserstoffeffusion positiv beeinflusst werden.

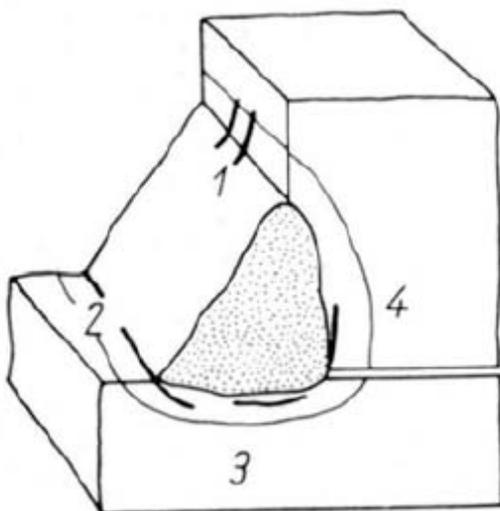


Abbildung 3.5: Wasserstoffrisse an Kehlnähten; (1) Querriss; (2) Kerbriss; (3) Unternahriss; (4) Wurzelriss /4/

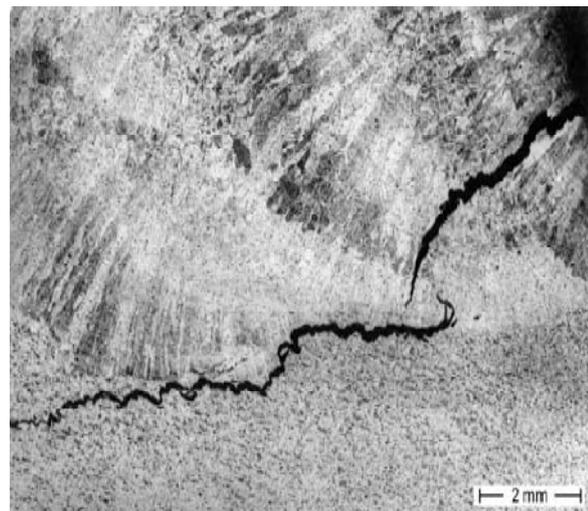


Abbildung 3.6: Rissbehaftete Kehlnaht. Zu sehen ist ein Unternahriss am Übergang vom Schweißgut zum Grundwerkstoff /4/

3.3 Betrachtung der zulässigen Höchst Härte von 25MnV5mod

Da es sich bei 25MnV5mod um einen ausscheidungshärtenden Feinkornstahl mit einer Streckgrenze $R_{eH} > 360 \text{ N/mm}^2$ handelt, erfolgt gemäß CR ISO 15608 die Einteilung zum Schweißen in Werkstoffgruppe 3.3. Für Stähle dieser Gruppe sieht Tabelle 2 in DIN EN ISO 15614-1 in der Wärmeeinflusszone zulässige Härten von maximal 450HV vor. Diese Härten werden einerseits zugelassen, da der Werkstoff eine höhere Grundhärte besitzt und somit die Härteunterschiede in den zäh-spröden Bereichen der WEZ noch zulässig sein sollen. Andererseits impliziert die ungefähr erreichbare Höchst Härte von 553HV nach Formel 3.1 bei der vollständigen Umwandlung in Martensit, dass sich der Anteil bei 450HV noch in annehmbaren Grenzen befindet, die eine unmittelbare Rissbildung schon aufgrund der Verformungsspannung während der Bildung verhindern. Die Einteilung der Werkstoffe in Tabelle 2 nach DIN 15614-1 beruht allerdings auf Erfahrungswerten, experimentellen Versuchen und Modellrechnungen mit Hilfe von Berechnungsverfahren der Bruchmechanik unter Einbeziehung von Sicherheitsfaktoren.

Zur Ermittlung werden in diesen Härtebereichen Prüfverfahren wie Vickers oder Rockwell eingesetzt. Mit Hilfe der Messungen können dann über die Härteverteilung und Höchst Härten gewisse Annahmen zur Gefahr einer Rissbildung in der WEZ getroffen werden. Mit steigendem Martensitanteil im Gefüge und zunehmender Härte wird eine Rissbildung durch Verformungsspannung wahrscheinlicher. Entlang der Grobkornzone kann eine Rissausbreitung aufgrund geringer Zähigkeit nicht mehr durch Verformungen aufgefangen werden.

Die Zähigkeit von ferritischen Stählen bei konstanter Temperatur ist entscheidend bestimmt durch die Härte, Korngröße, chemische Zusammensetzung und das Gefüge, weshalb genaue Aussagen nur durch geeignete Kerbschlagversuche möglich sind. An gekerbten Bauteilen, die einen gebildeten Riss simulieren sollen, sind Konzepte zur Abschätzung der Risszähigkeit aus der Kerbschlagarbeit entwickelt worden. Da die Zähigkeit wiederum *gewissermaßen* mit der Härte korreliert, wird immer öfter versucht, die Risszähigkeit aus der Härte abzuschätzen. Über das Konzept des J-Integrals aus der Bruchmechanik sind an gekerbten Bauteilen die zur Risseinleitung notwendigen Energien ermittelt worden, auch in den zäh-spröden Bereichen von Schweißnahtverbindungen. Die Vorhersagen mittels des J-Integrals sind besonders in großen plastischen Bereichen an der Risspitze geeignet und lassen gewissermaßen auf die Risszähigkeit schließen. Abbildung 3.7 zeigt die Abhängigkeit der dynamischen Risszähigkeit von der Härte für allgemeine Baustähle mit Streckgrenzen bis 360 N/mm^2 aus dynamischen

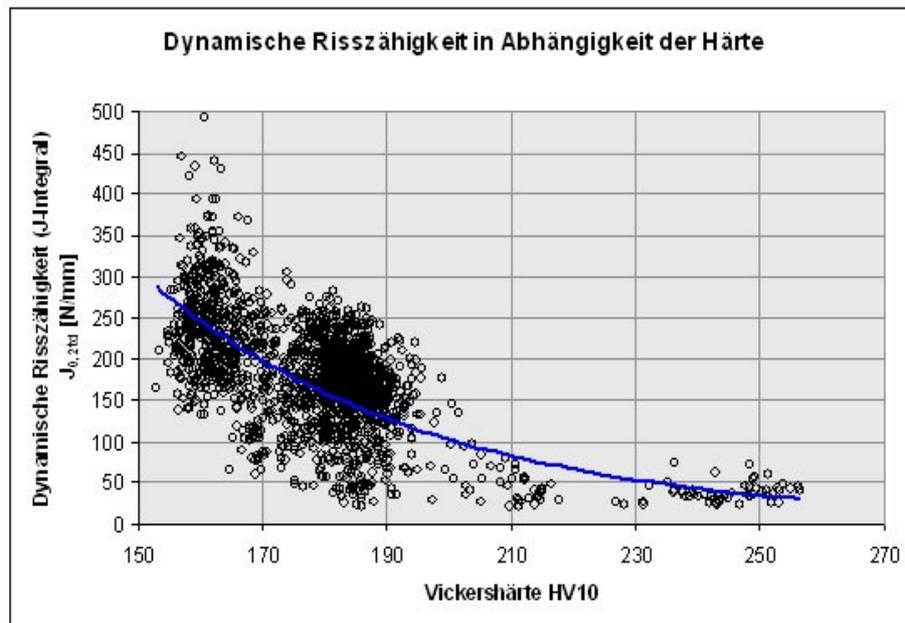


Abbildung 3.7: Dynamische Risszähigkeit in Abhängigkeit der Vickershärte /Firma Hoesch/

Modellversuchen, die vom Stahlhersteller Hoesch ermittelt worden sind. Dem Diagramm kann entnommen werden, dass die Härte *in gewisser Weise* mit den in der Bruchmechanik ermittelten Risszähigkeitswerten korreliert. Allerdings streuen die Ergebnisse stark und lassen aufgrund der vielen Einflussfaktoren keine genauen Aussagen zu. Eine gewisse Tieflage der Risszähigkeit wird bereits ab 210HV erreicht. Somit kann davon ausgegangen werden, dass bei hohen Härten unter bainitischem und martensitischem Gefüge die Zähigkeit soweit herabgesetzt ist, dass Risse nicht mehr durch Verformung aufgefangen werden können.

Zur Berechnung der Dauerschwingfestigkeit von Schweißnahtverbindungen gibt es verschiedene Verfahren, die sich auf experimentelle Versuche mit anschließender mathematischer Aufbereitung (Wöhlerlinien, Dauerfestigkeitsschaubilder) und auf verschiedene Modellrechnungen stützen. Der IIW (International Institute of Welding) hat bspw. zwei Dokumente veröffentlicht, in denen Richtlinien für die Ermüdungsfestigkeit von Schweißnahtverbindungen mittels der Finite-Elemente-Methode angegeben sind. Allerdings gehen diese Berechnungsmethoden zur Dauerfestigkeit einer Schweißnahtverbindung alle von bestimmten Voraussetzungen für Nahtvorbereitung, Nahtgeometrie, Belastungsfall und Eigenschaften der Schweißnaht aus. Im realen Hubgerüsteinatz wird eine exakte Aussage zur Dauerfestigkeit nicht möglich sein. Zum einen können komplexe dreiaxiale Spannungszustände mit entsprechend hohen Spannungsspitzen, aufgrund von stark unterschiedlichen Belastungsfällen und Eigenspannungszuständen durch Schrumpfspannungen, nicht simuliert werden. Zum anderen sind die Anforderungen an die Schweißnahtgüte, wegen teils

verzunderten und nicht vorbehandelten Oberflächen, aus konstruktiven Gründen nur schwer einzuhalten. Zusätzlich werden Festigkeit und Zähigkeit der Schweißnahtverbindung, aufgrund der unterschiedlichen Gefüge und Eigenschaften in der WEZ erheblich von den Annahmen abweichen. Diese Faktoren haben aufgrund der hohen dynamischen Belastungen im Hubgerüsteininsatz einen nicht vorhersehbaren Einfluss aufeinander. Zur Beurteilung der Festigkeit in der Schweißnahtverbindung können demnach auch keine Werkstoffkennwerte wie die Streckgrenze R_{ch} oder Zugfestigkeit R_m vom Hersteller verwendet werden, da diese unter statischen Bedingungen ermittelt wurden und dynamische Beanspruchungen am Hubgerüst vorliegen. Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten weicht im Bereich der WEZ erheblich von dem des unbeeinflussten Grundwerkstoffes ab. Insbesondere kann mit den Angaben der Kerbschlagarbeit zum Zähigkeitsverhalten in der WEZ keine Aussage gemacht werden, da bei beim Schweißen von Feinkornbaustählen im Bereich der WEZ das feine Korn durch Anlasseffekte zu größerem Korn umgewandelt wird. Ohne entsprechende Wärmenachbehandlungen wie dem Spannungsarmglühen, Anlassen oder sogar Normalglühen werden die ursprünglichen Eigenschaften des Werkstoffes größtenteils aufgehoben.

Die metallurgischen Eigenschaften einer Schweißnaht und damit in gewisser Weise ihre Festig- und Zähigkeit, sind im Wesentlichen von der Abkühlzeit sowie der chemischen Zusammensetzung abhängig und werden in dieser Arbeit durch die Härteverteilung in der WEZ und somit der Gefahr zur Rissbildung beurteilt. Mit zunehmendem Gefälle der Härten steigt die *metallurgische Kerbwirkung* beim Wechsel vom harten in den „weicheren“ Werkstoff. Die Härte­differenz bei Härten um 450HV kann in den Übergängen bis zu 250HV betragen und bei Anwesenheit von Härtesäcken in der WEZ die kritische Differenz von 300HV überschreiten, bei der die Dauerschwingfestigkeit erheblich herabgesetzt wird. Gefährdete Gebiete in der WEZ können besonders der Übergang von Schweißzusatz-Grobkornzone-Feinkornzone, also die zäh-spröden Bereiche sein. Ursache der Kerbwirkung ist u.a. die eingeschränkte Verformungsfähigkeit infolge geringer Plastizität und Zähigkeit der harten Gefügebereiche, die durch wechselnde Belastung, besonders im Übergang zu den zäheren Gefügebereichen in der Feinkornzone, zur Rissbildung führen kann. Im Weiteren ist eine Beurteilung der Zähigkeit in Bezug auf die Härte nur bedingt möglich, da in der WEZ unterschiedliche Gefüge vorliegen können⁷. Verstärkend beim Einsatz der Hubgerüste wirken besonders die verschiedenen Lastfälle und mehrstufigen Belastungen mit dreiachsigen Spannungszuständen und hohen Spannungsspitzen, gerade an gefährdeten Stellen der

⁷ Bspw. wird die Zähigkeit von Bainit von der Zähigkeit des Martensits trotz hoher Härten abweichen.

Schweißnahtverbindung (Fehlstellen, Einschlüsse, Poren, äußere und innere Kerben). Bestimmte Einsatzbedingungen (im Kühlhauseinsatz liegen Temperaturen bis -32°C vor) können darüber hinaus die Rissbildung durch geringste Kerbschlagwerte bei niedrigen Temperaturen begünstigen. Zuletzt darf der erhöhte Eigenspannungszustand durch ungleichmäßiges Erwärmen und Abkühlen in den Schweißnähten nicht vernachlässigt werden. Die Dehnungen und Schrumpfungen werden einerseits durch die erhöhte Streckgrenze beim Abkühlen und andererseits durch die Einspannung in der Konstruktion behindert.

Die nach DIN EN ISO 15614-1 angegebene zulässige Härte von 450HV sollte aufgrund der vielen Einflussfaktoren deshalb in keinem Falle überschritten werden, ebenso nicht aus qualitäts- und sicherheitstechnischen Gründen. Nach vielen Quellen ist eine Rissbildung bereits ab 400HV wahrscheinlich. Ein wesentlicher Faktor ist weiterhin der Wasserstoffeintrag, der einen erheblichen Einfluss auf die Gefahr der Kaltrissbildung hat und aufgrund der Rahmenbedingungen beim Schweißen nur schwer vorauszusagen ist. Untersuchungen zur Bestimmung des Wasserstoffgehaltes sind in der Umsetzung extrem aufwändig. Für eine größtmögliche Reduktion müsste der Fertigungsprozess eventuell optimiert werden.

Bedeutung für eine geeignete Beurteilung der Dauerfestigkeit einer Schweißnaht können deshalb nur geeignete experimentelle Dauerteste haben, die den realen Belastungsfall möglichst genau nachstellen, um eine gewisse Dauerschwingfestigkeit nachzuweisen. Es könnten gleiche Schweißnahtverbindungen mit dem Serienprofil aus S335J2 und den SE-M Profilen hergestellt und in experimentellen Dauertesten miteinander verglichen werden.

3.4 Methoden zur Beurteilung der Schweißbarkeit

Im Folgenden werden Methoden vorgestellt, mit denen, ausgehend von der chem. Zusammensetzung, eine Aussage über die zu erwartenden maximalen Härten in Abhängigkeit von der $t_{8/5}$ -Zeit im Bereich der WEZ gegeben werden kann. Anschließend werden Methoden vorgestellt, mit denen eine Beurteilung der Schweißbarkeit und (Kalt-)Rissgefahr erfolgen kann. Die Methoden bauen alle auf dem wichtigen Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf. In Tabelle 3.1 ist die Schmelzanalyse der chemischen Zusammensetzung von 25MnV5mod angegeben, die bei der Lieferung der Profile als 3.1-Zeugnis vorlag. Alle Profilstücke der Versuchsreihen stammen aus der gleichen Charge. Die chemische Zusammensetzung wurde durch eine interne Spektralanalyse bestätigt. Sie bildet die

Grundlage für die Ansätze der im Folgenden vorgestellten Methoden zur Beurteilung der Schweißneigung. Nach allgemeinen Festlegungen wird für unlegierte Stähle mit einem C-Gehalt größer 0,22% bereits ein Vorwärmen empfohlen. Für niedriglegierte Stähle wie 25MnV5mod wird das Kohlenstoffäquivalent zur Beurteilung herangezogen.

Tabelle 3.1: Schmelzanalyse der wichtigsten Legierungsgehalte (Schmelzanalyse in %) /Hoesch/

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Al
	0,290	0,190	1,580	0,014	0,001	0,150	0,060	0,020	0,009	0,034
	Nb	Ti	V	Cu						
	0,001	0,003	0,090	0,070						

3.4.1 Beurteilung der Aufhärtung nach Yuriko und IIW

Yuriko

Das Verfahren zur Berechnung der Härte nach Yuriko beruht auf experimentellen Schweißuntersuchungen und der anschließenden mathematischen Aufbereitung, unter Herleitung von quantitativen Einflussfaktoren bezogen auf die chemische Zusammensetzung. Die Messung der Vickershärte HV erfolgte in der WEZ von verschiedenen Schweißverbindungen aus unterschiedlich zusammengesetzten Stählen im Bereich der weiter unten angegebenen chemischen Zusammensetzung bei Abkühlzeiten $t_{8/5}$ zwischen 3s bis 100s. Mit Formel 3.2 kann eine Aussage gemacht werden, welche $t_{8/5}$ -Zeit bei gegebener chemischer Zusammensetzung notwendig ist, um eine Härte von 450HV zu erreichen. Der Einfluss der chemischen Zusammensetzung wird dabei dimensionslos in den Formeln 3.4-3.6 über unterschiedliche Kohlenstoffäquivalente einbezogen.

$$H = 442 * C + 99 * CE2 + 206 + (402 * C - 90 * CE2 + 80) * \arctan(x) \quad (3.2)$$

Wobei die Abkürzungen folgenden Formeln entsprechen:

$$x = \frac{[\log(t_{8/5}) - 2,3 * CE1 - 1,35 * CE3 + 0,882]}{[1,15 * CE1 - 0,673 * CE3 - 0,601]} \quad (3.3)$$

$$CE1 = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cr}{8} + \frac{Mo}{4} + DH \quad (3.4)$$

mit $DH = 0$, da Bor ≤ 1 ppm

$$CE2 = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{2,5} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{3} \quad (3.5)$$

$$CE3 = C + \frac{Mn}{3,6} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} \quad (3.6)$$

Der Gültigkeitsbereich von Formel 3.2 ist:

$$C < 0,3\%, Si < 1,2\%, Mn < 2\%, Cu < 0,9\%, Ni < 5\% \text{ und } Cr < 1\%$$

Setzt man Formel 3.4 und 3.6 in 3.3 mit Abkühlzeiten $t_{8/5}$ zwischen 5s und 60s und anschließend Formel 3.3 und 3.5 in 3.2 ein, dann kann der Härteverlauf $HV(t_{8/5})$ in Abhängigkeit der Abkühlzeit berechnet werden. Für die in Tabelle 3.1 angegebene chemische Zusammensetzung ergibt sich der entsprechende Härteverlauf (siehe Diagramm 3.1). Es ist ersichtlich, dass sich zulässige Härten unter 450HV erst bei einer Abkühlzeit $t_{8/5}$ von mindestens 23s ergeben (siehe Markierung). Abkühlzeiten dieser Größenordnung stehen im starken Widerspruch zu den unter „normalen“ Schweißverbindungen vorherrschenden Abkühlzeiten von nur wenigen Sekunden.

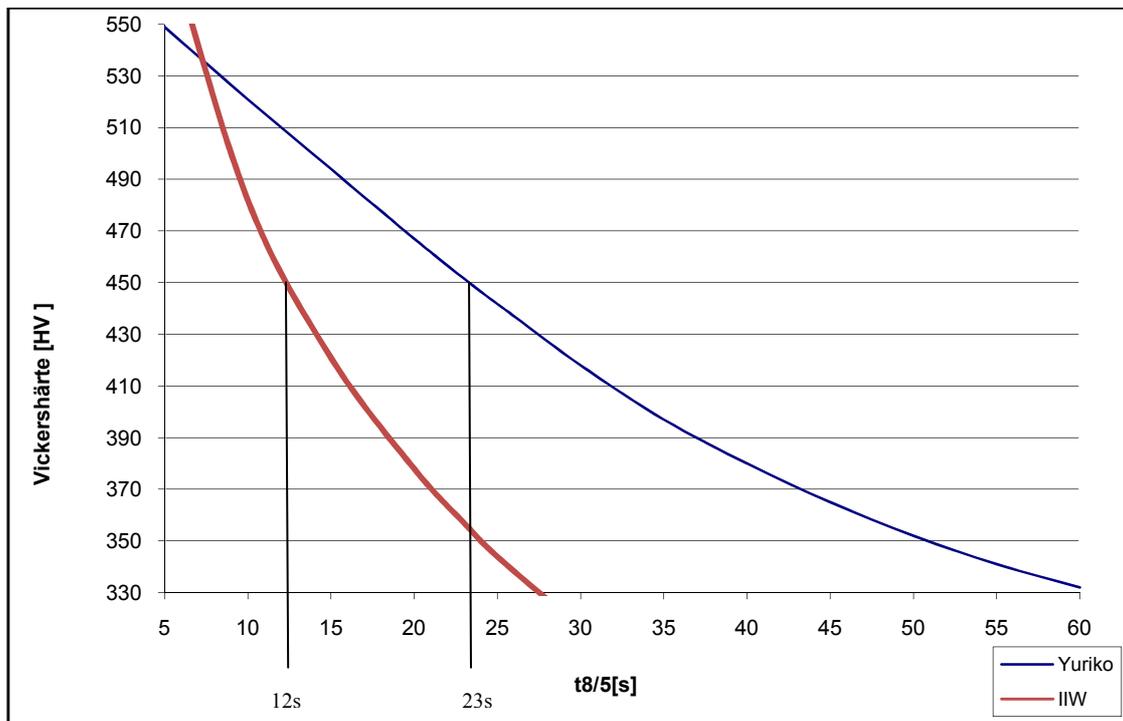


Diagramm 3.1: Härteverlauf 25MnV5mod nach Formel 3.2

IIW

Sofern die Abkühlgeschwindigkeit kleiner der oberen kritischen Abkühlgeschwindigkeit ist, bei der sich 100% Martensit bildet, kann Formel 3.7 nach dem IIW ebenfalls zur Abschätzung des Härteverlaufes verwendet werden, demnach bis zu einem HV_{\max} von ca. 550HV. Sie gilt deshalb für martensitische und bainitische Mischgefüge. Setzt man die Gehalte aus der Schmelzanalyse mit Abkühlzeiten $t_{8/5}$ zwischen 5s und 60s in Formel 3.7 ein, ergibt sich der in Diagramm 3.1 ebenfalls eingezeichnete Härteverlauf. Hiernach ist, im Gegensatz zu Yuriko, nur eine knapp halb so lange Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 12s ausreichend.

$$HV_{WEZ} = 2019 * \left[C * (1 - 0,5 * \log t_{8/5}) + 0,3 * \left(\frac{Si}{11} + \frac{Mn}{8} + \frac{Cu}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{17} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{3} \right) \right] + 66 * (1 - 0,8 * \log t_{8/5}) \quad (3.7)$$

3.4.2 Beurteilung der Aufhärtung mittels des kontinuierlichen ZTU-Diagramms

Erfolgt die Abkühlung nahe dem thermodynamischen Gleichgewicht⁸, ist das Eisen-Kohlenstoff-Schaubild (EKS) zur Bestimmung des entstehenden Gefüges ausreichend. Allerdings ist eine bestimmte Härte je nach Anwendung des Werkstoffes erwünscht, sodass der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit und des Legierungsgehaltes auf das entstehende Gefüge bekannt sein müssen. Dies ist mit Hilfe von kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagrammen (ZTU) möglich. Dazu werden kleine Proben von einer bestimmten Temperatur gezielt abgekühlt (Öl, Wasser, Luft), meist der untersten Austenitisierungstemperatur. Die jeweiligen Abkühlkurven geben dann die Abkühlzeit, das entstehende Gefüge und die Vickershärte an. Zur Ermittlung wird jedoch immer ein charakteristischer Versuchsaufbau verwendet, der eine spezifische Messtechnik widerspiegelt. Somit darf nur entlang der eingetragenen Kurven abgelesen werden. Man kann ein ZTU-Schaubild daher nicht einfach als x-y-Diagramm betrachten.

Beim Schweißen liegen jedoch deutlich höhere Austenitisierungstemperaturen und geringste Haltezeiten vor, wodurch die Abkühlkurven einen anderen Verlauf einnehmen. Somit unterliegt die Aussagefähigkeit über die schweißtechnische Handhabung des jeweiligen Werkstoffes aufgrund der extremen thermischen Vorgänge in der WEZ Grenzen. Deshalb geben Schweiß-ZTU-Diagramme aufgrund von realeren Versuchsbedingungen treffendere

⁸ Es steht theoretisch unendlich viel Zeit für Diffusionsvorgänge zur Verfügung, Kristallisation- und Abkühlgeschwindigkeit befinden sich im thermodynamischen Gleichgewicht

Vorhersagen. Sie liegen aber nur zu wenigen Werkstoffen vor. Diagramm 3.2 zeigt ein kontinuierliches ZTU-Schaubild eines der chemischen Zusammensetzung von 25MnV5mod sehr ähnlichen Werkstoffes „28Mn6“, da zu 25MnV5mod laut Hersteller Hoesch kein kontinuierliches oder Schweiß-ZTU-Diagramm vorhanden ist. Da die chemische Zusammen-

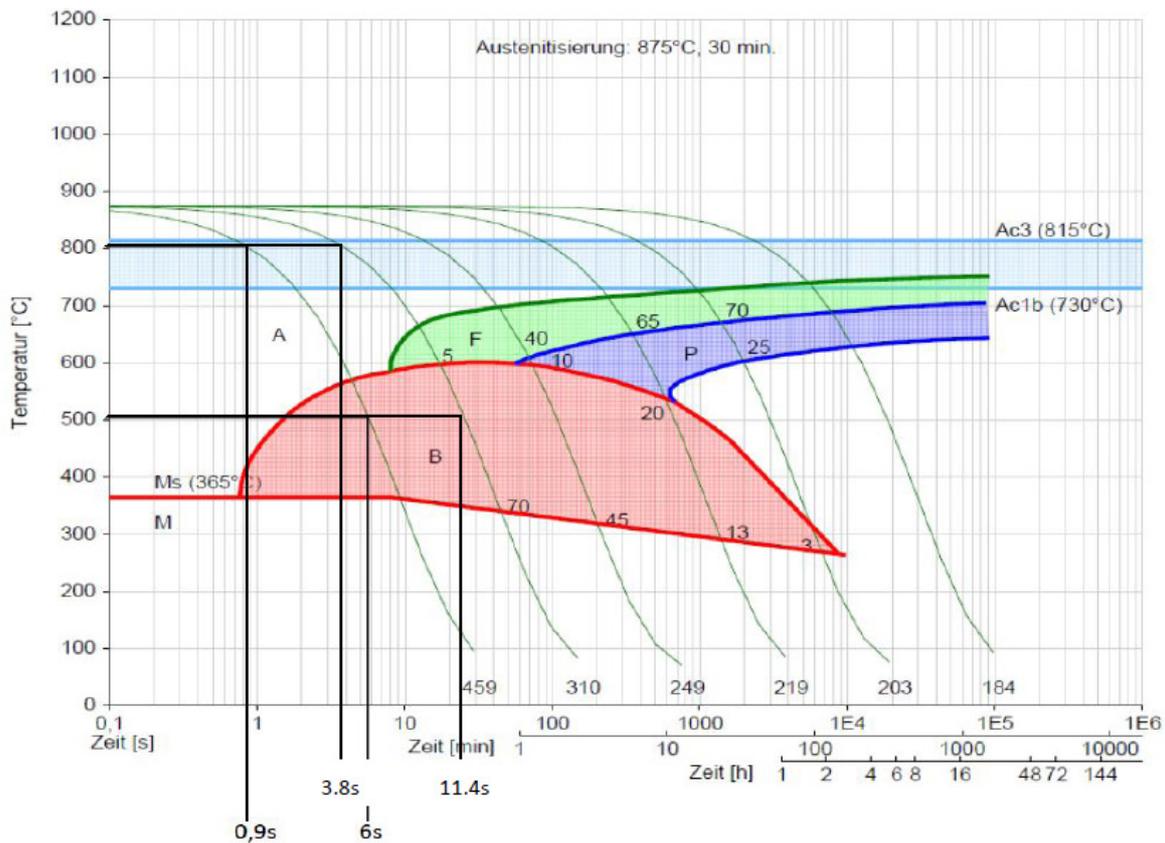


Diagramm 3.2: Kontinuierliches ZTU-Diagramm vom Werkstoff 28Mn6 / 7/

setzung der beiden Werkstoffe laut den Schmelzanalysen aber sehr ähnlich ist, können in Abhängigkeit der $t_{8/5}$ -Zeit gewisse Aussagen über die Schweißbarkeit gemacht und die Härte abgeschätzt werden. Im Bild liegen verschiedene Abkühlkurven vor. Nach Diagramm 3.2 ist die Martensitstarttemperatur⁹ M_s von 365°C relativ hoch. Aus ihr kann eine Abschätzung der Vorwärmtemperatur (siehe auch Abschnitt 3.5) erfolgen. Soll die Martensitbildung für eine günstigere Gefügeausbildung vollständig unterdrückt werden, müsste demnach auf Temperaturen von 365° vorgewärmt werden¹⁰. Durch die hohe Martensitstarttemperatur ist die Neigung der Austenitumwandlung in Martensit ebenfalls groß, da die notwendige Unterkühlung geringer ist. Um nach der eingezeichneten Abkühlkurve im Diagramm Aufhärtungen im Bereich von 459HV zu erzielen, wäre eine Abkühlzeit $t_{8/5}$ von mindestens

⁹ Für die Phasenumwandlung Austenit-Martensit ist abhängig von der Höhe der Unterkühlung ein bestimmter Energiebetrag notwendig. Die Temperatur, bei der Martensitbildung erstmalig einsetzt, heißt Martensitstarttemp.

¹⁰ Vorwärmen erhöht Abkühlzeit und verringert dadurch die Härte

5,1s nötig. Für Härten um 310HV müsste $t_{8/5}$ 7,6s betragen. Zur Ermittlung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ werden die Punkte auf der Zeitachse der jeweiligen Abkühlkurve bei 800°C und 500°C abgelesen und voneinander abgezogen (siehe Diagramm 3.2). Das Gefüge würde sich bei Abkühlzeiten von 5,1s bereits aus 70% Martensit und nur 30% Bainit zusammensetzen. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit v_{ok} , bei der sich fast vollständig Martensit im Bereich der WEZ ausbildet, liegt grob geschätzt bei ca. 0,8s. So geringe Abkühlzeiten werden bei Abkühlung an Luft nicht vorkommen. Die $t_{8/5}$ -Zeit aus dem kont. ZTU-Diagramm steht in starkem Widerspruch zu den nach Abschnitt 3.3.1 berechneten $t_{8/5}$ -Zeiten von 23s und 12s. Welche Methoden genauer sind, soll in den anstehenden Versuchen ermittelt werden.

3.4.3 Beurteilung der Schweißung mittels des Kohlenstoffäquivalents

Unter Inkaufnahme einiger Vereinfachungen kann mit dem *Kohlenstoffäquivalent* der Einfluss der Legierungselemente auf die (Kalt-)Rissneigung in den aufgehärteten Zonen quantitativ bestimmt und damit beurteilt werden, ob ein Vorwärmen notwendig ist. Die Wirkung der Legierungselemente auf die Schweißneigung bzw. (Kalt-)Rissneigung beruht auf Erfahrungswerten und umfangreichen Untersuchungen und wurde anschließend mathematisch aufbereitet. Es gibt inzwischen mehr als ein dutzend Formeln, welche verschiedene Gültigkeitsbereiche in Abhängigkeit von der chem. Zusammensetzung haben. Drei Formeln sind oft vertreten und für niedriglegierte und Feinkornbaustähle von Bedeutung. Sie beruhen auf den in der Schweißpraxis experimentell ermittelten Einflüssen, wonach die Rissneigung eines Gefüges nicht nur vom Kohlenstoffgehalt, sondern in unterschiedlichem Maß auch von den verschiedenen Legierungselementen abhängt. Das Kohlenstoffäquivalent CEV nach Formel 3.8 wurde vom IIW für niedriglegierte Kohlenstoff-Mangan Stähle entwickelt. CET nach Formel 3.9 beruht auf dem von Thyssen entwickelten Konzept und findet speziell bei Feinkornbaustählen Anwendung. CEN nach Formel 3.10 von Yurioka und Oshita fasst bestimmte Äquivalente zusammen. Die Äquivalente bieten eine grobe Abschätzung der Rissbildungsgefahr und Notwendigkeit zum Vorwärmen. Da mit den Formeln nur der werkstoffabhängige Einfluss berücksichtigt wird, bilden sie weiterhin die Grundlage für eine genauere Abschätzung der Vorwärmtemperatur nach DIN EN 1011-2, in der auch die Schweißparameter und -bedingungen mit einbezogen werden (siehe Abschnitt 3.6). Die Kohlenstoffäquivalente sind gegenüber Baustählen wie S355J2 als relativ hoch einzustufen. Dabei impliziert ein CET-Wert $>0,4$ eine eingeschränkte Schweißneigung, ab der ein Vorwärmen empfohlen wird. Nach dem IIW werden bei CEV-Werten $>0,6$ erhöhte Vorwärmtemperaturen von 250°...350°C vorgeschlagen, um Kaltrisse zu vermeiden. Die

$$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} = 0,61 \quad (3.8)$$

$$CET = C + \frac{Mn + Mo}{10} + \frac{Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{40} = 0,46 \quad (3.9)$$

$$CEN = C + A(C) * \left[\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + Nb + V}{5} \right] = 0,51 \quad (3.10)$$

mit dem kohlenstoffabhängigen Anpassungsfaktor $A(C) = 0,75 + \tan[20 * (C - 0,12)]$

Liste an Kohlenstoffäquivalenten könnte hier ohne Weiteres fortgeführt werden. Alle Formeln lassen jedoch sehr wahrscheinlich die gleiche Aussage erwarten, dass ein Schweißen des Werkstoffes 25MnV5mod zur Vermeidung von Rissen nur durch ein Vorwärmen möglich ist. Allerdings geben die aufgeführten Äquivalente *nur* eine Aussage über den Einfluss der chemischen Zusammensetzung. Die (Kalt-)Rissgefahr ist aber noch von weiteren Faktoren abhängig, im Wesentlichen vom Wasserstoffgehalt, der Werkstückgeometrie und den Schweißparametern. Diese werden in den Berechnungsverfahren unter Abschnitt 3.5 und 3.6 mit einbezogen. Mit ihnen ist eine genauere Abschätzung der Vorwärmtemperatur möglich. Da die genannten Faktoren auch eine erhebliche Wirkung auf die Abkühlzeit haben und $t_{8/5}$ zur Reduzierung der Härte und Rissgefahr erhöht werden muss, sollen zuerst die Beziehungen zwischen Abkühlzeit und den Schweißparametern erläutert werden (bzw. den Parametern, mit denen unabhängig von der Abkühlzeit Einfluss auf die Aufhärtung genommen werden kann).

3.5 Einfluss der Schweißparameter auf die Härte und $t_{8/5}$ -Zeit

Hauptfaktoren auf die beim Schweißen entstehende Härte sind

1. die chemische Zusammensetzung des Schweißguts (Grund- und Zusatzwerkstoffe)
2. die Temperaturzyklen während des Abkühlens

Da die chemische Zusammensetzung in der Schweißnaht nur durch den Zusatzwerkstoff, also dem Schweißdraht, beeinflusst werden kann, haben die Schweißbedingungen und -parameter entscheidende Bedeutung auf den Temperaturzyklus bzw. die Abkühlzeit $t_{8/5}$.

Diese sind im Wesentlichen:

1. die Streckenenergie, abhängig vom Schweißverfahren, Strom bzw. Drahtvorschub, Schweißgeschwindigkeit, Spannung bzw. Lichtbogenlänge und der Gasart
2. Wärmebehandlungen (Vor- oder Nachwärmen)
3. Nahtaufbau (Pendel-, Zugraupen und Mehrlagentechnik)
4. Nahtgeometrie und Blechdicke

Die wichtigste Größe, die beim Schweißprozess direkt gelenkt werden kann und großen Einfluss auf die Abkühlzeit $t_{8/5}$ hat, ist die Streckenenergie¹¹. Die Wärme wird durch den brennenden Lichtbogen in das Bauteil eingebracht. Sie ist am stärksten von der Stromstärke I und der Schweißgeschwindigkeit v abhängig. Im Folgenden soll aber die tatsächliche Wärmeeinbringung Q_s gelten, die einen für das jeweilige Schweißverfahren typischen Einflussfaktor mit einbezieht, so dass eine bessere Aussage über die real vorhandenen Wärmeverluste durch Konvektion und Strahlung gemacht werden kann (siehe Formel 3.11). Da die Schutzgase unterschiedliche elektrische Leitfähigkeiten besitzen und damit ebenfalls Einfluss auf die Wärmeeinbringung haben, beträgt im Falle des MAG-Schweißens unter Argon-CO₂-Gasen der Faktor für den Wärmeverlust $k = 0,85$.

$$Q_s = k * \frac{U * I}{v} \quad (3.11)$$

Die in der Industrie eingesetzten Schweißverfahren und verwendeten Parameter sind im Wesentlichen auf Wirtschaftlichkeit ausgelegt. Da beim Schweißen von 25MnV5mod die Wirtschaftlichkeit des Prozesses stark im Vordergrund steht, der zeitliche Untersuchungsumfang und die prozesstechnischen Möglichkeiten der MAG-Schweißanlage aber begrenzt sind, ist eine Reduzierung auf relevante Parameter notwendig. Primär kann eine Beeinflussung der Abkühlzeit über die Wärmeeinbringung, Vorwärmung, den Lagenaufbau und die Nahtgeometrie erfolgen. Sekundär kann sich der Einsatz eines anderen Schweißdrahtes oder Schutzgases positiv auf die Aufhärtung auswirken. Dabei haben die primären Faktoren den größten Einfluss auf die Abkühlzeit.

3.5.1 Primäre Faktoren

Die nachfolgend beschriebenen Parameter zur Reduzierung der Härte durch höheres Wärmeeinbringen stehen in engem Zusammenhang. Alle Verfahren tragen eine gewisse

¹¹ darunter versteht man die elektrische Arbeit (Energie), die pro Einheit der Nahtlänge ins Bauteil gebracht wird

Wärmeenergie ins Bauteil, die wesentlichen Einfluss auf die Abkühlzeit hat. So kann Energie über ein Vorwärmen und Zwischenlagen mit Hilfe der Mehrlagentechnik eingebracht werden. Je größer die ins Bauteil eingebrachte Energie, desto länger wird die Abkühlzeit.

3.5.1.1 Wärmeeinbringung

Hohe *Wärmeeinbringungen* reduzieren die Abkühlgeschwindigkeit und somit die Härte, da mehr Wärme im Bauteil eine erhöhte Abkühlzeit zur Folge hat und damit die Martensitbildung behindert bzw. reduziert wird. Sie kann am wirksamsten über den Drahtvorschub bzw. der damit verbundenen Stromänderung und die Geschwindigkeit v (Vorschub des Brenners) beeinflusst werden (siehe Formel 3.11). Der eingestellte Drahtvorschub steht beim MAG-Schweißen in unmittelbarem Zusammenhang zum Strom und der Abschmelzleistung. Wird der Drahtvorschub erhöht, muss der Strom erhöht werden, um die Abschmelzung zu gewährleisten. Erhöhter Drahtvorschub trägt also mehr Wärme ins Bauteil, weil die Abschmelzleistung erhöht wird. Weiterhin kann die Wärmeeinbringung stark über die Geschwindigkeit beeinflusst werden. Niedrige (höhere) Geschwindigkeiten führen zu einer Erhöhung (Erniedrigung) der Wärmeeinbringung (siehe Formel 3.11). Die Wärmeeinbringung unterliegt in der Praxis bestimmten Grenzen, um Lichtbogeninstabilitäten, Schweißspritzer und andere Nahtunregelmäßigkeiten zu vermeiden. Für einen fehlerfreien Nahtaufbau und eine symmetrische Gestalt des Schmelzbades, sollte die Geschwindigkeit bspw. nicht größer als die Kristallisationsgeschwindigkeit des Schmelzbades gewählt werden. Der Zusammenhang von Strom und Spannung bei konstanter Lichtbogenlänge wird als Lichtbogenkennlinie bezeichnet. Beim MAG-Schweißen werden Stromquellen mit Konstantspannungskennlinien eingesetzt, wodurch bei einer Änderung der Lichtbogenlänge die Spannung relativ konstant bleibt. Vielmehr wird der Drahtvorschub bzw. Strom über die Lichtbogenlänge reguliert, entsprechend dem Prinzip der inneren Regelung, um eine konstante Abschmelzleistung des Drahtes zu sichern. Bei einem längeren Lichtbogen werden der Strom und damit die Abschmelzleistung aufgrund des erhöhten Widerstandes aber immer etwas geringer sein. Die Lichtbogenkennlinie ist dann im Wesentlichen eine Funktion des Drahtvorschubes, der Spannung, der Schutzgaszusammensetzung und dem chemischen Aufbau bzw. Durchmesser des Schweißdrahtes. Da die Spannung beim MAG-Schweißen in der Regel nicht größer als 50V ist, hat sie im Gegensatz zum Strom keinen wesentlichen Einfluss auf die Höhe der Wärmeeinbringung, unterliegt aber, je nach Lichtbogenbereich, für einen stabilen Lichtbogen bestimmten Einstellungsbereichen. Die verschiedenen Lichtbogenbereiche werden über die Lichtbogenkennlinie eingestellt, die im Wesentlichen ja abhängig vom Draht, Drahtvorschub,

der Spannung und dem Schutzgas sind. Bei dem eingesetzten Mischgas und Draht, Spannungen um 30V und Stromstärken von 300A stellt sich in diesem Bereich der Sprühlichtbogen ein. Der Sprühlichtbogen (SLB) erlaubt unter Argon-CO₂-Mischgasen große Abschmelzleistungen und höhere Schweißgeschwindigkeiten bei größeren Wanddicken. Der Werkstoffübergang erfolgt feintropfig ohne Kurzschlüsse und ist sehr spritzerarm. Über den Lichtbogenbereich kann also der Werkstoffübergang beeinflusst werden. Aufgrund der Blechdicken, der nötigen Abschmelzleistung soll im SLB geschweißt werden. Grundsätzlich ist eine Beeinflussung der ins Bauteil eingebrachten Wärme auch über die Polung möglich, die aber, um die hohen Abschmelzleistungen zu gewährleisten, nicht geändert werden soll.

Die Einbrandtiefe wird durch Strom und Polung, Schutzgaszusammensetzung, Brennerhaltung und Schweißgeschwindigkeit beeinflusst. Dabei kann durch eine schleppende gegenüber einer stechenden Brennerhaltung, Erhöhung des Stromes oder Verringerung der Schweißgeschwindigkeit ein tieferer Einbrand erzeugt werden.

Aus oben genannten Gründen kann zur Reduzierung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit nicht einfach beliebig viel Wärme ins Bauteil eingebracht werden, da der Drahtvorschub bzw. die Brennergeschwindigkeit im Wesentlichen mit dem a-Maß der Schweißnaht korrelieren. Aus konstruktiven Gründen soll das a-Maß 5mm nicht überschreiten.

3.5.1.2 Vorwärmung

Über eine *Vorwärmung* des Bauteils wird die kritische Abkühlgeschwindigkeit reduziert bzw. die Abkühlzeit erhöht, da die Abkühlung durch die zusätzliche Wärme verzögert wird. Je höher die Vorwärmtemperatur T_p , desto länger wird die $t_{8/5}$ -Zeit. Es handelt sich dabei um eine Wärmeeinbringung ins Bauteil vor dem Schweißen und ist die technologisch wirkungsvollste Methode, um bei schlecht schweißbaren Stählen die Ausbildung des Gefüges während des Abkühlens zur Reduzierung der Härte positiv zu beeinflussen und um zusätzlich das a-Maß einhalten zu können. Durch das Vorwärmen wird weiterhin ein Entweichen von Wasserstoff nach dem Schweißen erleichtert. Außerdem verringern vorgewärmte Bauteile in der Regel den Eigenspannungszustand. Mit entsprechender Vorwärmung sind selbst Stähle mit relativ hohem Kohlenstoffäquivalent schweißbar. Unter Abschnitt 3.6 werden Vorwärmtemperaturen zur Vermeidung von Kaltrissen berechnet. Gängige Verfahren zum Vorwärmen sind Gasbrenner oder die induktive Erwärmung.

3.5.1.3 Mehrlagentechnik

Durch die *Mehrlagentechnik* kann über den Nahtaufbau die Wärmeeinbringung wesentlich

beeinflusst werden. Unter Umständen kann dann auf ein Vorwärmen verzichtet und wirtschaftlicher geschweißt werden. Werden zwei Lagen geschweißt, so soll die Wärmeeinbringung der ersten Lage die zweite Lage anlassen und vorwärmen. Die Temperatur kann mit der Vorwärmtemperatur T_p verglichen werden und wird als Zwischenlagentemperatur bezeichnet. Diese muss unmittelbar vor dem Schweißen der darüber liegenden Lage gegeben sein. Durch den Anlasseffekt der zweiten Lage können ungünstige Gefügebereiche wie die Grobkornzone in der WEZ, hin zu einem feineren Korn durch die doppelte Umkristallisation gefeint werden ($\gamma \leftrightarrow \alpha$ -Umwandlung). Bedingt durch die im Vergleich zur Einlagentechnik geringere Wärmeeinbringung, werden zusätzlich Korngröße und Breite der WEZ verringert. Um diese Effekte zu gewährleisten, muss einerseits die Wärme der zweiten vergütenden Lagen so groß sein, dass ein Umkörnen überhaupt möglich ist und andererseits eine ausreichende Umwandlungsfähigkeit des Stahles gegeben sein. Der Anlasseffekt kann über die *Pendellagentechnik* verbessert werden. Die pendelnde Bewegung des Brenners bzw. des Lichtbogens führt dabei zu einer gleichmäßigeren Wärmeeinbringung. Der Nahtaufbau erfolgt im Gegensatz zur Strichraupe nicht geradlinig, sondern über die gependelte Bewegung. Diese ist mit einer bestimmten Frequenz, Verweilzeit im Ausschlag und einer Breite behaftet. Durch diese Art der Wärmeeinbringung kann die Zone der Kornfeinung vergrößert und die Wärme gleichmäßiger ins Bauteil eingebracht werden. So kann die Wärmeführung bei einer 2-lagigen Naht die darunter liegende Lage gewissermaßen anlassen.

Schweißnähte mit drei Lagen sollen aus konstruktiven Gründen vermieden werden, da sonst ein a-Maß von 5mm nicht einzuhalten ist und der Anlasseffekt der Dritten auf die zweite Lage sehr wahrscheinlich unzureichend wäre.

3.5.2 Sekundäre Faktoren

Eine Beeinflussung ist nur begrenzt möglich und sinnvoll, da diese Faktoren im Gegensatz zu den Primären entweder nur einen begrenzten Einfluss auf die Wärmeeinbringung bzw. die Abkühlzeit haben oder Änderungen mit einem erheblichen Aufwand des Prozesses verbunden sind. Beispielsweise sollte der Kontaktrohrabstand¹² im Sprühlichtbogenbereich zwischen ca. 15mm und 20mm liegen, da zu hohe oder zu niedrige Abstände zu Lichtbogeninstabilitäten, Schweißspritzern und anderen Nahtunregelmäßigkeiten führen können. Der Schweißzusatz sollte im Weiteren den Eigenschaften des Grundwerkstoffes entsprechen.

¹² Länge der hervorstehenden Drahtspitze zwischen dem Stromkontaktrohr und Gasdüse des Brenners

3.5.2.1 Schutzgas

Das Schutzgas beeinflusst die Lichtbogenstabilität, die Schweißnahtqualität durch Schutz vor der Atmosphäre, den Tropfenübergang und die elektrische Leitfähigkeit. Im Werk Norderstedt wird ein 3-Komponentengas mit folgender Zusammensetzung eingesetzt:

- Argon 84%
- Kohlenstoff (CO₂) 12,5%
- Sauerstoff (O₂) 3,5%

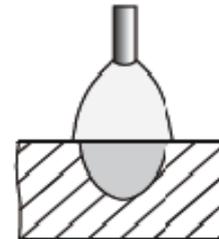


Abbildung 3.8: Einbrand unter Argon-Kohlenstoff-Gemisch /3/

Die Bezeichnung des Aktivgases nach Norm DIN ISO 14175 lautet M25. Argon hat eine geringere Ionisierungsspannung und deshalb gute Zündeigenschaften, dafür aber eine schlechte Wärme- und elektrische Leitfähigkeit. CO₂ ist kostengünstig, verschlechtert aber die Lichtbogenstabilität und kann deshalb, um im Bereich des Sprühlichtbogens zu bleiben, nur bis zu einem gewissen Prozentteil eingesetzt werden. Es erhöht jedoch, aufgrund seiner geringen Dissoziationsenergie, den Wärmeeintrag in den Grundwerkstoff bei Rekombination durch exotherme Reaktionen. Argon-CO₂-Gemische werden für C- und niedriglegierte, kaum für hochlegierte Stähle verwendet. Der geringe Anteil von Sauerstoff trägt zur Stabilisierung des Lichtbogens bei und reduziert die Oberflächenspannung der Schmelze, lässt diese dadurch besser fließen, wodurch eine bessere Modellierbarkeit des Schweißbades gegeben ist. Das Mischgas führt zu einem fingerförmigen Einbrand (siehe Abbildung 3.8). Um eine gezielte Wirkung auf die Wärmeeinbringung und damit die Abkühlzeit zu erreichen, müssten andere Schutzgasgemische wie Argon-Helium-CO₂-Gemische untersucht werden. Helium hat eine deutlich höhere Wärmeleitfähigkeit gegenüber Argon, aber auch eine höhere Ionisierungsspannung. Es ergibt sich ein tieferer Einbrand. Mit Zugaben von Helium bis 30% kann dieser Effekt über eine geeignete Wahl der Schweißparameter genutzt werden, um den Wärmeeintrag zu steigern und das a-Maß von 5mm einzuhalten. Da nur die weiter oben genannten Gase zur Verfügung standen und eine Untersuchung der Änderung aufgrund der zeitlich begrenzten Kapazitäten mit einer Anpassung der Schweißparameter zu aufwendig gewesen wäre, wird dies nicht untersucht. Außerdem hätte eine Änderung des Schutzgases zur Folge, dass die momentane Serienfertigung angepasst werden müsste, da die Maste aller Baureihen, also auch die mit dem momentan eingesetzten Profilwerkstoffe, in denselben Anlagen geschweißt werden. Zusätzlich ist Helium im Vergleich zu Argon deutlich teurer.

3.5.2.2 Schweißdraht

Der Gebrauch eines anderen Schweißdrahtes kann einen Effekt auf die Aufhärtung haben, da Grundwerkstoff und Schweißzusatz in gewissen Maß miteinander verschmelzen und die chemische Zusammensetzung Einfluss auf den Prozess der Aufhärtung hat. Die Schweißdrähte sind so auszuwählen, dass die Eigenschaften des Schweißgutes den gestellten Anforderungen an die Schweißnahtverbindung entsprechen. Da die aktiven Gase einen Abbrand von Legierungselementen wie Mangan und Silizium verursachen, wird dies beim MAG-Schweißen durch einen erhöhten Gehalt der Elemente im Schweißgut ausgeglichen. Die Unterschiede in der Zusammensetzung sind dabei hauptsächlich im Silizium-, Mangan- und Molybdängehalt. Silizium wirkt deshalb stabilisierend auf den Lichtbogen. Tabelle 3.4 zeigt die chemische Zusammensetzung von geeigneten Schweißdrähten, die als niedrig legiert einzustufen sind. Im Werk Norderstedt wird für fast alle Verbindungen der Draht G3Si1 eingesetzt. Dieser liegt in Bezug auf die Legierungsgehalte im mittleren Bereich der drei Drähte. Im Allgemeinen sind bei Werkstoffen mit Streckgrenzen größer als 460N/mm² aus

Tabelle 3.4: Richtanalysen der chemischen Zusammensetzung von Schweißdrähten laut ESAB in [%]

	C	Si	Mn	Ni	Mo
G46 2M G2Mo	0,1	0,6	1,1	-	0,5
G42 4M G3Si1	0,1	0,85	1,5	-	-
G46 4M G4Si1	0,1	1	1,7	-	-

Gründen der Aufhärtung bzw. Rissbildungsgefahr niedrig legierte Drähte zweckmäßig. Der Schweißdraht kann somit als geeignet beurteilt werden, da das Ziel dieser Arbeit in einer möglichst effektiven Reduzierung der Härte liegt. Allerdings darf die Härte im Schweißgut auch nicht zu gering werden, da sonst die Härtesprünge im Übergang zur Grobkornzone zunehmen können. Gerade für Wurzellagen sind niedrig legierte Drähte in der Mehrlagentechnik vorteilhaft. Eine Änderung des Drahtdurchmessers hätte keine Vorteile, da



die erhöhte Abschmelzleistung durch eine erhöhte Schweißgeschwindigkeit ausgeglichen werden müsste, um das a-Maß einzuhalten. Für eine geeignete Wahl des Schweißdrahtes in Bezug auf die Festigkeit sind aber die metallurgischen Eigenschaften der WEZ im Ganzen zu betrachten. So würde eine Beeinflussung der Zähigkeit über geeignete Zusätze die Gütewerte erhöhen.

Abbildung 3.9: Aufbau eines Fülldrahtes /ESAB/

Im zunehmenden Maß werden in der Industrie Fülldrähte eingesetzt. Bei diesen erfolgt der Stromübergang über den deutlich kleineren Ringquerschnitt des Außenmantels, da die innen liegende Pulverfüllung einen zu großen elektrischen Widerstand darstellt (siehe Abbildung 3.9). Dieser Effekt führt zu einer wesentlich höheren spezifischen Stromdichte am Mantel. Das bedeutet, dass trotz geringerem Stromfluss im Sprühlichtbogenbereich geschweißt werden kann und Abschmelzleistungen von Massivdrähten erreicht werden. Allerdings wird dann für ein a-Maß von 5mm die Wärmeeinbringung noch mehr verringert (schnellere Abkühlzeit). Vorteilhaft wäre aber besonders der Einsatz von basischen Fülldrähten, mit denen im Allgemeinen bessere Zähigkeitswerte im Schweißgut erzielt werden. Aufgrund der sehr geringen Wasserstoffgehalte und guten Zähigkeitswerte könnte deshalb die Rissbildungsgefahr verringert werden. Dieser Effekt beruht u.a. auf bestimmten Legierungselementen, die als Keimbildner fungieren. So wird das grobe Korn in der WEZ je nach Fülldrahttyp stärker gefeint. Da der Draht eine Schlacke bildet, kann im Weiteren die Abkühlzeit erhöht und trotzdem die WEZ klein gehalten werden. Allerdings muss die Schlacke sauber entfernt werden, was in der Produktion aufgrund der hohen Anzahl der Nähte ein großes Problem darstellt. Für einen Einsatz am Schweißroboter (siehe Abschnitt 4) müsste die Drahtförderer-einheit von Keilrille auf Rundrille gewechselt werden, weil die Drähte empfindlicher und weicher sind. Im Weiteren ist der Einsatz anderer Schweißzusätze für optimale Ergebnisse mit einer Änderung des Schutzgases und einer Anpassung der Parameter verbunden. Zusätzlich kosten die Drähte laut ESAB bei gleicher Abschmelzung ca. das 3-fache gegenüber dem eingesetzten Massivdraht G3Si1. Da die Untersuchungsmöglichkeiten zeitlich eng begrenzt waren, wäre der Aufwand in Bezug auf die Kosten zu hoch.

3.5.3 Beurteilung der Faktoren

Es ist ersichtlich, dass Potential zur Beeinflussung der Wärmeeinbringung vorhanden ist. Insbesondere wäre die Untersuchung eines Mischgases mit Helium oder basischer Fülldrähte interessant. Aufgrund der nur geringen zeitlichen Kapazitäten, die während der Versuchszeit in der Produktion zur Verfügung stehen und dem eingegrenzten Potential zur Änderung des bestehenden Fertigungsprozesses, insbesondere den sekundären Faktoren, lässt sich der Untersuchungsumfang aber auf die primären Faktoren begrenzen. Das sind im Wesentlichen die Wärmeeinbringung Q_s , Vorwärmung und Mehrlagentechnik. Im Weiteren sollen daher Methoden vorgestellt werden, mit denen auf Basis der primären Parameter *Anhaltswerte* für eine ausreichende Vorwärmung und Wärmeeinbringung gegen die Gefahr von Kaltrissen gegeben werden. Für die Mehrlagentechnik liegen in der Literatur keine Erfahrungswerte vor,

da die Parameter sehr variabel sind und in den anstehenden Versuchen ermittelt werden müssen.

3.6 Konzepte zur Berechnung von T_p zur Vermeidung von Kaltrissen

Auf der Basis von Kaltrissprüfverfahren¹³ und der anschließenden mathematischen Aufbereitung sind Konzepte zur Berechnung der Vorwärmtemperatur T_p entwickelt worden, um Risse im Schweißgut bzw. der WEZ zu vermeiden. Die Methoden beziehen dabei alle den für die Kaltrissgefahr äußerst wichtigen Einfluss des Wasserstoffgehaltes mit ein. Allerdings kann nur die Menge im Schweißgut beurteilt werden. Im Folgenden werden vier Methoden vorgestellt, welche für den Werkstoff 25MnV5mod in Bezug auf die chem. Eigenschaften und Schweißnahtgeometrie Gültigkeit besitzen. Die ersten beiden Konzepte beruhen auf umfassenden Untersuchungen von Thyssen bzw. DIN EN 1011-2 und sind weit verbreitet. Sie beziehen weiterhin die Einflüsse der chemischen Zusammensetzung, der Schweißbedingungen (Wasserstoffgehalt, Wärmeeinbringung) und der Nahtgeometrie mit ein. Sie werden in DIN EN 1011-2 näher erläutert. Die letzten beiden Methoden verwenden als ausschlaggebenden Faktor die Zugfestigkeit des Schweißgutes. Folgende Werte sind konstant:

- $k = 0,85$ (thermischer Wirkungsgrad für MAG)
- Kehlnaht am T-Stoß
- $d_2 = 21\text{mm}$ (Blechdicke des Profils 25MnV5mod)
- $CEV = 0,61$ nach Formel 3.8
- $CET = 0,46$ nach Formel 3.9
- $Q_s = 1,06\text{ kJ/mm}$ (Wärmeeinbringung für eine a5_PB Naht)
- Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes $R_m = 900\text{Mpa}$

3.6.1 Methode 1 zur Berechnung der Vorwärmtemperatur nach DIN 1011-2

Methode 1 nach DIN 1011-2 basiert auf umfassenden Erfahrungen und Daten, die besonders für Kohlenstoff-Mangan-Stähle Bedeutung hat, da die Vorwärmtemperatur unter anderem mit dem Kohlenstoffäquivalent CEV berechnet wird. Eine gewisse Einschränkung in seiner Gültigkeit hat dieser Ansatz, da die Grenze des Kohlenstoffgehaltes überschritten wird, die nach Abschnitt C2 Methode A zwischen 0,05% und 0,25% liegt.

¹³ z.B. Bead-on-plate-Test, TEKKEN-Test, Mehrlagenschweißungen

Chem. Zusammensetzung

Der Einfluss der chemischen Zusammensetzung wird über das Kohlenstoffäquivalent CEV mit einbezogen. CEV beträgt nach Formel 3.8 0,61. Da das Äquivalent nicht genau mit den Werten in den Diagrammen übereinstimmt, muss laut DIN 1011-2 zur Abschätzung der nächsthöhere Wert aus dem Diagramm 3.4 verwendet werden.

Blechdicke

Die Proben werden mit einer Kehlnaht als T-Stoß verschweißt. Die Blechdicken der Proben sind $d_1=21\text{mm}$, $d_2=21\text{mm}$ und $d_3=10\text{mm}$ (siehe Versuchsaufbau in Abschnitt 4). Nach Abbildung 3.10 in DIN 1011-2 ergibt sich die kombinierte Blechdicke zu $d_{\text{komb.}} = d_1 + d_2 + d_3 = 52\text{mm}$.

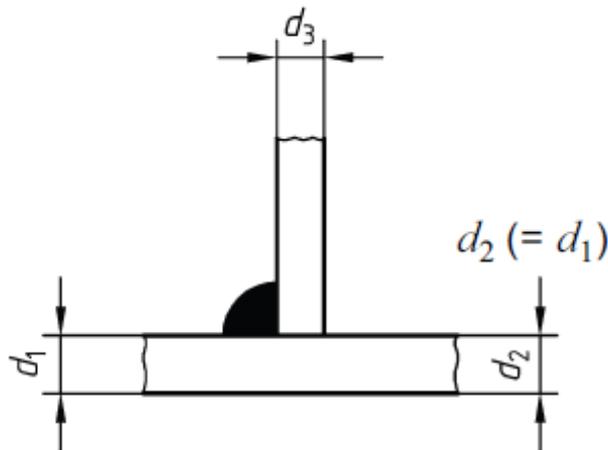


Abbildung 3.10: Geometrie zur Berechnung der kombinierten Blechdicke /DIN EN 1011-2/

Wasserstoffgehalt

Der Wasserstoffgehalt B wird nach Tabelle C.2 in DIN 1011-2 mit dem für das Schutzgasschweißen höchsten Wert D angenommen ($5 > B > 3\text{ml}/100\text{g}$). Die Bestimmung wird nach DIN EN 3690, bezogen auf das abgeschmolzene Schweißgut, festgelegt.

Wärmeeinbringung

Eine mit Standardparametern geschweißte a5_PB Naht im Hubgerüstbau hat nach Formel 3.11 eine Wärmeeinbringung von ca. $1,06\text{kJ}/\text{mm}$ (siehe auch Abschnitt 5: Durchführung der Versuche). Die Wärmeeinbringung für eine a5-Naht liegt aus den Unterlagen von Jungheinrich vor.

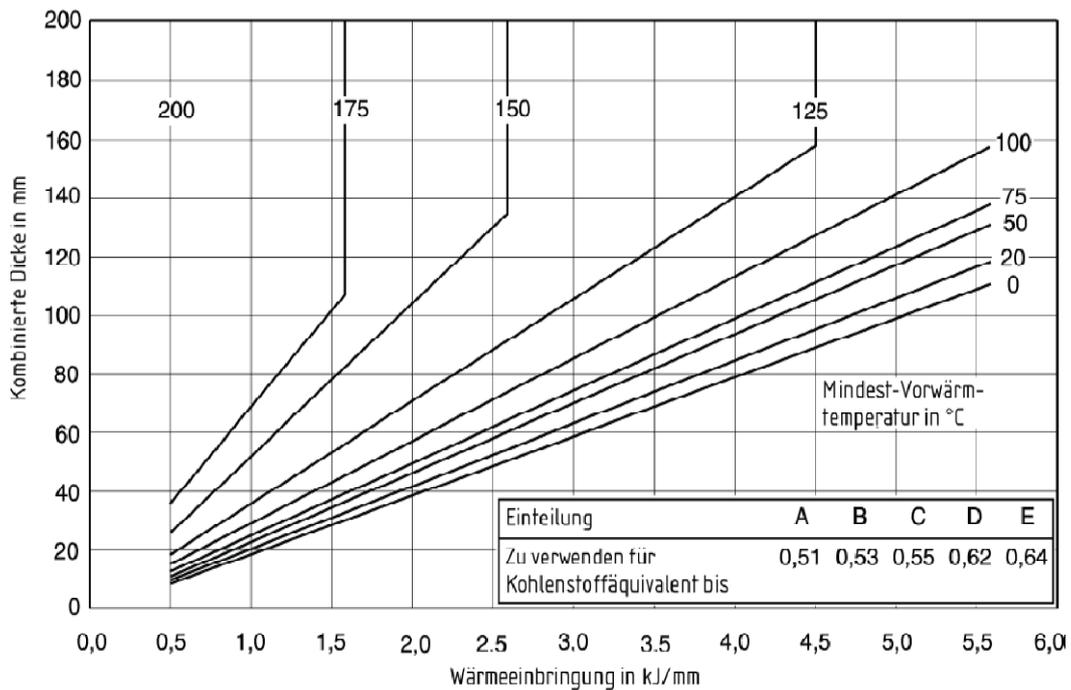


Diagramm 3.4: Diagramm zum Einfluss der Schweißbedingungen /DIN 1011-2/

Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur

Bei einem CEV-Wert von 0,61 muss laut DIN der nächsthöhere Wert im Diagramm 0,62 für das Kohlenstoffäquivalent gewählt werden. Dann ergibt sich mit dem Wasserstoffgehalt, der kombinierten Blechdicke und der Wärmeeinbringung in Diagramm 3.4 eine Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur

T_p von ca. 148°C.

Wärmeeinbringung für ein Schweißen ohne Vorwärmen

Für den Fall, dass nicht vorwärmt werden soll, kann nach Methode 1 die nötige Wärmeeinbringung ebenfalls aus Diagramm 3.4 abgelesen werden. Dazu wird eine Raumtemperatur von 20°C angenommen. Dann ergibt sich mit Hilfe der kombinierten Blechdicke von 50mm aus Abbildung 3.13 eine notwendige Wärmeeinbringung von **2,5kJ/mm**. Da sich bei einer Wärmeeinbringung von 1,06kJ/mm bereits ein a-Maß von 5mm ergibt, wäre die Menge des eingebrachten Zusatzwerkstoffes ungefähr doppelt so groß. Es würde sich ohne Vorwärmung ein a-Maß von mindestens 7mm gegenüber a5 ergeben. Im Weiteren sind entsprechende Wärmeeinbringungen in einlagigen Schweißungen aus prozesstechnischen und konstruktiven Gründen nicht realisierbar.

3.6.2 Methode 2 zur Berechnung der Vorwärmtemperatur nach Thyssen

Methode 2 nach DIN 1011-2 gibt Empfehlungen für das Lichtbogenschweißen von niedrig legierten Feinkorn- und höherfesten Stählen mit Hilfe des Kohlenstoffäquivalents CET. Sie beruht auf Untersuchungen zum Kaltrissverhalten von Stählen beim Schweißen durch Kaltrissprüfungen an Schweißverbindungen. Im Gegensatz zu Methode A liegen die Gehalte der Elemente in den zulässigen Bereichen. Die verwendeten Einflüsse zur Berechnung der Vorwärmtemperatur sind die gleichen wie in Methode 1. Die Unterschiede bestehen deshalb in der Gewichtung der Faktoren.

Chem. Zusammensetzung

Der Einfluss der chem. Zusammensetzung auf die Vorwärmtemperatur wird mit Formel 3.12 und dem Kohlenstoffäquivalent $CET=0,46$ nach Formel 3.9 bestimmt.

$$T_{pCET} = 750 * CET - 150^{\circ}C = 195^{\circ}C \quad (3.12)$$

Wärmeeinbringung

Die Wärmeeinbringung Q_s von 1,06kJ/mm für eine a5-Naht unter Standardparametern geht unter Formel 3.13 mit folgender Gewichtung ein: Mehr Wärme verringert die Vorwärmtemperatur. Der Effekt wird in der Formel aber durch das hohe CET wieder verringert.

$$T_{pQs} = (53 * CET - 32) * Q_s - 53 * CET + 32 = -0,305^{\circ}C \quad (3.13)$$

Wasserstoffgehalt

Der Wasserstoffgehalt im Schweißgut wird in Formel 3.14 eingesetzt und mit dem für das MAG-Schweißen höchsten Wert $HD=5\text{ml}/100\text{g}$ angenommen. Die Bestimmung beruht ebenfalls auf DIN EN 3690, bezogen auf das abgeschmolzene Schweißgut.

$$T_{pHD} = 62 * HD^{0,35} - 100 = 8,9^{\circ}C \quad (3.14)$$

Blechdicke

Nach Thyssen wird die größte Erzeugnisdicke, in diesem Falle der Flansch des Profils (siehe auch Abschnitt 4 Versuchsaufbau) mit $d_2 = 21\text{mm}$ nach Formel 3.15 eingesetzt, da $d_1/d_2 < 0,5$ (siehe Abbildung 3.10).

$$T_{pd} = 160 * \tanh\left(\frac{d_2}{35}\right) - 110 = -25,4^\circ\text{C} \quad (3.15)$$

Vorwärm- Zwischenlagentemperatur

In Formel 3.16 werden die Formeln 3.12-3.15 addiert:

$$T_p = T_{pCET} + T_{pQS} + T_{pHD} + T_{pd} = 178^\circ\text{C} \quad (3.16)$$

Es ergibt sich nach Formel 3.16 eine Vorwärmtemperatur bzw. Zwischenlagentemperatur

T_p von ca. 178°C.

3.6.3 Methode 3 zur Berechnung der Vorwärmtemperatur nach Nippon-Steel

Nach der Nippon-Steel-Methode (siehe Formel 3.17) sind die Einflussfaktoren zur Berechnung der Vorwärmtemperatur auf den Wasserstoffgehalt, die größte Erzeugnisdicke und die Zugfestigkeit des Schweißgutes beschränkt. Da die Gültigkeit der Methode nur bis Blechdicken von 20mm angegeben ist, wird diese wegen $d_2=21\text{mm}$ (siehe Abbildung 3.10) geringfügig überschritten. Für h_w wird direkt die Blechdicke $d_2 = 21\text{mm}$ eingesetzt. Der Wasserstoffgehalt ergibt sich nach der Glycerin-Methode, die Umrechnung zu H_D erfolgt nach DIN EN 3690 in Formel 3.16 mit $H_D=5\text{ml}/100\text{g}$. Die Zugfestigkeit des Schweißgutes wird ähnlich der des Grundwerkstoffes mit $R_m = 900\text{Mpa}$ angenommen, da dieser in der Regel die Eigenschaften des Grundwerkstoffes besitzen sollte, was in der kommenden Versuchsreihen aber nicht der Fall ist. R_m des Drahtes G3Si1 liegt bei ca. 700Mpa.

$$H_{JIS} = 0,79 * H_D - 1,74 = 2,21 \quad (3.16)$$

$$T_p = 120 + 120 * \log\left(\frac{H_{JIS}}{3,5}\right) + 5 * (h_w - 20) + 0,815 * (R_m - 848) = 143^\circ\text{C} \quad (3.17)$$

Es ergibt sich nach Formel 3.16 eine Vorwärmtemperatur bzw. Zwischenlagentemperatur

T_p von ca. 144°C.

3.6.4 Methode 4 zur Berechnung der Vorwärmtemperatur nach Okuda

Das Okuda-Konzept bezieht neben dem Wasserstoffgehalt ebenfalls als einzigen Einflussfaktor die Zugfestigkeit mit ein. H_{GC} gibt den Wasserstoffgehalt über die gaschromatische Messung an, die dem Wasserstoffgehalt H_D nach DIN EN 3690 entspricht. Die Zugfestigkeit des Schweißgutes wird ebenfalls ähnlich der des Grundwerkstoffes mit $R_m = 900\text{Mpa}$ angenommen.

$$T_p = 0,614 * R_m + 318,6 * \log(H_{GC}) - 554,3 = 221^\circ\text{C} \quad (3.18)$$

Es resultiert nach Formel 3.18 eine Vorwärmtemperatur bzw. Zwischenlagentemperatur

T_p von ca. 221°C .

3.7 Konzept der Abkühlzeit $t_{8/5}$

Die Abkühlzeit $t_{8/5}$ ist nach Abschnitt 3.5 hauptsächlich von der Wärmeeinbringung, der Vorwärmtemperatur, Blechdicke und Stoßart abhängig und muss zur Beurteilung der verwendeten Schweißparameter bekannt sein. Eine experimentelle Bestimmung der $t_{8/5}$ -Zeit ist allerdings mit erheblichem Aufwand und meist noch relativ hohen Abweichungen verbunden. Das gängige Verfahren ist die Bestimmung mit Chrom-Nickel-Elementen. Allerdings müssen die Elemente stets an genau den gleichen und richtigen Stellen platziert werden. Möglichst nahe dem Bereich der WEZ von 25MnV5mod, in dem die wichtigen Gefügeumwandlungen zu erwarten sind, aber auch nicht zu nahe, um ein Verschmelzen zu verhindern. So ist die Messung mit einem großen zeitlichen Aufwand verbunden und gute Ergebnisse nur bei Einhaltung genauester Geometrien möglich. Es wurden aber Gleichungen auf Basis von Versuchen und der anschließenden mathematischen Aufbereitung ermittelt, die einen Zusammenhang zu den Schweißbedingungen herstellen. Diese Gleichungen bilden das zurzeit vorrangig geltende Konzept zur Berechnung der Abkühlzeit.

3.7.1 Berechnung der $t_{8/5}$ -Zeit in Abhängigkeit der Wärmeableitung

Beim Schweißen verhältnismäßig dicker Bleche erfolgt die Wärmeableitung 3-dimensional. Die eingebrachte Wärme kann in Richtung und zusätzlich senkrecht zur Werkstückebene abfließen. Daher spielt die Blechdicke d dort keine Rolle mehr. Im 2-dimensionalen Falle

erfolgt die Ableitung ausschließlich in Richtung der Werkstückebene. Allerdings ist die Art der Wärmeableitung auch indirekt von der Wärmeeinbringung und Vorwärmung abhängig. Werden diese relativ gering gehalten, findet auch bei kleinen Blechdicken 3-dim. Wärmeableitung statt. Die Blechstärke beim Übergang von drei- zu zweidimensionaler Wärmeableitung bezeichnet man als Übergangsblechdicke $d_{\ddot{u}}$. Wenn die jeweilige Werkstückdicke, in diesem Falle $d_2 = 21\text{mm}$, nahe der Übergangsblechdicke nach Formel 3.22 liegt, entspricht der Wert des Nahtfaktors von 2-dimensionaler F_2 dem von 3-dimensionaler Wärmeableitung F_3 . Je größer der Unterschied von Werkstückdicke im Vergleich zur Übergangsblechdicke ist, umso deutlicher unterscheiden sich F_2 und F_3 . Bei Kehlnahtverbindungen aus unterschiedlich dicken Blechen ist die Berechnung der Abkühlzeit ungenauer. Für eine Abschätzung empfiehlt es sich nach Thyssen folgendermaßen vorzugehen: Da $d_1/d_2 \wedge d_3/d_2 \leq 0,5$ ist (siehe Abbildung 3.11 oder Abschnitt 5.4), wird die größte Erzeugnisdicke d_2 eingesetzt. Für 3-dimensionale Wärmeableitung wird $t_{8/5}$ nach Formel 3.20 berechnet. Dabei ist T_p die Vorwärmtemperatur und Q_s die Wärmeeinbringung. Im 3-dimensionalen Fall spielt die Blechdicke d aufgrund der allseitigen Wärmeableitung keine Rolle.

$$t_{8/5} = (6700 - 5 * T_p) * Q_s * \left(\frac{1}{500 - T_p} - \frac{1}{800 - T_p} \right) * F_3 \quad (3.20)$$

Die Abkühlzeit der 2-dimensionalen Wärmeableitung ist von der Blechdicke abhängig. Es gilt Formel 3.21.

$$t_{8/5} = (4300 - 4,3 * T_0) * 10^5 * \frac{Q_s^2}{d_2^2} * \left[\left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) \right] * F_2 \quad (3.21)$$

Durch Gleichsetzen der Formeln 3.20 und 3.21, also dem Übergang von 2- zu 3-dimensionaler Wärmeableitung und Auflösen nach d , erhält man die Übergangsblechdicke $d_{\ddot{u}}$ nach Formel 3.22. Der Nahtfaktor ist beim Übergang gleich und kürzt sich dementsprechend weg.

$$d_{\ddot{u}} = \left[\frac{(4300 - 4,3 * T_p)}{(6700 - 5 * T_p)} * 105 * Q_s * \left(\left(\frac{1}{500 - T_p} \right) + \left(\frac{1}{800 - T_p} \right) \right) \right] * 0,5 \quad (3.22)$$

Für die berechneten Vorwärmtemperaturen T_p von 124° bis 224°C nach Abschnitt 3.6, einer Wärmeeinbringung von $1,06\text{kJ/mm}$ für eine a5-Naht, ergeben sich nach Formel 3.21

Übergangsblechdicken $d_{\bar{u}}$ bis ca. 18mm. Solange sich die Übergangsblechdicken unter der Werkstückblechdicke d_2 von 21mm befinden, liegt der Theorie nach die Wärmeableitung im dreidimensionalen Bereich. Die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von 2- zu 3-dimensionaler Wärmeableitung unterscheiden sich bis Temperaturen T_p um 230°C nur geringfügig. Deutliche Unterschiede ergeben sich erst ab 300°C (siehe Diagramm 3.5). Da die Übergangsblechdicken $d_{\bar{u}}$ bei Temperaturen T_p bis 300°C nahe der Blechdicke d_2 liegen, unterscheiden sich die Nahtfaktoren F_2 und F_3 sehr geringfügig und betragen nach Tabelle D.1 in DIN 1011-2 für einlagige Kehlnähte am T-Stoß $F_3=F_2=0,67$.

Mit Hilfe des Konzeptes zur Berechnung der $t_{8/5}$ -Zeit können die Methoden nach Yuriko, IIW und dem kontinuierlichen ZTU-Diagramm zur Ermittlung der Härte beurteilt werden. Dazu sollen Wärmeeinbringung und Vorwärmtemperatur in den anstehenden Versuchen ermittelt und die Abkühlzeit errechnet werden.

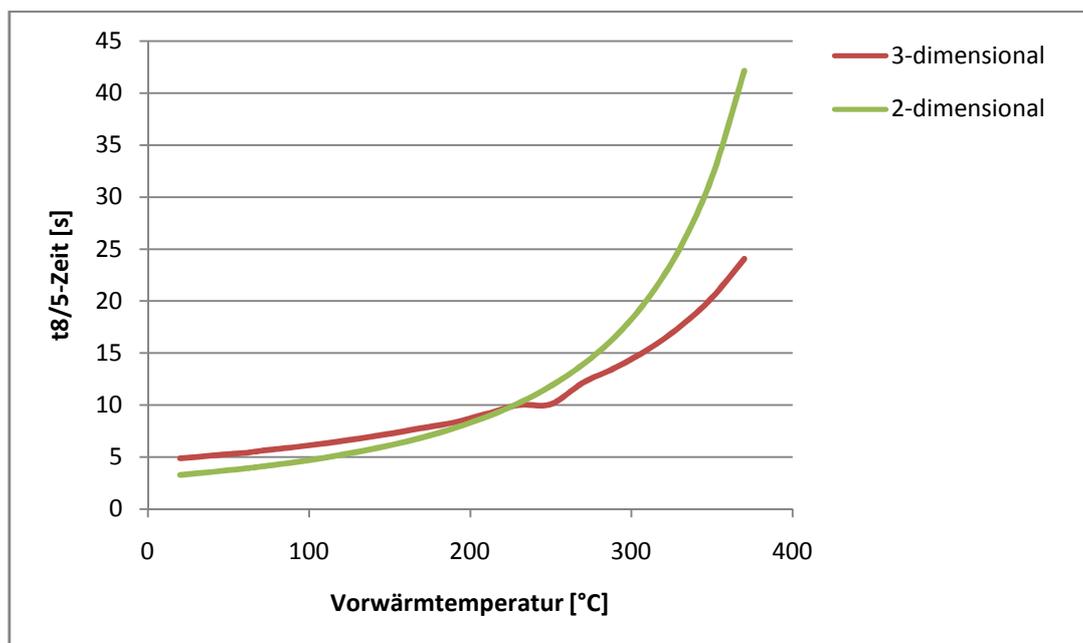


Diagramm 3.5: Abkühlzeit in Abhängigkeit der Vorwärmtemperatur für 2- und 3-dim. Wärmeableitung bei konstanter Wärmeeinbringung von 1,06kJ/mm und Werkstückgeometrie

3.8 Übersicht der Ergebnisse

Die in den Abschnitten 3.4 - 3.6 vorgestellten Methoden müssen stets unterschieden werden, da mit Yuriko, IIW und dem ZTU-Diagramm bezogen auf die Abkühlzeit eine Aussage über die zu erwartende Härte in der WEZ gegeben wird. Die weiteren Methoden liefern dagegen Empfehlungen zur Vermeidung von Kaltrissen, ohne dabei direkt Voraussetzungen an die zulässige Höchst Härte zu stellen. Die theoretischen Berechnungsmethoden liefern sowohl für

die zu erwartende Härte als auch für die Vorwärmtemperaturen zur Vermeidung von Kaltrissen deutliche Unterschiede. Tabelle 3.5 macht die Zusammenhänge zwischen Abkühlzeit, Vorwärmtemperatur und Wärmeeinbringung und den daraus resultierenden Härten nach Yuriko und dem kontinuierlichen ZTU-Diagramm deutlich. Die ersten vier Zeilen der Tabelle geben die Härten nach Yuriko und dem ZTU-Diagramm an, ausgehend von den berechneten Vorwärmtemperaturen der Methoden 1-4. Die Zeilen 5 bis 8 zeigen die nach den jeweiligen Methoden notwendigen Wärmeeinbringungen und Vorwärmtemperaturen auf, um nach Yuriko und dem ZTU-Diagramm 28Mn6 zulässige Härten zu erreichen, jeweils mit und ohne Vorwärmung.

Tabelle 3.5: Übersicht der theoretischen Berechnungen

Methode	Q_s [kJ/mm]	T_p [°C]	$t_{8/5}$ [s]	Härte (Yuriko) [HV]	Härte (ZTU) [HV]
DIN 1011-2 Meth. 1	1,06	148	5,5	ca. 550	ca. 450
Thyssen Methode 2	1,06	178	6,2	ca. 540	<450
Nippon-Steel	1,06	144	5,5	ca. 550	ca. 450
Okuda	1,06	224	7,5	ca. 530	ca. 310
Thyssen Methode 2	1,06	360	22	ca. 450	-
Thyssen Methode 2	4,00	20	22	ca. 450	-
ZTU 28Mn6	1,06	150	5,6	-	ca. 450
ZTU 28Mn6	1,70	20	5,6	-	ca. 450

Fazit

Die Ergebnisse bilden die Grundlagen für die anstehenden Versuchsreihen und sollen, soweit es Sinn macht, neben der Untersuchung weiterer Parameter in den geplanten Versuchsreihen überprüft werden.

4 Aufbau und Zielsetzung der Versuchsreihen

Die Versuchsreihen sollen auf den theoretischen Grundlagen und Empfehlungen aufbauen. Dabei werden im Wesentlichen die primären Faktoren wie Wärmeeinbringung, Vorwärmung und Mehrlagentechnik untersucht. Eine Orientierung der Parameter erfolgt dabei an den theoretischen Ergebnissen nach Tabelle 3.5. Im Vordergrund steht aber ebenso der wirtschaftliche Aspekt in Bezug auf die Umsetzung und Integrationsmöglichkeiten in den bestehenden Fertigungsprozess. So sollen abweichend von den Berechnungen auch niedrigere Vorwärmtemperaturen und die Mehrlagentechnik untersucht werden, um ein wirtschaftliches Schweißen des Werkstoffes zu ermöglichen. Die Beeinflussung der primären Faktoren, auch wenn sie von den theoretischen Empfehlungen abweichen, muss deshalb untersucht werden. In jedem Falle muss jedoch sichergestellt sein, dass die zulässige Aufhärtung von 450HV nicht überschritten wird. Die Begründung wurde in Abschnitt 3.3 erläutert.

Ziel dieser Arbeit soll die Qualifizierung einer vorläufigen Schweißanweisung unter den genannten Bedingungen und Möglichkeiten des Fertigungsprozesses sein, *wenn* ein Schweißen des Werkstoffes 25MnV5mod wirtschaftlich wäre. Damit ein Vergleich angestellt und der Einfluss der Parameter beurteilt werden kann, müssen die Versuche unter gleichbleibenden Bedingungen mit gleichem Probenaufbau ausgeführt werden. Für die Durchführung einer geeigneten Schweißuntersuchung definiert DIN EN 15614-1 verschiedene Prüfverfahren und eine bestimmte Probenanordnung. Allerdings können die Anforderungen nur begrenzt eingehalten werden, bspw. entsprechen die Probengeometrie und die Oberfläche der Profile nicht den Voraussetzungen. Aus zeitlichen bzw. technischen Gründen können nicht alle Prüfverfahren durchgeführt werden. Der Schwerpunkt liegt zur Beurteilung der Schweißnahtverbindung deshalb auf den Härtemessungen.

4.1 Versuchsbedingungen

Die Anzahl der Versuchsreihen ist davon abhängig, ob eine Beeinflussung der primären Faktoren zum gewünschten Erfolg führt und die theoretischen Aussagen mit denen der Praxis übereinstimmen. Bei geeigneten Parametern soll eine Verifizierung an realen Schweißnahtverbindungen erfolgen. Die Versuche werden nach Möglichkeit unter stets gleichen Bedingungen durchgeführt (Probenaufbau, Heftanordnung, Versuchsanlage, Auswertung).

4.1.1 Probenanordnung und Untersuchungsumfang

An Doppel-T-Profilen des Werkstoffes 25MnV5mod werden über Kehlnähte T-Stöße mit Prüfungsblechen hergestellt. Die Länge der Profilstücke beträgt 200mm. Die relevanten Abmaße des Doppel T-Profiles und des Prüfbleches können Abbildung 4.1 entnommen werden. Das Prüfblech wird vor dem Schweißen über zwei Heftpunkte am Ende der Schweißnaht fixiert. Eine Nahtvorbereitung, wie dem Entfernen der randentkohlten Schicht von 25MnV5mod, wird nicht durchgeführt, da dies in der laufenden Produktion nicht der Fall ist.

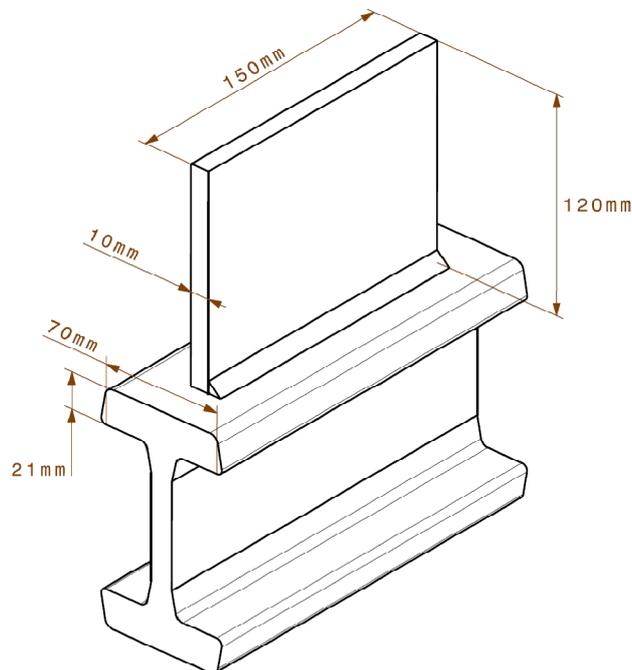


Abbildung 4.1: Anordnung und Abmaß einer Schweißprobe

Nach DIN EN 15614-1 sollten an Kehlnähten folgende Untersuchungen durchgeführt werden:

- Sichtprüfung
- Oberflächenrissprüfung
- Härteprüfung
- Makroschliff-Untersuchung

An dieser Stelle soll noch einmal ausdrücklich darauf hingewiesen werden, dass die Untersuchung der Nahtgeometrie nicht Ziel ist und im Hintergrund steht. Im Vordergrund steht aber die Härteprüfung. Ausgehend von dieser erfolgt eine Bewertung der verwendeten Parameter. Wichtig ist bei den Proben weiterhin eine Makroschliff-Untersuchung, um den

Einfluss der Parameter auf den Einbrand zu untersuchen. Die Proben werden entsprechend Abbildung 4.2 entnommen. An jedem Prüfstück erfolgt eine Makroschliff-Untersuchung. Dazu werden die Proben nach DIN EN 1321 vorbereitet und mit einer 10%igen Salpetersäure auf einer Seite angeätzt, um die WEZ der Schweißverbindung sichtbar zu machen. Zur Messung der Härte werden die Proben anschließend, nach einer weiteren Bearbeitung der Oberfläche, mit einer 2%igen Salpetersäure angeätzt. Die eigentliche Prüfung erfolgt, wegen der grundlegend höheren Härten, nach Vickers mit einer Prüfkraft HV10 in der WEZ im

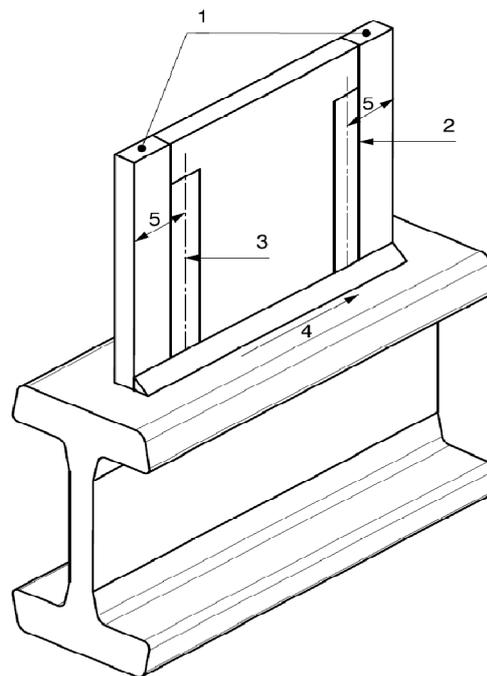


Abbildung 4.2: Aufbau der Probenuntersuchung [1= Abstand 25mm; 2=Makroschliff; 3=Makroschliff und Härtemessung; 4=Schweißrichtung; 5=Abstand mind. 35mm]

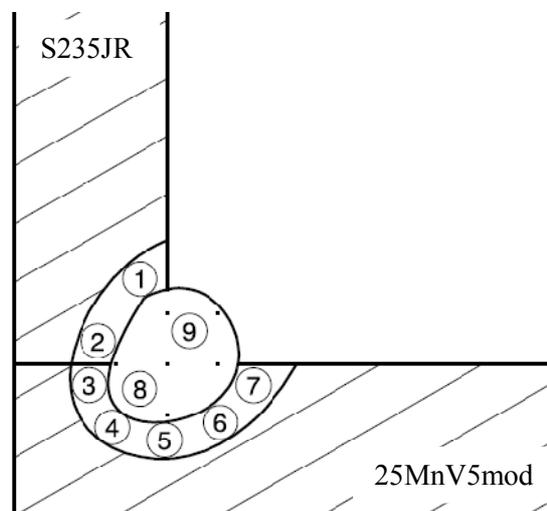


Abbildung 4.3: Lage der Messpunkte in der WEZ

Bereich 2 oder 3 nach Abbildung 4.2. Eine Sichtprüfung findet nicht statt, da Unregelmäßigkeiten, bewertet nach DIN EN ISO 5817, für die Findung geeigneter Parameter nicht ausschlaggebend sein sollen. Der genaue Prüfbereich bzw. die Lage der Messpunkte in der WEZ sind in Abbildung 4.3 ersichtlich und werden entsprechend dokumentiert. Die Härtemessungen finden hauptsächlich im Bereich der WEZ von 25MnV5mod statt und es werden mehr Punkte gemessen, als DIN EN 15614-1 vorschreibt. Die Messpunkte 1 und 2 befinden sich im Grundwerkstoff S235JR und die Messpunkt 3-7 im Grundwerkstoff 25MnV5mod. Dabei befindet sich Punkt 3 unmittelbar am Übergang in der Wurzel, Punkt 4 liegt im Feinkornbereich, Punkt 5 und 6 sehr nahe an der Grenze zum Schweißgut im Grobkornbereich. Punkt 7, am Übergang vom Schweißgut zum Grundwerkstoff, wird nahe der Oberfläche genommen und ist in der Regel wegen der ungünstigen, schnellen Wärmeab-
 leitung an T-Stößen als sehr kritisch anzusehen.

4.2 Schweißzusatzwerkstoffe

Schweißdraht

Bezeichnung/Drahtdurchmesser	Handelsname/Charge
DIN EN ISO 14341-A G3Si1	ESAB AristoRod 12.50 (unverkupfert)
Drahtdurchmesser 1,2mm	Lot: PV 021014847B

Der Schweißdraht wird bei Jungheinrich für alle Schweißnähte an den unterschiedlichen Fahrzeugteilen verwendet und hat für die im Einsatz befindlichen Grundwerkstoffe S235JR und S355JR der Querträger eine ausreichende Festigkeit.

Schutzgas

Die Schutzgasbezeichnung nach DIN EN 14175 lautet M25 und wird von AIR LIQUIDE bezogen. Es handelt sich dabei um einen Argonmix, bestehend aus 84 % Argon und 3,5% Sauerstoff, während der CO₂-Anteil 12,5% beträgt.

Grundwerkstoffe

Die Bauteile, die an den Profilen des Hubgerüsts verschweißt werden, bestehen ausschließlich aus den Werkstoffen S235JR und S355JR. Da die Qualität bei der Lieferung schwanken kann (S355JR, der nicht den Anforderungen nach DIN 10025 entspricht, wird als S235JR verkauft), wird an den Prüfblechen aus S235JR eine Analyse der chemischen

Zusammensetzung vorgenommen. Die Ergebnisse der Spektralanalyse entsprechen der geforderten chemischen Zusammensetzung von S235JR nach DIN 10025-2. Da die Grundwerkstoffe 25MnV5mod und S235J2 abhängig von den Schweißbedingungen in gewissem Maß miteinander verschmelzen, wird der Grundwerkstoff wegen seines niedrigeren Kohlenstoff- und Mangengehaltes grundlegend besser geeignet sein als S355J2. Die Schweiß-

Tabelle 3.6: Spektralanalyse der Prüfungsbleche

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu
S235JR (1.0117)	0,048	0,182	0,563	0,013	0,004	0,103	0,128	0,033	0,004	0,345
S355JR	0,185	0,266	1,480	0,009	0,002	0,043	0,044	0,004	0,082	0,036

nahtverbindung mit einem Prüfungsblech gleicher Abmaße soll aber ebenfalls untersucht werden. Deshalb ist in Tabelle 3.6 auch die Schmelzanalyse von S355JR angegeben. Die Prüfungsbleche sind im Herstellungszustand warmgewalzt.

4.3 Versuchsanlage

Die Schweißversuche finden an einer Schweißanlage im Bereich der Grundrahmenschweißungen der Schubmaststapler statt. Die Schweißroboter und Stromquellen sind aber baugleich mit den Anlagen für die Mastschweißungen.

Flambrenner

Die Proben werden mit einem Gasbrenner über ein Sauerstoff- Acetylgemisch vorgewärmt.

Stromquelle

Es handelt sich um eine Trans-Synergic-Gleichstromquelle (Schweißgleichrichter), die im sogenannten Synergic-Betrieb arbeitet (Einknopf-Bedienung) und stufenlos geregelt werden kann. Die maximale Einschaltdauer bei maximalem Strom von 500A beträgt 10min.

Schweißroboter

Schweißprozess : 135, MAG

Schweißstromquelle : Roboter 1 IGM RTi-330-s

Kennlinie : P0378

Brenner : Gasdüsendurchmesser 20mm

Der Arbeitsplatz ist in Abbildung 4.4 und der Schweißroboter in Abbildung 4.5 dargestellt. Der Roboter besitzt sechs Rotationsachsen, über die eine Positioniergenauigkeit von $\pm 0,1\text{mm}$ erreicht wird. Der integrierte Drehstrom-Servoantrieb sorgt für hohe Beschleunigungen und das spielfreie Getriebe ermöglicht schnelle sowie exakte Bewegungsabläufe. Für die



Abbildung 4.4: Arbeitsplatz im Grundrahmenbau



Abbildung 4.5: Schweißarm IGM RTI-330-s /IGM/

Steuerung des Prozesses können Programme über eine digitale Bedienung definiert werden, in denen Start-, Haupt- und Endkraterfüllprogramme sowie Kennlinien hinterlegt sind. Kennlinien werden aus den jeweils festgelegten Werten für Strom bzw. Drahtvorschub und Spannung gebildet und werden über das Bedienfeld mittels der Schweißleistung eingestellt. Solche Kennlinien werden grundlegend in Abhängigkeit von der Schweißstromquelle, dem

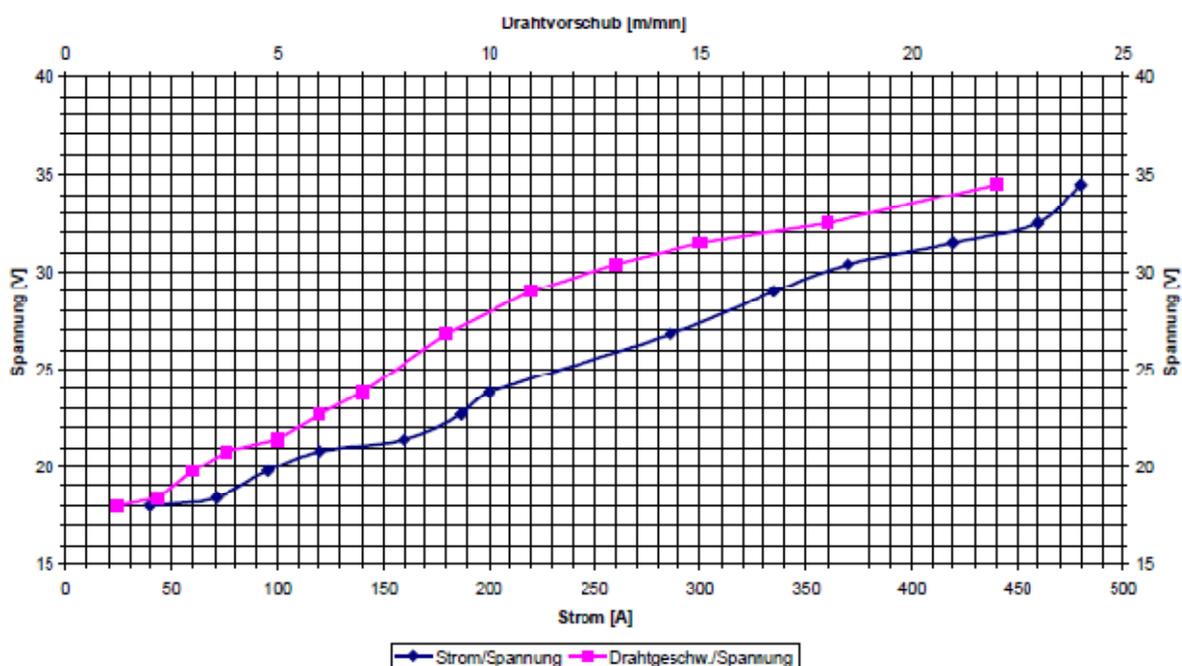


Diagramm 4.1: Kennlinie P0378 Schweißstromquelle Pulsbetrieb TPS5000 /Jungheinrich/

Schutzgas und des Schweißdrahtes ermittelt. Diagramm 4.1 zeigt die Kennlinie P0378, die für die Schweißstromquelle IGM RTi-330-s für den Schweißdraht G3Si1 mit einem Durchmesser von 1,2mm von der Firma Fronius festgelegt wurde.

4.4 Messtechnik

HKS Weldscanner

Die an der Schweißstromquelle eingestellten Werte Strom, Spannung und Drahtvorschub sind aufgrund von Netzschwankungen, Leiterverlusten oder Blindstromkompensation nicht immer konstant und so nur bis zu einem gewissen Grad aussagekräftig. Mit Hilfe des HKS-Weldscanners können aufgrund der Messtechnik genaue Aussagen über die Stabilität des



Abbildung 3.7: HKS-Prozesssensor an der Schweißstromquelle, rechts der HKS-Scanner /Jungheinrich/

Prozesses. Mit den aussagekräftigen Messergebnissen können wichtige Größen wie die Wärmeeinbringung sehr genau berechnet werden. Mit dem Gerät werden dazu Strom, Drahtvorschub und Spannung aufgezeichnet. Im linken Teil von Abbildung 3.7 ist der Prozesssensor zu sehen, mit dem Spannung und Strom gemessen werden, im Rechten der Weldscanner, der die Daten aufnimmt und ausgeben kann. Die Messung des Drahtvorschubes erfolgt über einen Drehwinkelmesser.

Temperaturmessgerät

Zur Bestimmung der Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur im Grundwerkstoff 25MnV5mod wird ein berührungsloses Temperaturmessgerät „Testo 830-T2“ eingesetzt. Es misst dabei über Infrarot mit einer 2-Punkt- Lasermessfleckmarkierung. Das Gerät ist in Abbildung 3.8 zu sehen. Die Ansprechzeit ist kleiner als eine Sekunde.



Abbildung 3.8: Temperaturmessgerät „Testo 830-T2“ /Testo/

5 Durchführung der Schweißversuche

Insgesamt werden 6 Versuchsreihen durchgeführt. Von ungefähr 50 entstandenen Schweißverbindungen, sind aufgrund ihrer Relevanz ca. 30 ausgewertet worden. Die Untersuchung der primären Faktoren auf die Härte steht hierbei im Vordergrund. Die Findung geeigneter Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperaturen soll sich an den theoretischen Berechnungen und Richtlinien orientieren. Zum Verifizieren der ermittelten Parameter, die zulässige Härtewerte ergaben, werden anhand einer weiteren Versuchsreihe reale Schweißnahtverbindungen am Hubgerüst hergestellt. Wie bereits erwähnt, soll ein a5-Maß nicht überschritten werden. Zur Überschaubarkeit werden die Schweißdaten, $t_{8/5}$ -Zeiten und Härtemessungen in der Auswertung nur nach Bedarf angegeben, befinden sich aber vollständig im Anhang A1 und A2. Bis auf Versuchsreihe 4 werden von allen Proben Schliffbilder angefertigt, um den Einbrand in der WEZ aufzuzeigen. Diese befinden sich im Anhang A3. Die Diagramme in der Auswertung geben immer die Höchst härten der WEZ vom Grundwerkstoff 25MnV5mod an, die ausschließlich in der Grobkornzone im Bereich 5-7 nach Abschnitt 4.1.1 liegen. Tabelle 5.1 stellt einen Überblick der untersuchten Parameter in den jeweiligen Versuchsreihen dar. Der genauere Verlauf ist den Versuchsbeschreibungen zu entnehmen.

Tabelle 5.1: Grundlegende Übersicht der untersuchten Parameter in den Versuchsreihen

Versuchsreihe 1	Bestandsaufnahme, Grundwerkstoff, Brennerstellung
Versuchsreihe 2	Wärmeeinbringung (0,7-1,4kJ/mm), Lichtbogenart
Versuchsreihe 3	Vorwärmung und Mehrlagentechnik (80°-180°C)
Versuchsreihe 4	höhere Vorwärmtemperaturen (bis 360°C)
Versuchsreihe 5	Verifizierung der Vorwärmtemperaturen (220°C)
Versuchsreihe 6	Verifizierung der Ergebnisse an realen Schweißnahtverbindungen

5.1 Ermittlung der Schweißbedingungen

Die Schweißdaten Strom, Spannung und Drahtvorschub werden mittels Weldscanner bestimmt. Da die Messung der Schweißgeschwindigkeit experimentell zu aufwändig ist, wird eine Bestimmung über die Aufzeichnungsdauer der Schweißungen und die Nahtlänge durchgeführt. Die Wärmeeinbringung und Abkühlzeit werden nach Abschnitt 3 bestimmt. Der Schutzgasstrom ist über ein Rotarmeter konstant auf 15 l/min reguliert, die Messung des Gasflusses mittels Weldscanner lässt sich aufgrund der zeitlichen Engpässe der Untersuchung

nicht realisieren. Die Messung der Vorwärmtemperatur erfolgt im Grundwerkstoff 25MnV5mod ca. 20mm vor dem Stoß der Bleche unmittelbar vor dem Schweißen am Anfang der Naht. Dabei wird immer auf eine Temperatur etwas oberhalb der Benötigten erwärmt und dann gewartet, bis sich die richtige Vorwärmtemperatur einstellt. Die Messung der Zwischenlagentemperatur wird in der ersten Lage unmittelbar vor dem Schweißen der zweiten Lage vorgenommen. Die Schweißungen erfolgen alle in horizontal-vertikaler Brennerstellung (PB-Position), da einige Geometrien der Querträger an den Masten und der Lichtbogenbereich SLB diese Position erfordern. Soweit nicht anders erwähnt, beträgt der Kontaktrahabstand 20mm. Die Brennerstellung ist stechend mit einer Neigung von 10° zur Ebene des Nahtquerschnittes und der Anstellwinkel des Brenners 45° zu den Nahtflanken (siehe Abbildung 5.1 und 5.2). Die Positionierung des Roboters am Nahtanfang wird bei jeder Probe von Hand durchgeführt. Das Programm für die Endkraterfüllung ist deaktiviert. Über die Funktion „Nahtsuche“ erfolgt dann das automatische Schweißen.

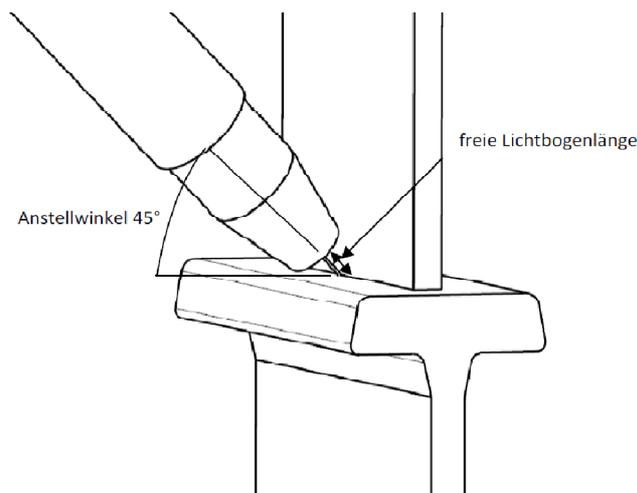


Abbildung 5.1: Brennerhaltung

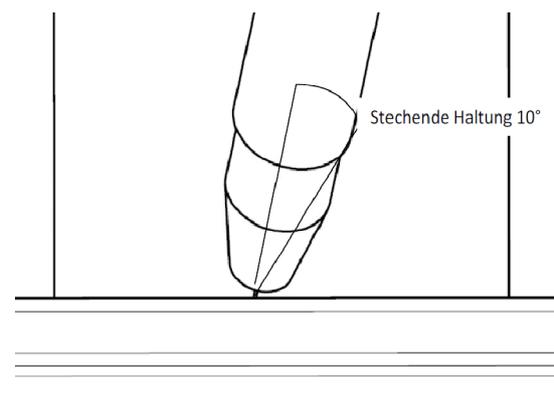


Abbildung 5.2: Brennerhaltung

5.2 Zusammenfassung der bisherigen Versuche

Unter Abschnitt 2.4 ist erwähnt, dass der Profilwerkstoff 25MnV5mod bei Jungheinrich bereits untersucht wurde. Dabei sind im Wesentlichen gleiche Schweißnahtverbindungen aus Kehlnähten am Überlappstoß vom Profilwerkstoff 25MnV5mod und dem kaltgezogenen Serienprofilwerkstoff S355J2 mit Querträgern der aktuellen Baureihe hergestellt und verglichen worden. Die Blechdicke und Geometrie der Kehlnahtverbindungen am Überlappstoß war ähnlich. Die Verbindungen sind in Abbildung 5.3 und 5.4 zu sehen. Die Untersuchungen fanden mit den gleichen Zusatzwerkstoffen statt (siehe Abschnitt 4.2). Die Schweißungen erfolgten von Hand mit der Schweißstromquelle Lincoln CV 400-I und



Abbildung 5.3: Kehlnaht am Überlappstoß an einem Zusatzquerträger



Abbildung 5.4: Kehlnaht am Überlappstoß an einem Zusatzquerträger

Koffer LN 742. Diagramm 5.1 zeigt eine Gegenüberstellung der Schweißnahtverbindung vom Werkstoff 25MnV5mod und S355J2. Dabei sind die in der WEZ maximal ermittelten Härten über der jeweiligen Wärmeeinbringung angegeben. Die Proben S1 und S2 wurden nach Abbildung 5.3 bzw. S3 und S4 nach Abbildung 5.4 hergestellt und waren von der Probengeometrie nahezu identisch. Bei sehr ähnlichen Wärmeeinbringungen ergaben sich für Probe S1 mit dem Profilwerkstoff 25MnV5mod unzulässige Aufhärtungen. Die Härte von Probe S2 für den Serienprofilwerkstoff S355J2 liegt nach Tabelle 2 DIN 15614-1 dagegen knapp unter dem zulässigen Wert von maximal 380HV. Die Härte von Probe S3 stimmt, wie aufgrund der etwa gleichen Wärmeeinbringung und Schweißstoßgeometrie zu erwarten ist, nahezu mit der von Probe S1 überein. Die Ergebnisse der Untersuchung zu 25MnV5mod können aufgrund abweichender chem. Zusammensetzung für die kommenden Versuchsreihen nur bedingt als Vergleichsbasis herangezogen werden. Der CEV-Wert der damals untersuchten Charge von 25MnV5mod betrug 0,55 und der CET-Wert 0,42. Der Untersuchungs-

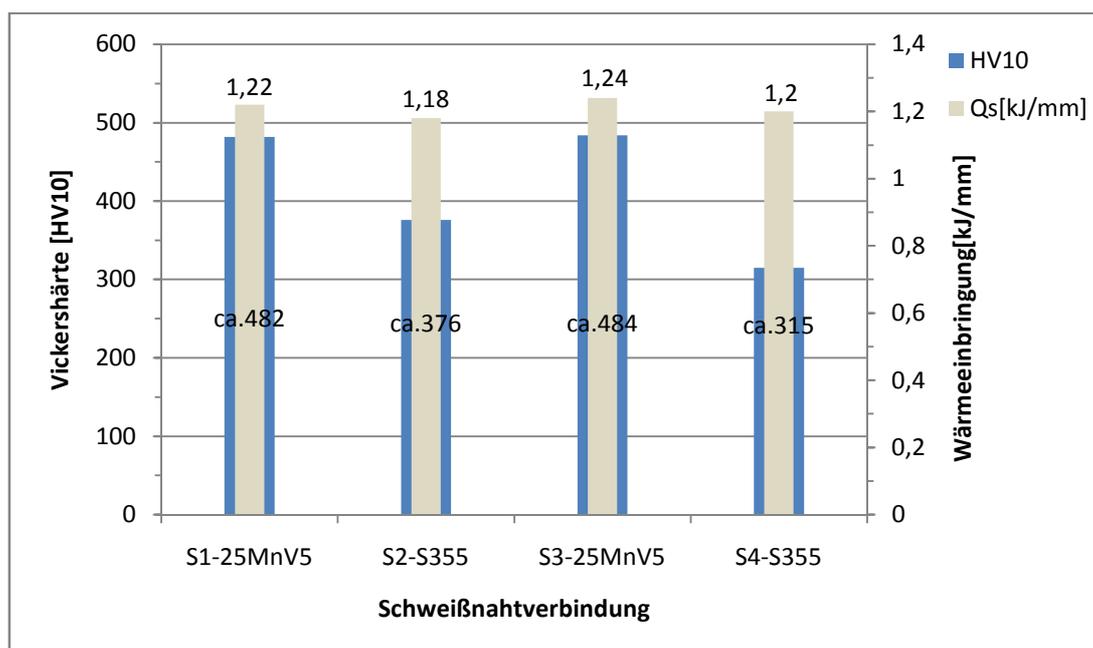


Diagramm 5.1: Höchststärke der WEZ und Wärmeeinbringung Q_s /Untersuchungsbericht aus Anhang 4/

bericht befindet sich im Anhang A4. In den Versuchen wurde im Wesentlichen der Einfluss der Wärmeeinbringung ermittelt. Das Ergebnis war, dass der Profilwerkstoff 25MnV5mod nur mit erheblichem prozesstechnischem Aufwand zu schweißen ist. Diese Prozesstechnik ist der zentrale Untersuchungsgegenstand der Arbeit und der anstehenden Versuchsreihen.

5.3 Versuchsbeschreibung

Versuchsreihe 1 (Bestandsaufnahme)

Die Proben 1.1 und 1.2 der ersten Versuchsreihe dienen zur Bestandsaufnahme und als Vergleichsbasis für die kommenden Versuche. Dazu werden Standardparameter für eine a4- und a5-Kehlnaht der Grundrahmen- und Mastschweißungen verwendet. Um den Einfluss des Grundwerkstoffes auf die Aufhärtung im Bereich der Wurzel der WEZ von 25MnV5mod zu untersuchen, wird Probe 1.3 mit einem Prüfungsblech gleicher Abmaße aus S355JR geschweißt. Im Weiteren werden noch zwei a5-Nähte mit verschiedenen Brennerstellungen stehend und schleppend hergestellt. Das Schweißen von Probe 1.4 erfolgt stehend mit einem Winkel von 30° anstatt 10°, Probe 1.5 schleppend unter einem Winkel von 10°. Proben 1.3-1.5 werden ebenfalls mit den Parametern für eine a5-Kehlnaht geschweißt.

Versuchsreihe 2 (Einfluss der Wärmeeinbringung)

An den Proben 2.1-2.4 soll ermittelt werden, welche Wirkung eine Beeinflussung des Drahtvorschubes und der Geschwindigkeit bei konstant gehaltener Wärmeeinbringung Q_s auf die Härte hat. Dies wird bei einer niedrigeren und einer höheren Wärmeeinbringung durchgeführt. Die letzten beiden Proben 2.5 und 2.6 werden mit erhöhter Wärmeeinbringung geschweißt, um zu testen, wie hoch der Effekt auf eine Verringerung der Härte aufgrund von höheren Abkühlzeiten ist. Um die höheren Wärmeeinbringungen mit den Standardparametern für eine a5-Naht zu erreichen, wird die Geschwindigkeit verringert.

Im Weiteren wurde untersucht, ob ein Wechsel vom Sprühlicht- in den rotierenden Lichtbogen möglich ist, um den Effekt auf die Aufhärtung zu beurteilen. Hierdurch ergibt sich ein tieferer und breiterer Einbrand bei höheren Abschmelzleistungen. Dazu ist der Kontaktrohrabstand auf ca. 35mm, der Gasfluss auf 22 l/min und der Drahtvorschub erhöht worden. Um dennoch ein a-Maß nahe a5 einzuhalten, musste die Geschwindigkeit wesentlich erhöht werden. Da der Schutzgasstrom der Anlage allerdings nicht ausreichend ist bzw. das Schutzgas für einen heißeren Lichtbogen durch Helium ergänzt werden müsste, um in den rotierenden Lichtbogenbereich zu gelangen, war das Ergebnis ein optisch mangelhaftes

Nahtaussehen mit verstärkter Spritzerbildung (bedingt durch den unruhigen und starken Tropfenübergang) und zu geringer Anschmelzung der Naht. Aus diesem Grunde wurde dieser Effekt nicht weiter untersucht.

Versuchsreihe 3 (Vorwärmung und Mehrlagentechnik)

In Versuchsreihe 3 werden die Proben 3.1-3.3 mit den Standardparametern für eine a5-Naht unter verschiedenen Vorwärmtemperaturen (ca. 80°C-180°C) erwärmt. Bei den Proben 3.1 und 3.2 sind die Vorwärmtemperaturen geringer als die nach Abschnitt 3.7 Ermittelten, da bei geringeren Temperaturen ein wirtschaftliches Vorwärmen besser abzusehen ist. Bei Probe 3.3 soll die Temperatur nahe der in Methode 2 berechneten Vorwärmtemperatur von 178°C liegen. Mit den Prüflingen 3.4-3.8 wird die Mehrlagentechnik untersucht, um durch die Vorwärmung bzw. den Anlasseffekt zulässige Aufhärtungen zu erzielen. Der Nahtaufbau erfolgt jeweils über zwei Lagen, wobei die zweite Lage gependelt geschweißt wird, um einen besseren Anlasseffekt zu bewirken. Bei den Proben 3.4 und 3.5 bleibt die Wärmeeinbringung der ersten Lage konstant, die der zweiten gependelten Lage wird variiert, um den Vorwärm- und Anlasseffekt zu untersuchen. An den Prüflingen 3.6 und 3.7 wird die Wärmeeinbringung der ersten und zweiten Lage erhöht. Das Schweißen der 2. Lage (wie auch die Bestimmung der Zwischenlagentemperatur) erfolgt bei allen Proben unmittelbar nach der ersten Lage.

Versuchsreihe 4 (Vorwärmung)

Da die Vorwärmtemperaturen aus Versuchsreihe 4 nicht ausreichend sind, um die zulässige Härte nach DIN 15614-1 einzuhalten, werden diese von ca. 200° bis auf 360°C erhöht. Das Schweißen der Proben 4.1-4.5 erfolgt ebenfalls mit den Standardparametern für eine a5-Naht. Außerdem wird gemessen, welche Zwischenlagentemperatur die 1. Lage in Abhängigkeit von der Wärmeeinbringung bzw. dem a-Maß annimmt und ermittelt, wann die Vorwärmtemperatur nahe 220°C liegt. Von diesen Proben werden keine Schlibfbilder angefertigt.

Versuchsreihe 5 (Verifizierung der Vorwärmtemperatur)

In Versuchsreihe 5 soll die aus Versuchsreihe 4 ermittelte Vorwärmtemperatur, bei der sich zulässige Aufhärtungen ergaben, verifiziert werden. Das Schweißen der Proben 5.1-5.4 erfolgt deshalb mit der gleichen Vorwärmtemperatur, nach der sich in Versuchsreihe 4 Härten knapp unter 450HV ergeben. Proben 5.1 und 5.2 werden dabei gependelt geschweißt. Bei Probe 5.5 werden zwei Lagen mit den Parametern von Probe 3.6 geschweißt. Allerdings wird die Probe vorher auf 120°C vorgewärmt. Damit soll ermittelt werden, ob die Vorwärmung

dadurch erhöht wird. Proben 5.1-5.4 werden als a5-Naht mit Standardparametern ausgeführt.

Versuchsreihe 6 (Verifizierung an Schweißnahtverbindungen der neuen Baureihe)

In Versuchsreihe 6 werden, unter Verwendung der Vorwärmtemperatur aus Versuchsreihe 5, reale Schweißnahtverbindungen an hochbelasteten Verbindungen des Hubgerüsts hergestellt. Dazu soll in Probe 6.1 ein Mastträgerbolzen, in Probe 6.2 ein Querträger mittels Überlappstoß und in Probe 6.3 ein T-Stoß durch eine Doppel-Y-Naht an die Profile geschweißt werden. Die Versuche dienen der Überprüfung, ob die Vorwärmtemperatur von 220°C auch an dickeren Blechen anderer Geometrie und unterschiedlicher Werkstoffe ausreichend ist.

5.4 Ergebnisse und Auswertung

Versuchsreihe 1

Dem Diagramm 5.2 ist zu entnehmen, dass eine Erhöhung der Wärmeeinbringung von 0,82kJ/mm bei Probe 1.1 (a4-Naht) auf 1,06kJ/mm bei Probe 1.2 (a5-Naht) die Härte nur sehr wenig reduziert. Für eine gemessene Raumtemperatur von 20°C, einer Wärmeeinbringung von 1,06kJ/mm und 3-dimensionalen Wärmeableitung beträgt die Abkühlzeit $t_{8/5}$ 3,6s. Es ergeben sich erwartungsgemäß maximale Härten um 500HV, die über dem Prüfbereich 5-7 nahezu konstant bleiben. In Abbildung 5.5 und 5.6 sind die Schliffbilder der Proben 1.4 mit 30° stechender und 1.5 mit 10° schleppender Haltung gegenübergestellt, die ebenfalls mit den

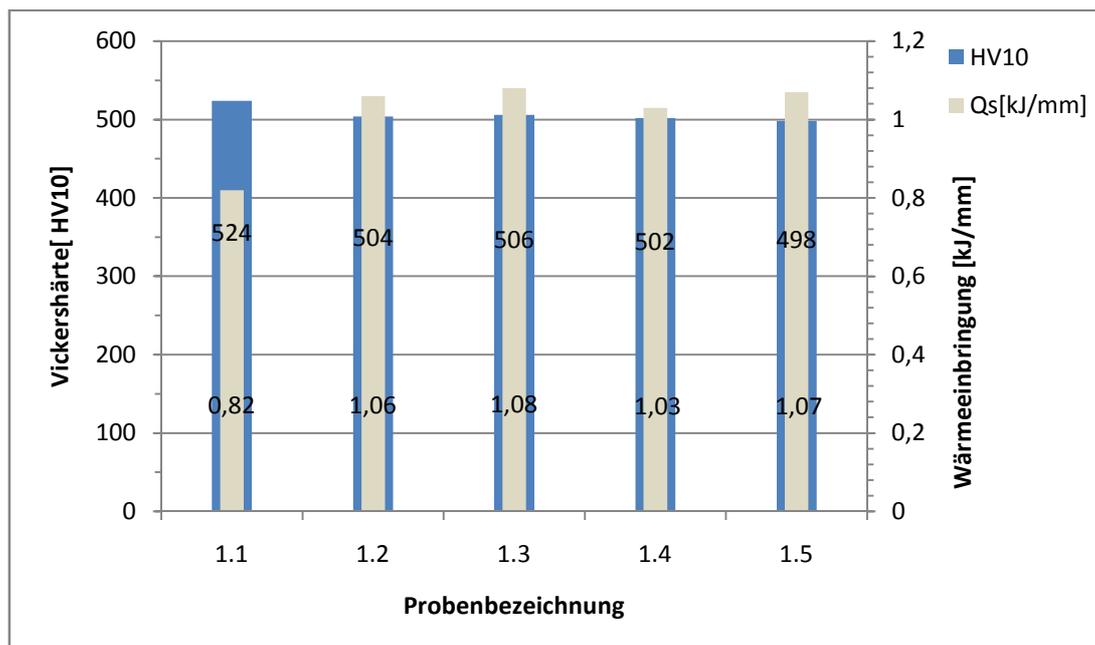


Diagramm 5.2: Höchst Härten in der WEZ in Abhängigkeit der Wärmeeinbringung

Parametern für eine a5-Naht geschweißt werden. Probe 1.2 hat, aufgrund der schleppenden Brennerhaltung, einen tieferen Einbrand, was besonders im Bereich der Wurzel ersichtlich ist. Die Härten unterscheiden sich aber in diesem Bereich bei Probe 1.5 nur unwesentlich von denen in stehender Haltung und nehmen zum Nahtrand hin wieder zu. So soll in Versuchsreihe 2 der Einfluss der Wärmeeinbringung untersucht werden.

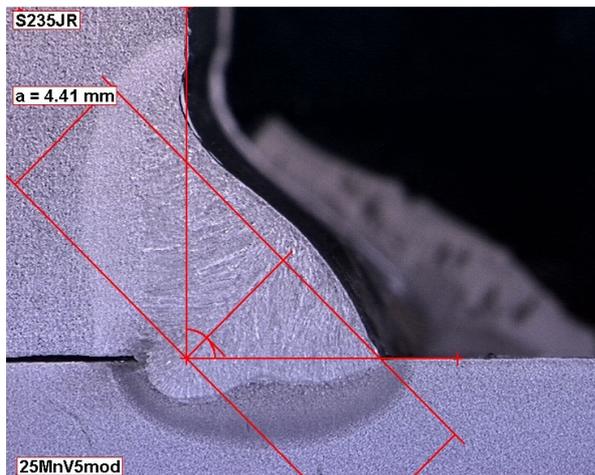


Abbildung 5.5: Probe 1.4 (stechend 30°)

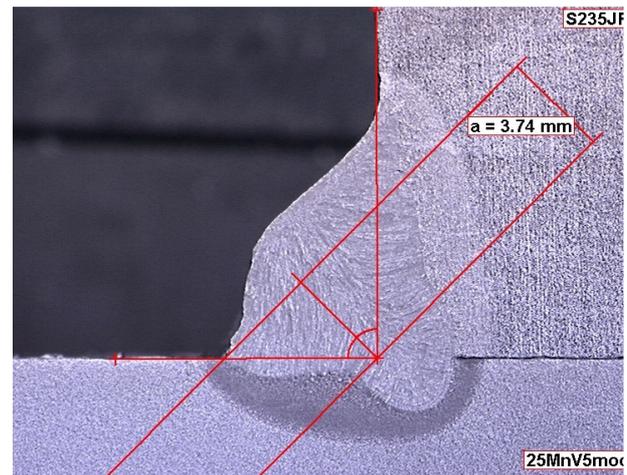


Abbildung 5.6: Probe 1.5 (schleppend 10°)

Versuchsreihe 2

Dem Diagramm 5.2 ist zu entnehmen, dass eine Erhöhung der Wärmeeinbringung über die Schweißgeschwindigkeit von Probe 2.1 gegenüber einer Erhöhung durch den Strom bei Probe 2.2 keine messbaren Unterschiede ergibt. Dies ist bei den Proben 2.3 und 2.4 ähnlich. Somit kann kein Effekt auf die Wärmeableitung durch eine indirekte Beeinflussung der Wärmeeinbringung verzeichnet werden. Aus den Schliffbildern sind ebenfalls keine Auffälligkeiten zu erkennen. Die Einbrandtiefen unterscheiden sich nur geringfügig. Im Diagramm ist ersichtlich, dass nur eine Erhöhung der Wärmeeinbringung die Härten reduziert. Insgesamt wird die Wärmeeinbringung von Probe 2.1 bis 2.6 verdoppelt. Allerdings hat sich die Härte dadurch nur um ca. 9% von 531HV auf 476HV verringert. Damit ist der Effekt unzureichend. Bei einer Raumtemperatur von 20°C und einem Q_s von 1,45kJ/mm beträgt die $t_{8/5}$ -Zeit 5,1s. Nach dem ZTU-Diagramm aus Abschnitt 3.4.2 sind Härten von 459HV zu erwarten, weshalb eine Übereinstimmung nur eingeschränkt ableitbar ist. Die Erhöhung der Wärmeeinbringung hat somit einen eher geringeren Effekt auf die Aufhärtung. Im Weiteren ist das a-Maß für ein Q_s von 1,45kJ/mm bereits größer 6mm (siehe Makroschliff Probe 2.6 im Anhang). Ein a-Maß von 5mm kann nur bei kleineren Wärmeeinbringungen um 1,06kJ/mm eingehalten werden. Die Differenz der Einbrandtiefe von Probe 2.1 gegenüber 2.6 beträgt ca. 0,3mm.

Da die Variation der Parameter nur einen geringen Effekt auf die Aufhärtung hat, soll in der

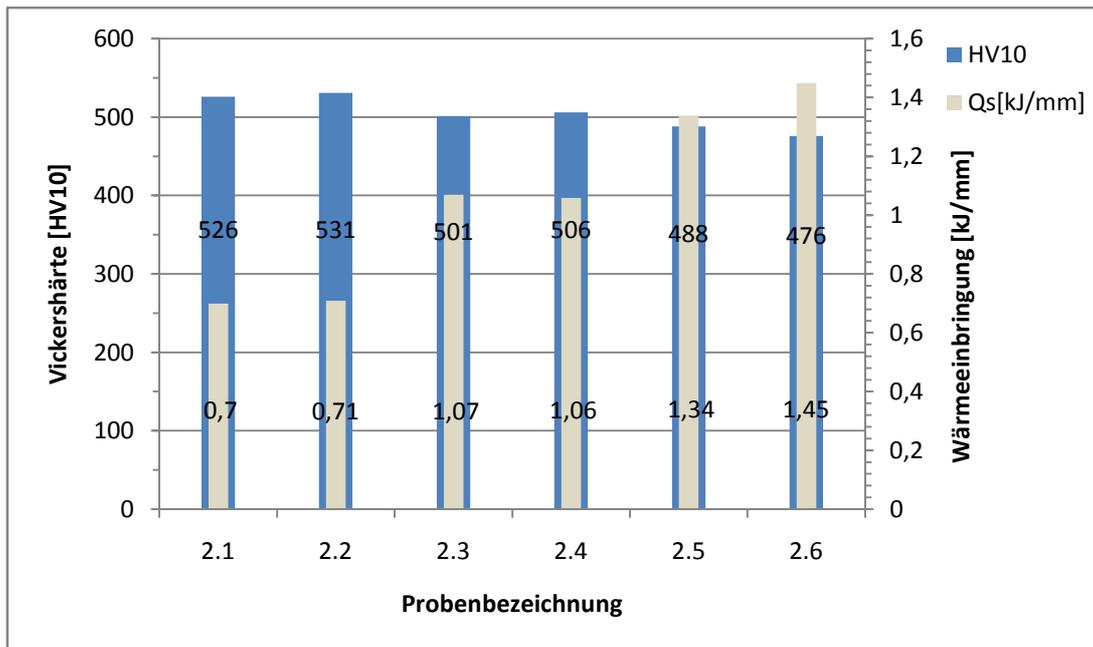


Diagramm 5.2: Höchst härten in der WEZ in Abhängigkeit der Wärmeeinbringung

kommenden Versuchsreihe die Vorwärmung und Mehrlagentechnik untersucht werden.

Versuchsreihe 3

Im Diagramm 5.3 sind die Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperaturen über den jeweils ermittelten Höchst härten aufgetragen. Die Wärmeeinbringungen von Proben 3.1-3-3 liegen bei 1,06kJ/mm. Es ist ersichtlich, dass geringe Vorwärmtemperaturen um 86°C keinen zufriedenstellenden Effekt hervorrufen. Für Temperaturen von 124°C ergeben sich bei 3-

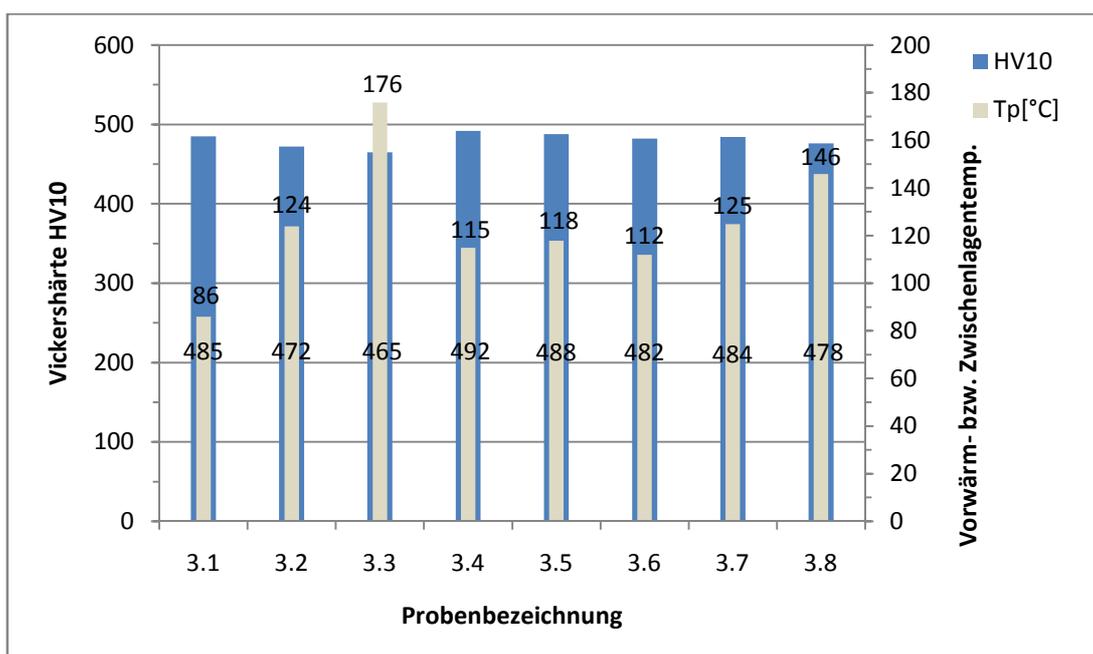


Diagramm 5.3: Höchst härten in der WEZ in Abhängigkeit der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur

dimensionaler Wärmeableitung $t_{8/5}$ -Zeiten von 5,1s, für $T_p=176^\circ\text{C}$ 6,2s. Nach Methode 2 zur Berechnung der Vorwärmtemperaturen ist diese Temperatur für eine Sicherheit gegen Kaltrissgefahr ausreichend. Allerdings kann die zulässige Härte dann nicht genügend reduziert werden. Auffällig ist, dass sich die Härte von Probe 3.2 gegenüber Probe 2.6 bei gleicher $t_{8/5}$ -Zeit deutlich unterscheidet. Das Vorwärmen mit dem Gasbrenner gegenüber erhöhter Wärmeeinbringung zur Reduzierung der Härte ist deshalb als effektiver einzustufen. In Bezug auf die Mehrlagentechnik ist der Anlasseffekt bei den Proben 3.5-3.7 trotz Variation von Q_s der ersten und zweiten Lage nur geringfügig besser. Tabelle 5.2 gibt einen Überblick der verwendeten Wärmeeinbringungen der ersten und zweiten Lagen. Im Wurzelbereich (Prüfbereich 3-4) sind die Höchst härten in der Regel etwas geringer, (siehe Tabelle Anhang A1) steigen aber an den Nahträndern im Prüfbereich 4-7 wegen des nur ungenügendem Anlasseffektes wieder an. Der Vorwärmeeffekt durch die Zwischenlage scheint ebenfalls gering zu sein. Dies würde auch erklären, dass die Härte bei den Proben 3.4 und 3.5 gegenüber Probe 3.2 trotz ähnlicher Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur höher ist. Die wirklich in das Bauteil eingebrachte Wärme ist damit geringer als die durch das Vorwärmen mittels Gasbrenner deutlich breiter vorgewärmte Zone. Die Wärme der Zwischenlage am

Tabelle 5.2: Wärmeeinbringungen der 1. Und 2. Lage

	Probe 3.4	Probe 3.5	Probe 3.6	Probe 3.7	Probe 3.8
Zwischenlagen- temperatur T_p [$^\circ\text{C}$]	115	118	116	125	146
Q_s 1. Lage [kJ/mm]	0,29	0,31	0,38	0,40	0,56
Q_s 2. Lage [kJ/mm]	0,88	1,17	0,78	0,98	0,89

Schweißnahtende wird deswegen wahrscheinlich schneller entweichen. Der Vorwärm- und Anlasseffekt der Mehrlagentechnik an diesen Proben ist damit unzureichend. Eine Erhöhung der Wärmeeinbringung der ersten und zweiten Lage bei den Proben 3.6 und 3.7 ergibt kaum messbare Unterschiede in der Härte, trotz höherer Zwischenlagentemperatur. Im Weiteren beträgt das a-Maß der Probe 3.7 bereits 6mm (siehe Schlibbild im Anhang A3). Den Schlibbildern aus Abbildung 5.7 und 5.8 ist zu entnehmen, dass der Einbrand durch die geringe Wärmeeinbringung der ersten Lage der mehrlagig geschweißten Nähte zwar gleichmäßiger, aber merklich geringer als bei einer einlagig geschweißten Naht mit höherem Q_s ist. Die Wärmeeinbringungen der zweiten Lage sind jedoch ausreichend, da die erste Lage den Schlibbildern nach zu urteilen immer aufgeschmolzen worden ist.

Weil die Effekte mit den Vorwärmtemperaturen und der Mehrlagentechnik unzureichend

sind, werden die Vorwärmtemperaturen in der kommenden Versuchsreihe weiter erhöht.

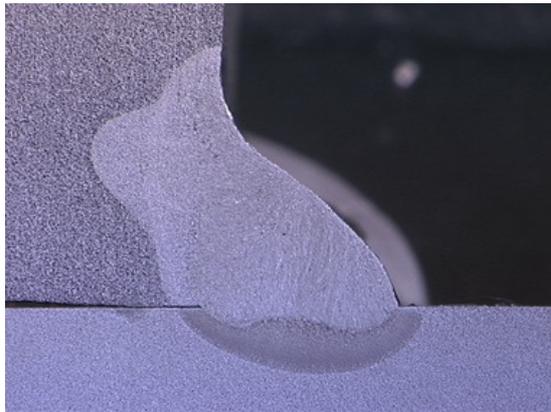


Abbildung 5.7: Probe 1.2 (einlagig)

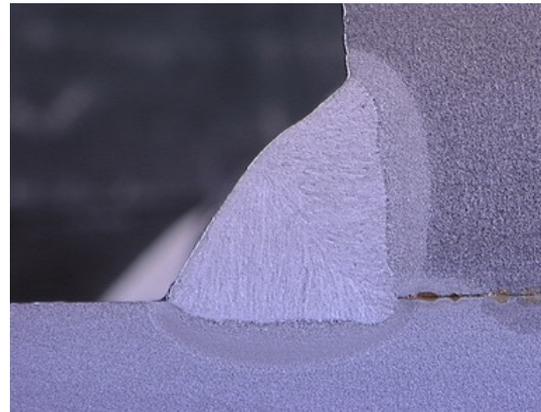


Abbildung 5.8: Probe 3.7 (zweilagig)

Versuchsreihe 4

Dem Diagramm 5.4 sind die genauen Vorwärmtemperaturen zu entnehmen. Dabei liegt die Härte in der WEZ erst ab einer Temperatur von ca. 220° in einem annehmbaren Bereich von 435HV. Die Härten können bei Vorwärmtemperaturen um 360°C bis auf 319HV reduziert werden. Diagramm 5.5 zeigt den Härteverlauf der vorgewärmten Proben (3.1-3-3; 4.1-4.5) in Abhängigkeit von der berechneten $t_{8/5}$ -Zeit und dem ermittelten Härteverlauf nach Yuriko. Die erwarteten Höchst härten nach Yuriko liegen einerseits in einem deutlich höheren Bereich. Andererseits ist hier ein Härteabfall von knapp 150HV zwischen den Abkühlzeiten 5s und 25s zu verzeichnen. Der Härteabfall nach den Experimenten beträgt in diesem Abkühlbereich

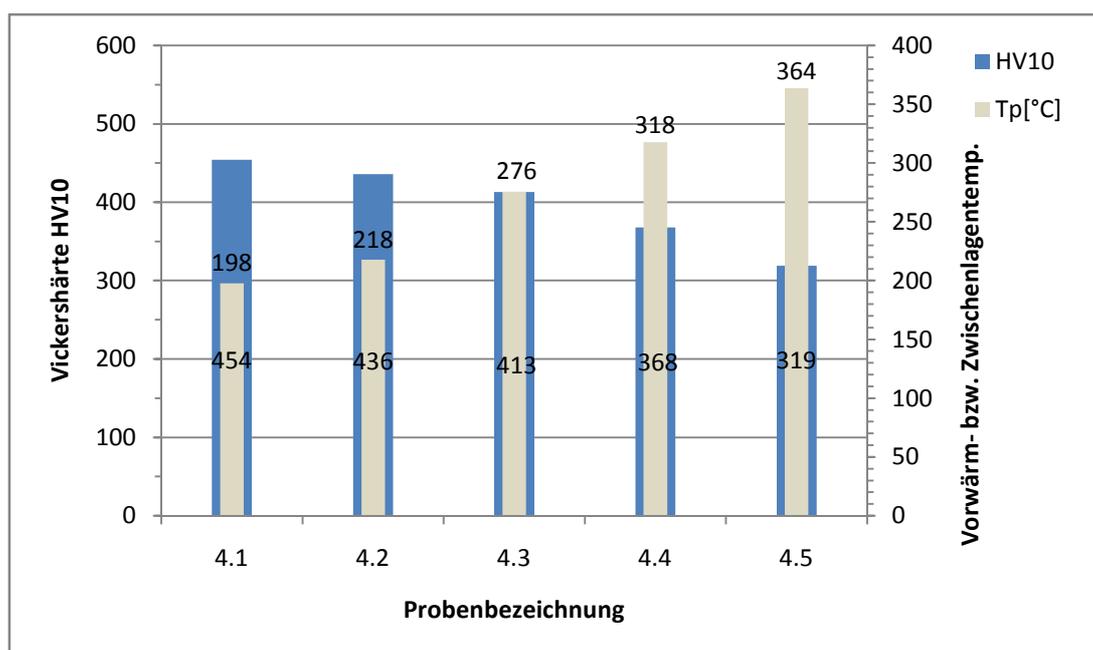


Diagramm 5.4: Höchst härten in der WEZ in Abhängigkeit der Vorwärmtemperatur

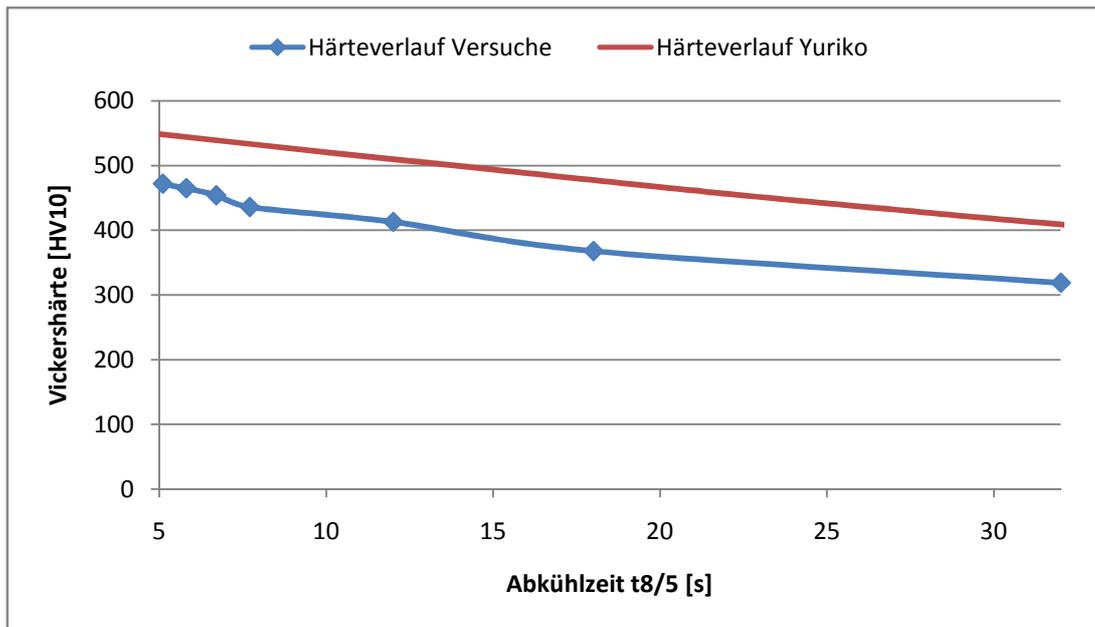


Diagramm 5.5: Vergleich der Härteverläufe experimentell und nach Yuriko

knapp 200HV. Im Weiteren wurde gemessen, in welchem Bereich sich Zwischenlagentemperaturen um 220°C ergeben. Mit einer unter Standardparametern geschweißten a4-Naht wurde bei einer Wärmebringung von 0,82kJ/mm eine Zwischenlagentemperatur von 172° und mittels einer a5-Naht mit einem Q_s von 1,10kJ/mm 224° erreicht (Tabelle 5.3 gibt einen Überblick). Da der Anlasseffekt der zweiten Lage wahrscheinlich auch bei höherem Wärmebringen gering bleiben wird und erst bei einer a5-Naht notwendige Zwischenlagentemperaturen von ungefähr 220°C erreicht werden, ist der Effekt der Mehrlagentechnik unter den gegebenen prozesstechnischen Möglichkeiten zu gering. Die konstruktive Gestaltung, die ein a-Maß von maximal 5mm zulässt, kann dann nicht eingehalten werden.

Tabelle 5.3: Zwischenlagentemperatur der 1. Lage in Abhängigkeit der Wärmebringung

Q_s [kJ/mm]	T_p [°C]
0,32	118
0,38	116
0,56	146
0,82	172
1,10	224

Versuchsreihe 5

Die Ergebnisse zur Verifizierung der Vorwärmtemperatur von 220°C sind im Diagramm 4.5 ersichtlich. Die Aufhärtungen bleiben dabei unter 432HV. Das Pendeln an den Proben 5.1 und 5.2 hat im Prüfbereich 3-5 der Wurzel nur einen geringen Effekt auf die Aufhärtung. Die

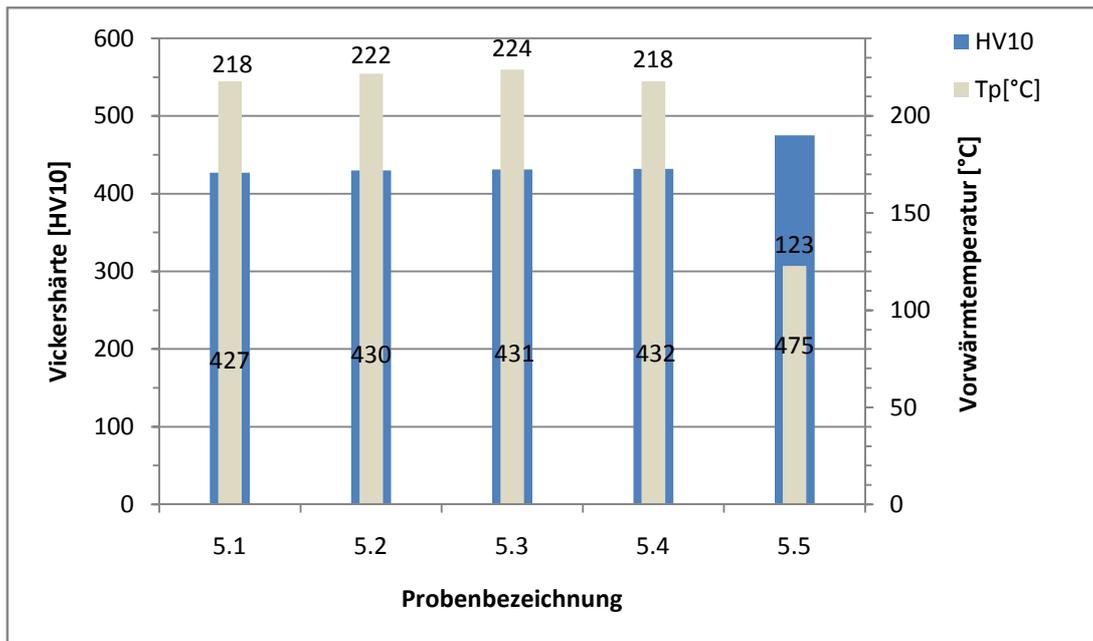


Diagramm 5.6: Höchst härten in der WEZ in Abhängigkeit der Vorwärmtemperatur

Härten sind dort um ca. 10HV niedriger. Im Prüfbereich 6 und 7 des Werkstoffes 25MnV5mod steigen die Härtewerte aber wieder an, sodass keine Unterschiede mehr zu den Proben 5.3 und 5.4 vorhanden sind. Die Abbildungen 5.9 und 5.10 zeigen Schliffbilder einer nicht vorgewärmten und einer bei 220°C vorgewärmten Probe unter gleicher Wärmebringung Q_s . Dabei sind, bezogen auf den Einbrand, in der WEZ keine nennenswerten Unterschiede feststellbar.

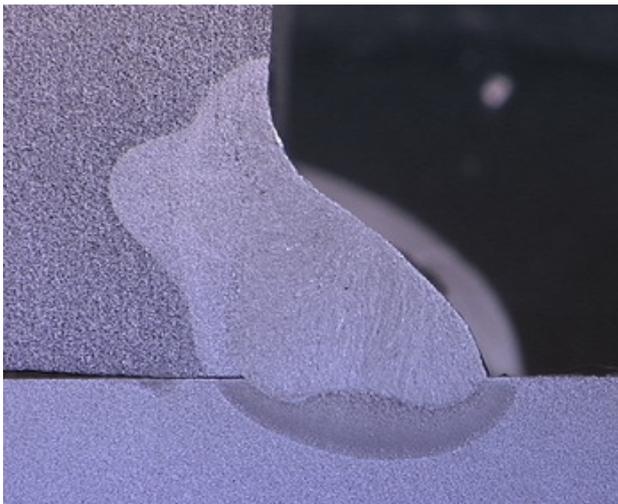


Abbildung 5.9: nicht vorgewärmte Probe

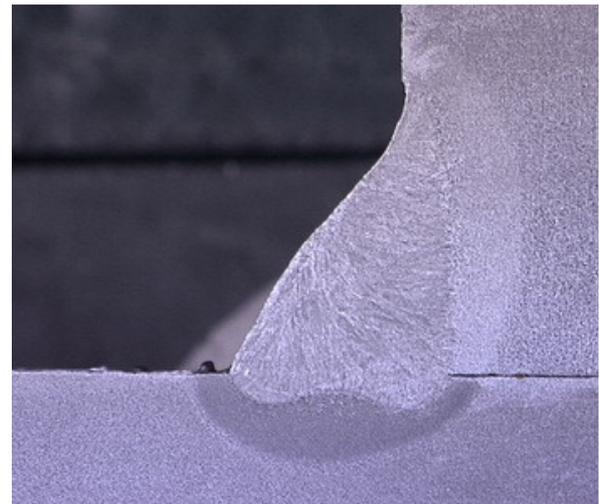


Abbildung 5.10: mit 220°C vorgewärmte Probe

Die Vorwärmung der ersten Lage von Probe 5.5 hatte nur ein zureichenden Effekt. Es kann also nicht davon ausgegangen werden, dass sich die eingebrachte Wärme der Vorwärmung und Zwischenlage merkbar erhöht.

Versuchsreihe 6

In den Abbildungen 5.11-5.14 sind die verschiedenen Schweißnahtverbindungen zu sehen. Die folgenden Abbildungen veranschaulichen typische Verbindungen am Hubgerüst. Probe 6.1 soll eine Schweißnahtverbindung von einem Mastträgerbolzen am A-Mast darstellen, 6.2 von einem Zusatzquerträger und 6.3 von einem Innenquerträger. Die Verbindungen am Hubgerüst sind in Abbildung 2.4 näher dargestellt. Das Diagramm 5.7 zeigt die Abhängigkeit



Abbildung 5.11: Schweißnahtverbindung Probe 6.1



Abbildung 5.12: Schweißnahtverbindung Probe 6.2

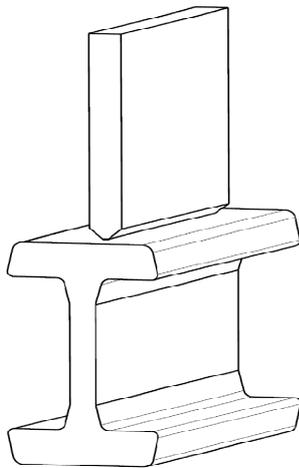


Abbildung 5.13: Aufbau von Probe 6.3



Abbildung 5.14: Schweißnahtverbindung Probe 6.3

der ermittelten Härten von der Vorwärmtemperatur. Es ist ersichtlich, dass bei Probe 6.1 die verifizierte Härte bestätigt werden kann. Allerdings steigen die Härten bei den Proben 6.2 und 6.3 trotz Vorwärmung wieder geringfügig bis 458HV an. Bei Probe 6.2 kann dies unter Umständen auf die höhere Blechstärke von 15mm und die damit einhergehende stärkere Wärmeableitung zurückgeführt werden. An Probe 6.3 sind die Härten trotz entsprechender Vorwärmung beider Seiten knapp unzulässig. Daher müssten die Vorwärmtemperaturen noch weiter erhöht werden. Wie im Makroschliffbild ersichtlich (siehe Anhang A3), konnte bei Probe 6.3 keine ausreichende Durchschweißung erzielt werden.

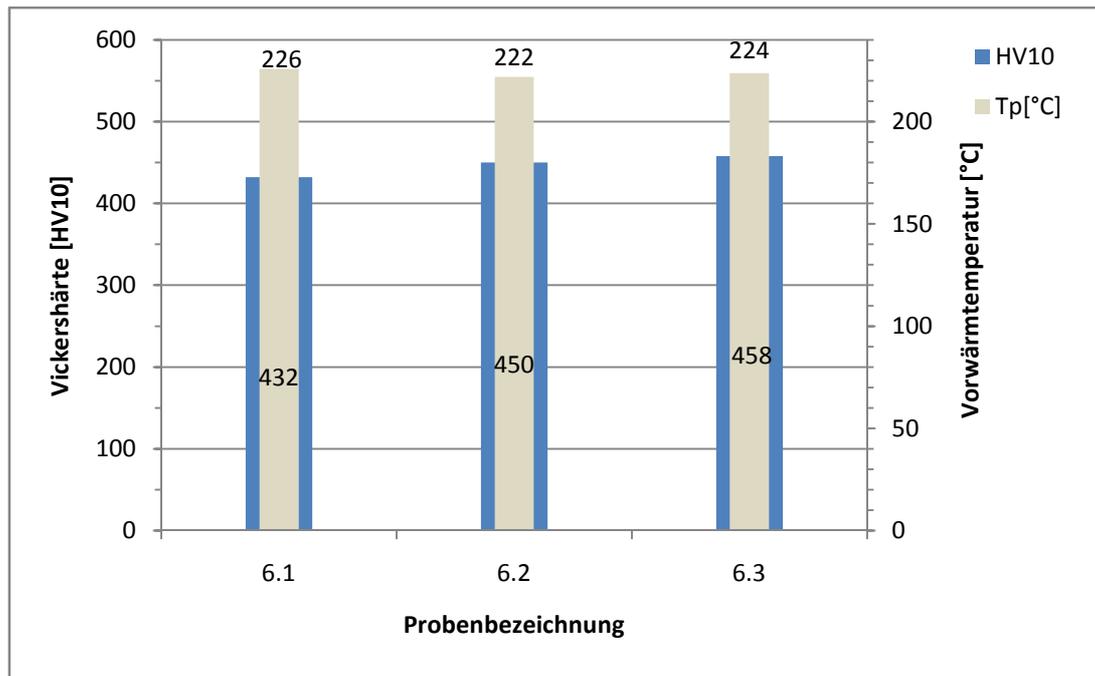


Diagramm 5.6: Höchst härten in der WEZ in Abhängigkeit der Vorwärmtemperatur

5.5 Beurteilung der Ergebnisse

Die theoretischen Forderungen an Härte, Kaltrissicherheit und konstruktive Gestaltung der Schweißnaht können unter den gegebenen Möglichkeiten zur Versuchsdurchführung nur durch ein Vorwärmen von mind. 220°C realisiert werden. Nach DIN 1011-2 Methode 2 sollen Vorwärmtemperaturen von 178°C unter den Bedingungen in Abschnitt 2.6.2 zur Vermeidung von Kaltrissen ausreichend sein. An die zulässige Härte in der WEZ sind dort aber keine direkten Anforderungen gestellt. Da sich bei Vorwärmtemperaturen von 178°C allerdings Härten von 465HV ergeben und es nach Abschnitt 3.4 Ziel dieser Arbeit ist, die Härte von 450HV nach DIN EN 15614-1 nicht zu überschreiten, mussten die Vorwärmtemperaturen bis auf 220°C erhöht werden. Dennoch steigen die Härten selbst bei diesen Temperaturen an den realen Schweißnahtverbindungen in Versuchsreihe 6 wieder leicht an, sodass diese noch weiter erhöht werden müssten. Im Weiteren konnten in den Schweißnähten des Öfteren Unregelmäßigkeiten in Form von Poren oder Bindefehlern festgestellt werden, die eine Rissbildung bei den ohnehin hohen Härten begünstigen.

Die theoretischen Vorhersagen der vorgestellten Methoden zur Berechnung der Vorwärmtemperatur nach Tabelle 3.5 sind nur bedingt zutreffend. Methode 2 von Thyssen liegt zumindest im groben Bereich der notwendigen Temperatur, wobei dort, wie bereits erwähnt, keine expliziten Forderungen an die zulässige Härte gestellt werden. Mit den Vorhersagen der

Methoden zur Bestimmung der Aufhärtung können ebenfalls nur unzureichende Übereinstimmungen verzeichnet werden.

Der berechnete Härteverlauf in Anhängigkeit der Abkühlzeit nach Yuriko stimmt nur ungenügend mit den experimentell ermittelten Ergebnissen überein (siehe Diagramm 4.4). Während sich in den Versuchen bei berechneten Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von 6,7s zulässige Härten um 450HV ergeben, wäre dies nach Yuriko erst nach 23s der Fall.

Die Voraussagen zur Härte mittels des kontinuierlichen ZTU-Diagrammes stimmen demnach, zumindest im unteren Bereich bei Abkühlzeiten von 5,1s, näherungsweise mit den experimentell ermittelten Ergebnissen überein. So ergeben sich in den Versuchen bei Vorwärmtemperaturen von 124°C und einer Abkühlzeit $t_{8/5}$ von 5,1s Härten von 472HV. Nach dem kontinuierlichen ZTU-Diagramm betragen diese 459HV. Bei höheren Abkühlzeiten $t_{8/5}$ weichen die Härten jedoch wieder stark ab. Nach der Theorie dienen kontinuierliche ZTU-Diagramme eben nur zur groben Abschätzung der Schweißbeignung.

Die Abweichungen der Härten und Vorwärmtemperaturen können allerdings nicht nur auf die Berechnungsverfahren an sich zurückgeführt werden, sondern auch auf das Konzept zur Berechnung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ nach Abschnitt 3.5.

Wie in Versuchsreihe 6 ersichtlich, sind die Härten trotz Vorwärmung auf 220°C wieder auf leicht unzulässige Werte angestiegen. Auf die schweißtechnische Konstruktion des Hubgerüsts bezogen gelten die Aussagen der Versuchsreihen nur bedingt, da sie für die Geometrie des Probenaufbaus ermittelt wurden. Betrachtet man aber die Schweißnahtverbindungen am Hubgerüst, so sollte bei Vorwärmtemperaturen von 250° eine genügende Sicherheit gegeben sein, da die größten Blechdicken nicht wesentlich stärker sind. Von Vorteil war, dass die untersuchte Charge von 25MnV5mod mit einem C-Gehalt von 0,29% und einem CEV von 0,61 einen gewissen Härtefall darstellte. Viel höher kann CEV laut der chem. Zusammensetzung nicht mehr liegen. Die erhöhten Vorwärmtemperaturen können zusätzlich den Eigenspannungszustand und die Wasserstoffeffusion positiv beeinflussen.

6 Aussicht

Zuletzt soll eine Beurteilung von relevanten Verfahren erfolgen, mit denen ein Vorwärmen in der Produktion *möglich* wäre. Anschließend werden die Härten der Profile in den Laufflächen in Bezug auf den Widerstand gegen Verschleiß und mögliche Alternativwerkstoffe beurteilt.

6.1 Vorwärmen

Verfahren

Die in Frage kommenden Methoden zum Vorwärmen sind *das Gasbrennen, die induktive- und Widerstandserwärmung*.

Ein Vorwärmen über *Gasbrenner* ist ohne großen Aufwand schnell einsetzbar. Die Wärme-einbringung wird dabei im Wesentlichen durch das verwendete Brenngas, das Druckverhältnis (Brenngas-Sauerstoff) und den Ansatzpunkt der Flamme zum Bauteil bestimmt. Beim Gasbrennen kommen wegen der hohen Flammleistung am häufigsten Acetylen-Sauerstoff-gemische zum Einsatz. Allerdings wird hiermit eher eine unzureichende Durchwärmung erzielt, sodass die Temperatur zwar unmittelbar an der Oberfläche gegeben ist, mit zunehmendem Querschnitt aber deutlich abfallen bzw. variieren kann. Um die Wärme relativ gleichmäßig im Bauteil zu verteilen und den Eigenspannungszustand zu reduzieren, müsste daher der jeweilige Profilabschnitt für eine ausgeglichene Vorwärmung sehr gleichmäßig erwärmt werden. Allerdings ist das Verfahren für hohe Stückzahlen eher untauglich.

Die Wärmeeinbringung mittels *Induktion* erfolgt berührungslos. In der Praxis werden Induktionsspulen und Induktionsöfen eingesetzt. Solche Heizsysteme induzieren ein hochfrequentes elektromagnetisches Feld. Dabei kommt es zu Wirbelströmen im Inneren des Bauteils. Die entstehende kinetische Energie der in den Atomen angeregten Elektronen wird in Wärme umgewandelt. Je nach Induktionssystem ist damit eine schnelle und gleichmäßige Erwärmung möglich über den gesamten Querschnitt möglich. Das Verfahren eignet sich daher eher für große Stückzahlen.

Beim Vorwärmen *mittels Öfen und anderen elektrischen Heizsystemen* muss für eine optimale Wärmeleitung ein größtmöglicher Kontakt zu den Profilen hergestellt werden. Eine gleichmäßige Vorwärmung bei Temperaturen von 220°C wäre dabei nur mit geschlossenen Öfen oder Heizmatten möglich und kostet mehr Zeit gegenüber den oben genannten Systemen.

Beurteilung

Aus folgenden Gründen ist ein prozesssicheres und gleichzeitig wirtschaftliches Vorwärmen im Allgemeinen als nicht umsetzbar einzustufen:

- Das Vorwärmen sollte wegen der hohen Vorwärmtemperatur vor dem Schweißen realisiert werden und kann in Abhängigkeit der übertragenen Energie zeitaufwendig sein.
- Die Taktzeiten sind je nach Größe des Hubgerüstes unterschiedlich.
- Es kann zu Unterbrechungen vor der Schweißanlage kommen.
- Die notwendige Temperatur muss vor dem Schweißprozess gewährleistet sein und sollte deshalb über eine Messtechnik vor Schweißbeginn gesichert werden.

Ein Vorwärmen mittels *elektrischer Heizsysteme wie Öfen, Heizmatten* oder anderen Vorrichtungen ist aus den oben genannten Gründen ungeeignet, da eine ausreichend schnelle Vorwärmung auf 220°C vor dem Hubgerüstwechsel in den Schweißanlagen zum Einhalten der Taktzeiten nicht erreicht werden kann.

Um ein Vorwärmen mittels *Gasbrenner* während des Schweißprozesses zu realisieren, müsste die Anlage mit einem zusätzlichen Gasbrenner an den Robotern aufgerüstet werden. Dadurch wäre eine bereichsweise Erwärmung ausreichend und der Vorgang unabhängig von Unterbrechungen. Allerdings ist diese Art der Vorwärmung ebenfalls mit einer erheblichen Steigerung der Schweißprozesszeit verbunden und deswegen in keinem Falle wirtschaftlich.

Somit ist das einzige in Frage kommende Verfahren, um eventuell die nötigen Taktzeiten und eine vergleichsweise ausreichende Prozesssicherheit zu gewährleisten, das *induktive Vorwärmen*. Die Temperaturen können hier prinzipiell in wenigen Sekunden erreicht werden. Allerdings wäre eine Untersuchung in Bezug auf die Umsetzbarkeit in den bestehenden Fertigungsprozess extrem aufwendig. Unter anderem, da solche Systeme einen hohen Automatisierungsgrad erfordern. Die Wirtschaftlichkeit ist dann im Wesentlichen vom Verhältnis der Preisdifferenz der SE-M zu den kaltgezogenen Profilen und den Kosten für eine Umsetzung der Prozesstechnik abhängig in Relation zur längerfristigen Einsparung.

Aufgrund der relativ hohen Vorwärmtemperatur erfordern alle Verfahren einen hohen Automatisierungsgrad und eine Umstellung bzw. Anpassung des bestehenden Fertigungsprozesses. Eine Untersuchung des induktiven Verfahrens ist dabei mit erheblichem Aufwand verbunden.

6.2 Beurteilung der Härte gegen Verschleiß

Die warmgewalzten Profile aus dem Werkstoff „18MnNb6“ werden von zwei verschiedenen Lieferanten bezogen, während die kaltgezogenen Profile aus dem Werkstoff „S355J2G3“ von einem Hersteller geliefert werden.

Zur Beurteilung der Härten und somit Verschleißfestigkeit sind in den Profillaufflächen von den warmgewalzten, kaltgezogenen und SE-M Profilen Härtemessungen gemacht worden. Dabei ist die randentkohlte Schicht der warmgewalzten Profile zur Erlangung relevanter Ergebnisse auf der Profillauffläche leicht abgetragen worden. Es wurden anschließend jeweils 4 Messungen mit Vickers und Brinell unmittelbar auf der Lauffläche und an der Oberfläche des Querschnittes im Abstand von ca. 3mm genommen (siehe Abbildung 6.1 und 6.2).

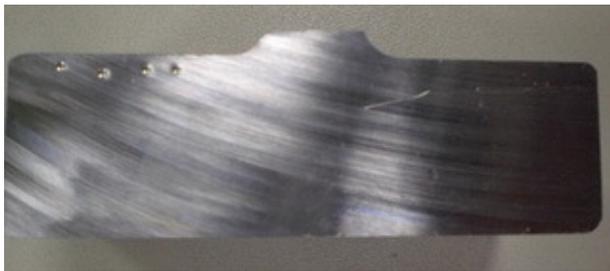


Abbildung 6.1: Lage der Messpunkte im Querschnitt

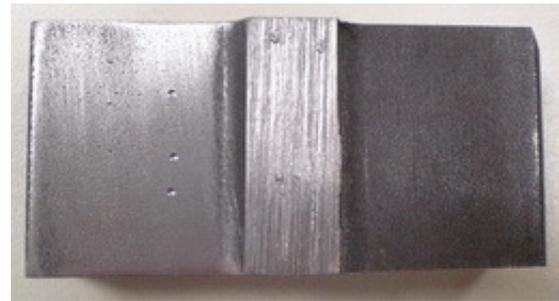


Abbildung 6.2: Lage der Messpunkte auf der Lauffläche

In Tabelle 6.1 sind die gemessenen Härten mittels Vickers und Brinell angegeben. Die Ergebnisse nach Brinell stimmen mit den Herstellerangaben überein und liegen im angegebenen Bereich. Im Allgemeinen sollen die Vickers- und Brinellhärten im unteren Bereich 1:1 umgerechnet werden können. Die Messungen ergeben jedoch deutliche Unterschiede. Die Härtedifferenz in Lauffläche und Querschnitt von den warmgewalzten zu den kaltgezogenen Profilen ist wider Erwarten bei beiden Messverfahren relativ gering. Eine Beurteilung der

Tabelle 6.1: Vickers- und Brinellhärten der untersuchten Profile

Vickershärte	Warmgewalzt Lieferant 1 [HV10]	Warmgewalzt Lieferant 2 [HV10]	Kaltgezogen [HV10]	SE-M [HV10]
Lauffläche	215	208	226	253
Querschnitt	213	197	225	264

Brinellhärten	[HBW 187,5]	[HBW 187,5]	[HBW 187,5]	[HBW 187,5]
Lauffläche	196	175	212	236
Querschnitt	195	184	210	239

Verschleißfestigkeit zwischen den warmgezogenen und kaltgezogenen Profilen kann somit nicht nur über die Härte erfolgen. Verschleiß und Härte korrelieren zwar, jedoch steigt die Verschleißfestigkeit auch mit der Streckgrenze an. Da die kaltgezogenen Profile eine höhere Streckgrenze besitzen, ist bei einem vergleichsweise geringen Zuwachs an Härte die Verschleißfestigkeit trotzdem deutlich angehoben. Die erhöhte Beständigkeit lässt sich gewissermaßen auf den Vorgang der Kaltverfestigung zurückführen, da hier über den gesamten Querschnitt wesentlich höhere Druckeigenspannungen vorhanden sind. Der Sachverhalt hat sich in Dauertesten an Hubgerüsten mit warmgewalzten und kaltgezogenen Profilen unter ähnlichen Belastungsbedingungen bestätigt.

Betrachtet man die Prüfverfahren zur Härtebestimmung, so ist abzusehen, dass diese nur bedingt aussagefähig sein können, da sich der Vorgang beim Verschleiß *nur im μm -Bereich* der Oberfläche abspielt, die Prüfkörper aber wesentlich tiefer ins Material eindringen. Eine erhöhte Verschleißbeständigkeit der SE-M gegenüber den kaltgezogenen Profilen konnte nach Untersuchungen der Firma Hoesch nachgewiesen werden. Allerdings heben sich die Härten und Streckgrenzen auch deutlich von denen der anderen Profile ab. Da diese Eigenschaften aber nur über einen Werkstoff entsprechender chemischer Zusammensetzung oder aufwendige Verarbeitungs- oder Vergütungsvorgänge erreicht werden können, wird dies immer mit einer eingeschränkten Schweißbarkeit verbunden sein. Deshalb hat die Recherche nach anderen Werkstoffen auch keine wirklichen Alternativen aufgezeigt.

7 Zusammenfassung

Die in den Versuchen gewonnen Erkenntnisse und das theoretisch ermittelte Anforderungsprofil an die Schweißnaht sprechen gegen eine Einführung von SE-M Profilen in der aktuellen Hubgerüstfertigung, da sie unter den gegebenen Bedingungen und prozesstechnischen Möglichkeiten nicht wirtschaftlich sein wird. Ein Schweißen des Werkstoffes 25MnV5mod wäre nur mit der Einführung einer neuen Prozesstechnik wie dem induktiven Vorwärmen möglich. Auf ein Vorwärmen kann aufgrund der sonst zu hohen Härten nicht verzichtet werden, da eine Rissbildung dann selbst ohne äußere Belastungen sehr wahrscheinlich ist. Die theoretischen Methoden zur Ermittlung der richtigen Vorwärmtemperatur und Härte mit Hilfe des Konzeptes zur Berechnung der Abkühlzeit, waren dabei nur bedingt geeignet.

In den Versuchsreihen konnten die wichtigsten Schweißparameter untersucht werden. Allerdings waren die wenigen Termine, an denen die Schweißanlage zur Verfügung stand, für tiefer gehende Untersuchungen nicht ausreichend. Deswegen war es nicht möglich, den Einfluss sekundärer Parameter auf die Härte zu überprüfen, z. B. dem Einsatz einer anderer Schutzgaszusammensetzung oder basischer Fülldrähte. Diese Parameter hätten dennoch stets auf den gesamten Fertigungsprozess der Hubgerüste bezogen werden müssen. Die Änderungen würden den gesamten Prozess betreffen, weshalb die Kompatibilität mit der aktuellen Serienproduktion ebenfalls untersucht werden müsste. Im Weiteren ist der Einsatz dieser Zusätze mit einer Kostensteigerung verbunden, da auch die momentane Serienfertigung davon betroffen ist und unter Umständen ein Umrüsten notwendig wäre.

Die Eignung anderer Werkstoffe gegenüber 25MnV5mod konnte nicht festgestellt werden, da die notwendige Festigkeit und Härte gegen Verschleiß und Verformung bei günstigen und schweißgeeigneten Profilwerkstoffen nur über ein Kaltziehen erreicht werden kann. Der Einsatz geeigneter Profilwerkstoffe ist immer mit einer anderen chemischen Zusammensetzung oder aufwändigen Vergütungsverfahren verbunden, die entweder die Schweißbeignung verschlechtern oder aber die Kosten erhöhen. Es konnten deshalb neben den beschriebenen Profilen keine anderen zweckmäßigen Werkstoffe gefunden werden.

Diese Arbeit ist maßgebend als Entscheidungsgrundlage für die Profilauswahl in dem Neuentwicklungsprojekt Baureihe 3 anzusehen. Aufgrund der erarbeiteten Untersuchungsergebnisse kann der Einsatz des Werkstoffes 25MnV5mod klar ausgeschlossen werden.

9 Anhang

A1 Härtemessungen nach Abschnitt 4.1.1

Versuchsreihe 1

Probennummer	Härte 1 [HV]	Härte 2 [HV]	Härte 3 [HV]	Härte 4 [HV]	Härte 5 [HV]	Härte 6 [HV]	Härte 7 [HV]	Härte 8 [HV]	Härte 9 [HV]
1.1	182	166	403	412	524	521	521	224	237
1.2	185	167	406	405	503	497	504	237	232
1.3	342	361	416	412	506	503	503	261	268
1.4	192	172	409	401	500	502	502	251	220
1.5	189	191	414	424	488	498	493	232	252

Versuchsreihe 2

Probennummer	Härte 1 [HV]	Härte 2 [HV]	Härte 3 [HV]	Härte 4 [HV]	Härte 5 [HV]	Härte 6 [HV]	Härte 7 [HV]	Härte 8 [HV]	Härte 9 [HV]
2.1	179	182	422	423	524	526	528	374	269
2.2	194	177	427	426	531	528	530	376	249
2.3	178	170	414	412	494	501	496	365	252
2.4	184	172	411	406	505	506	498	370	240
2.5	175	178	396	401	488	479	483	354	232
2.6	179	172	398	397	474	472	476	344	234

Versuchsreihe 3

Probennummer	Härte 1 [HV]	Härte 2 [HV]	Härte 3 [HV]	Härte 4 [HV]	Härte 5 [HV]	Härte 6 [HV]	Härte 7 [HV]	Härte 8 [HV]	Härte 9 [HV]
3.1	187	187	385	402	485	482	474	220	256
3.2	179	173	364	396	468	472	470	201	235
3.3	180	177	345	376	458	465	463	181	215
3.4	172	167	356	344	487	490	491	230	249
3.5	175	176	345	356	476	486	488	242	243
3.6	178	164	336	376	469	482	480	234	238
3.7	180	170	323	341	466	484	482	224	241
3.8	185	172	332	351	471	476	471	239	250

Versuchsreihe 4

Probennummer	Härte 1 [HV]	Härte 2 [HV]	Härte 3 [HV]	Härte 4 [HV]	Härte 5 [HV]	Härte 6 [HV]	Härte 7 [HV]	Härte 8 [HV]	Härte 9 [HV]
4.1	140	143	308	354	452	454	450	214	218
4.2	151	151	294	335	435	436	433	214	215
4.3	148	150	299	319	411	409	413	185	216
4.4	145	156	292	306	368	358	366	191	214
4.5	148	146	275	301	315	319	318	190	210

Versuchsreihe 5

Probennummer	Härte 1 [HV]	Härte 2 [HV]	Härte 3 [HV]	Härte 4 [HV]	Härte 5 [HV]	Härte 6 [HV]	Härte 7 [HV]	Härte 8 [HV]	Härte 9 [HV]
5.1	171	155	284	335	412	427	423	221	211
5.2	173	157	292	325	416	430	428	224	208
5.3	178	160	321	341	431	430	426	220	215
5.4	172	162	327	338	432	428	429	222	212
5.5	184	172	365	376	466	475	464	234	245

Versuchsreihe 6

Probennummer	Härte 1 [HV]	Härte 2 [HV]	Härte 3 [HV]	Härte 4 [HV]	Härte 5 [HV]	Härte 6 [HV]	Härte 7 [HV]	Härte 8 [HV]	Härte 9 [HV]
6.1	260	272	385	309	430	427	432	250	265
6.2	150	154	333	312	450	441	451	223	243
6.3	167	191	343	330	457	458	457	228	233

A2 Messungen Weldscanner und Schweißparameter

Versuchsreihe 1

Probennummer	Aufzeichnungsdauer [s]	Lichtbogenkorrektur [mm]	Schweißstrom I [A]	Schweißspannung U [V]	Drahtvorschub [m/min]	Gasfluss [l/min]	Wärmeeinbringung Q_s [kJ/mm] (ber.)	Geschwindigkeit v [cm/min] (ber.)	Brennerstellung [°]	$t_{8/5}$ [s] (ber.)
1.1	19,24	-2	262	28,3	9,6	15	0,82	46,25	st-10	2,9
1.2	24,62	-2	266	28,4	9,6	15	1,06	36,44	st-10	3,7
1.3	24,43	-2	272	28,2	9,8	15	1,08	36,48	st-10	3,7
1.4	24,64	-2	258	28,4	9,4	15	1,03	36,45	st-30	3,6
1.5	24,73	-2	268	28,6	9,6	15	1,07	36,41	sch-10	3,7

Versuchsreihe 2

Probennummer	Aufzeichnungsdauer [s]	Lichtbogenkorrektur [mm]	Schweißstrom I [A]	Schweißspannung U [V]	Drahtvorschub G [m/min]	Gasfluss [l/min]	Wärmeeinbringung Q_s [kJ/mm] (ber.)	Geschwindigkeit v [cm/min] (ber.)	Nahtlänge [mm]	Brennerstellung [°]	$t_{8/5}$ [s] (ber.)
2.1	16,12	-3	237	29,4	9,3	15	0,70	52,51	150	st-10	2,4
2.2	13,15	-2	282	31,2	9,8	15	0,71	62,54	150	st-10	2,4
2.3	24,92	-2	277	31,3	9,8	15	1,07	41,35	150	st-10	3,7
2.4	19,54	0	323	33,5	11,2	15	1,06	51,78	150	st-10	3,7
2.5	28,42	0	322	33,6	11,2	15	1,34	31,80	150	st-10	4,7
2.6	26,71	-2	288	31,9	9,9	15	1,45	30,93	150	st-10	5,2

Versuchsreihe 3

Probennummer	Aufzeichnungsdauer [s]	Lichtbogenkorrektur [mm]	Schweißstrom I [A]	Schweißspannung U [V]	Drahtvorschub [m/min]	Gasfluss [l/min]	Wärmeeinbringung Q_s [kJ/mm] (ber.)	Geschwindigkeit v (ber.) [cm/min]	Pendelfrequenz [1/min]	Pendelbreite [mm]	Pendelhöhe [mm]	Verweilzeit [s]	Nahtlänge [mm]	Brennerstellung [°]	$t_{8/5}$ [s] (ber.)
3.1	23,44	-3	266	28,70	9,60	15	1,02	38,14	-	-	-	-	150	st-10	3,6
3.2	23,62	-2	269	28,40	9,20	15	1,02	38,51	-	-	-	-	150	st-10	3,6
3.3	24,29	-2	269	28,90	9,40	15	1,07	37,19	-	-	-	-	150	st-10	3,6
3.4	13,12	-1	172	22,80	6,70	15	0,29	68,70	-	-	-	-	150	st-10	1,1
	18,20	-2	281	30,40	9,40	15	0,91	49,45	160	3	0,5	1,5	150	st-10	3,2
3.5	13,35	-2	176,0	23,20	6,70	15	0,31	67,67	-	-	-	-	150	st-10	1,2
	18,62	0	331	33,40	11,40	15	1,17	48,39	160	3	0,5	1,5	150	st-10	4,1
3.6	14,87	-1	192,0	23,40	6,70	15	0,38	60,52	-	-	-	-	150	st-10	1,2

	12,58	0	325,0	33,60	11,30	15	0,78	71,54	160	3	0,5	1,5	150	st-10	3,5
3.7	16,33	-1	182,0	23,80	6,70	15	0,40	55,21	-	-	-	-	150	st-10	1,4
	15,80	0	325,0	33,60	11,30	15	0,98	56,96	160	3	0,5	1,5	150	st-10	3,5
3.8	12,74	-2	265,0	29,60	9,40	15	0,56	70,87	-	-	-	-	150	st-10	2
	15,73	0	305,0	32,50	10,60	15	0,89	56,96	160	3	0,5	1,5	150	st-10	3,1

Versuchsreihe 4

Probennummer	Aufzeichnungsdauer [s]	Lichtbogenkorrektur [mm]	Schweißstrom I [A]	Schweißspannung U [V]	Drahtvorschub [m/min]	Gasfluss [l/min]	Wärmeeinbringung Q_s [kJ/mm] (ber.)	Geschwindigkeit v [cm/min] (ber.)	Nahtlänge [mm]	Brennerstellung [°]	$t_{\theta/5}$ [s] (ber.)
4.1	24,64	-2	262	28,3	9,6	15	1,06	36,42	150	st-10	6,7
4.2	24,62	-2	266	28,4	9,6	15	1,06	36,44	150	st-10	7,3
4.3	24,45	-2	272	28,2	9,8	15	1,08	36,49	150	st-10	9,6
4.4	24,61	-2	258	28,4	9,4	15	1,03	36,44	150	st-10	12,4
4.5	24,73	-2	268	28,6	9,6	15	1,07	36,41	150	st-10	23

Versuchsreihe 5

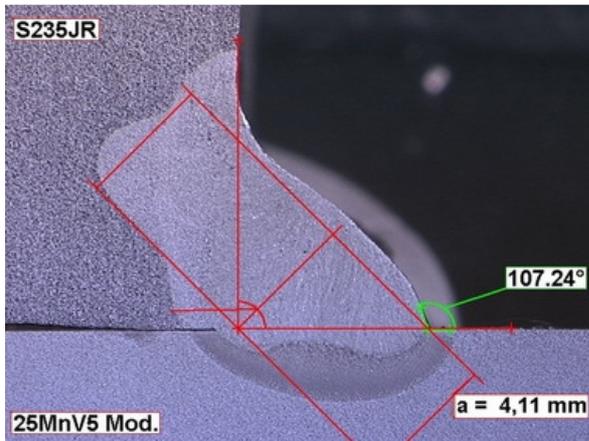
Probennummer	Aufzeichnungsdauer [s]	Lichtbogenkorrektur [mm]	Schweißstrom I [A]	Schweißspannung U [V]	Drahtvorschub [m/min]	Gasfluss [l/min]	Wärmeeinbringung Q_s [kJ/mm] (ber.)	Geschwindigkeit v [cm/min] (ber.)	Pendelfrequenz [1/min]	Pendelbreite [mm]	Pendelhöhe [mm]	Verweilzeit [s]	Nahtlänge [mm]	Brennerstellung [°]	$t_{\theta/5}$ [s] (ber.)
5.1	24,64	-2	262	28,3	9,6	15	1,06	36,42	160	3	0,5	1,5	150	st-10	7,3
5.2	24,58	-2	266	28,4	9,6	15	1,06	36,44	160	3	0,5	1,5	150	st-10	7,4
5.3	24,48	-2	272	28,2	9,8	15	1,08	36,48	-	-	-	-	150	st-10	7,5
5.4	24,53	-2	268	28,4	9,4	15	1,03	36,47	-	-	-	-	150	st-10	7,4

Versuchsreihe 6

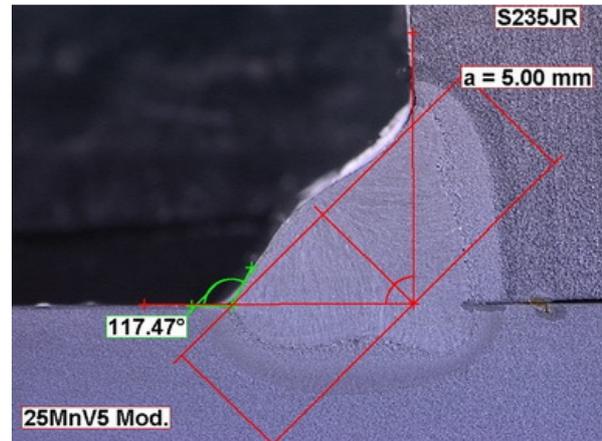
Probennummer	Aufzeichnungsdauer [s]	Lichtbogenkorrektur [mm]	Schweißstrom I [A]	Schweißspannung U [V]	Drahtvorschub [m/min]	Gasfluss [l/min]	Wärmeeinbringung Q_s [kJ/mm] (ber.)	Geschwindigkeit v [cm/min] (ber.)	Nahtlänge [mm]	Brennerstellung [°]	$t_{\theta/5}$ [s] (ber.)
6.1	24,45	-2	263	28,3	9,6	15	1,06	36,48	150	st-10	7,3
6.2	24,62	-2	259	28,6	9,6	15	1,06	36,44	150	st-10	7,4
6.3	24,60	-2	267	28,4	9,8	15	1,08	36,43	150	st-10	7,5

A3 Makroschliffe der Versuchsreihen

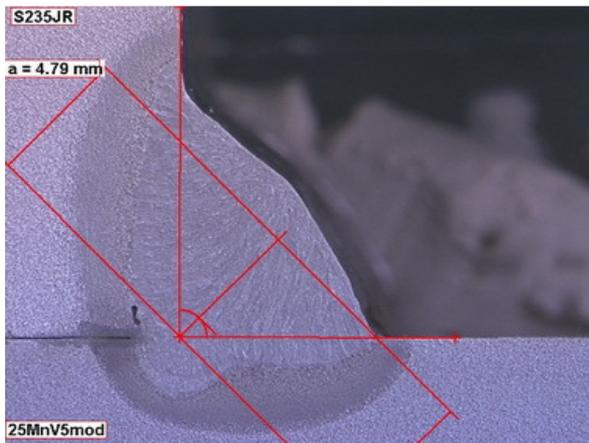
Versuchsreihe 1



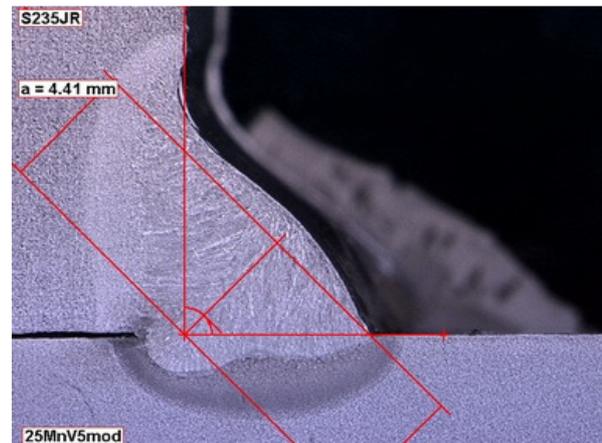
Probe 1.1



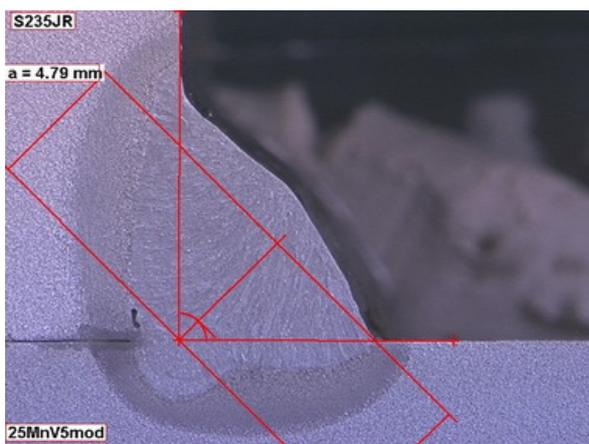
Probe 1.2



Probe 1.3

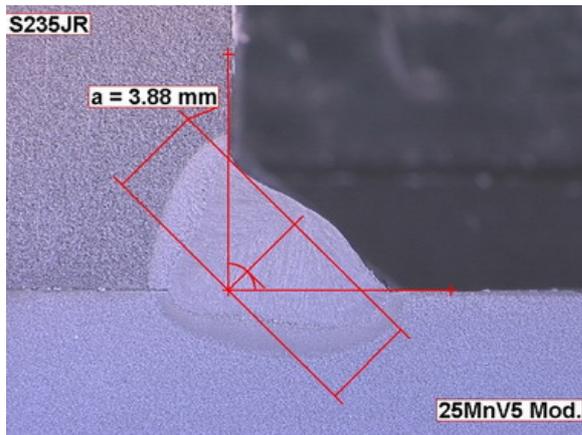


Probe 1.4

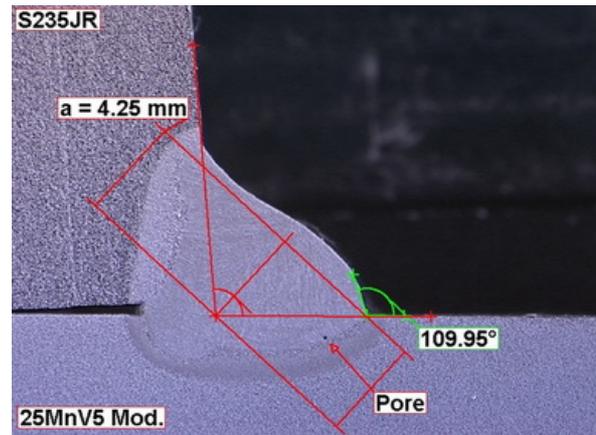


Probe 1.5

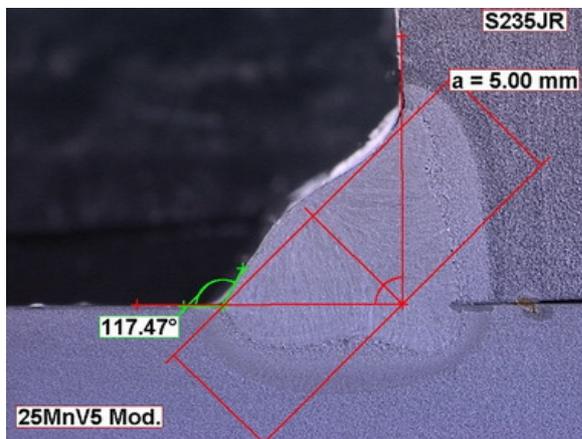
Versuchsreihe 2



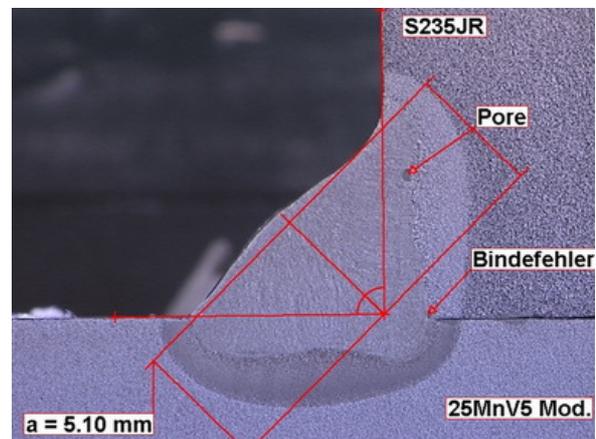
Probe 2.1



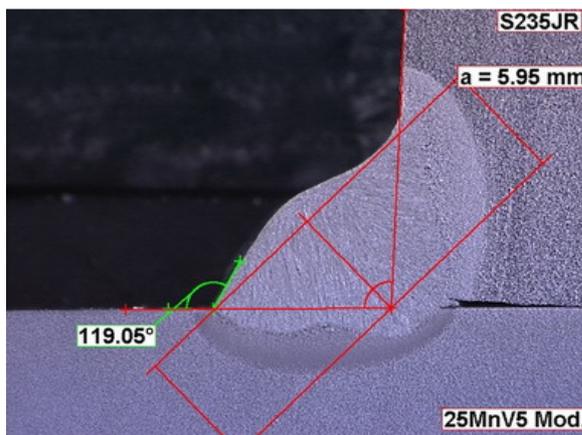
Probe 2.2



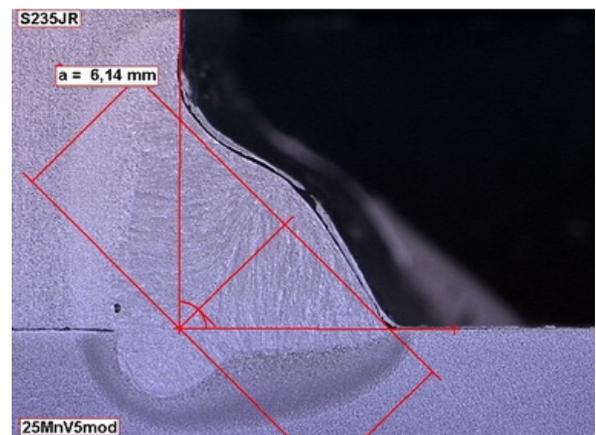
Probe 2.3



Probe 2.4

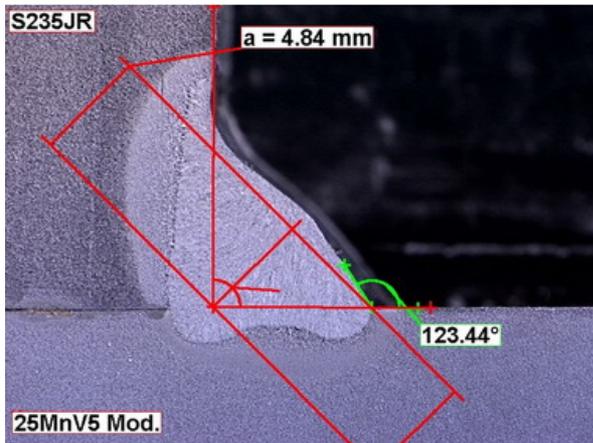


Probe 2.5

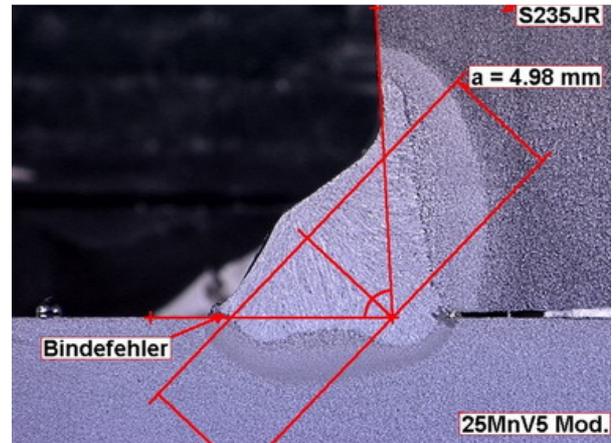


Probe 2.6

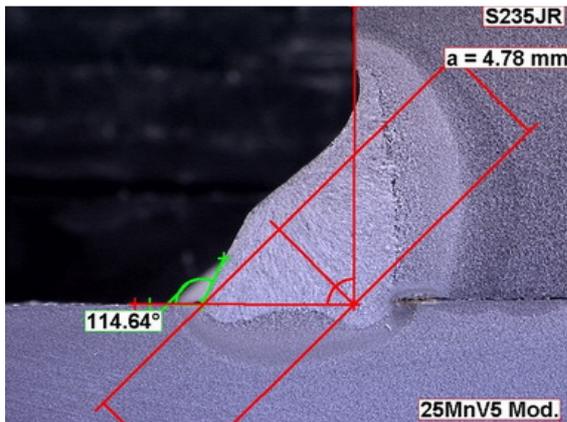
Versuchsreihe 3



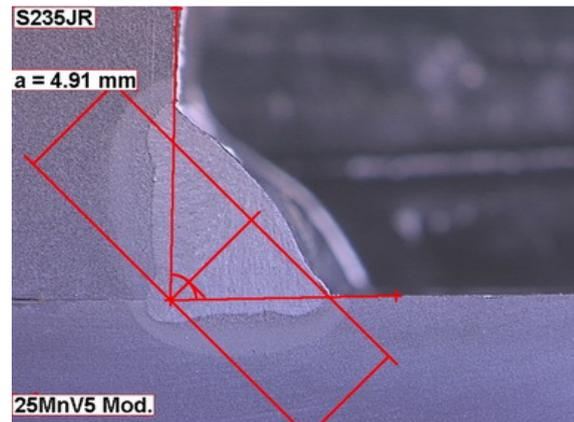
Probe 3.1



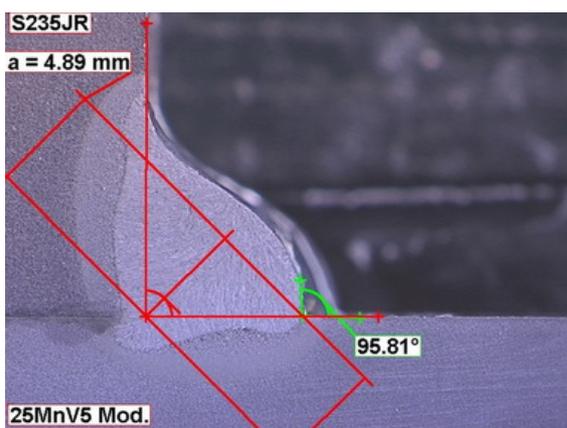
Probe 3.2



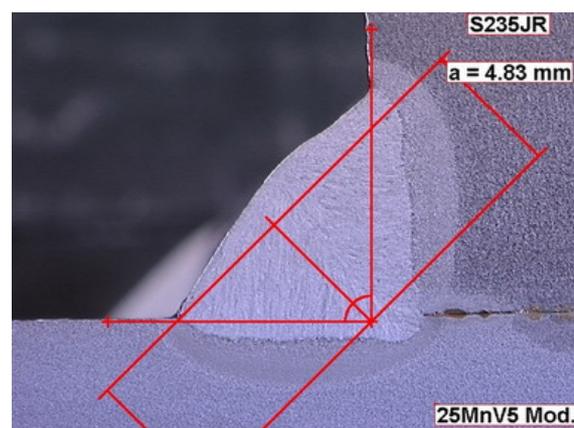
Probe 3.3



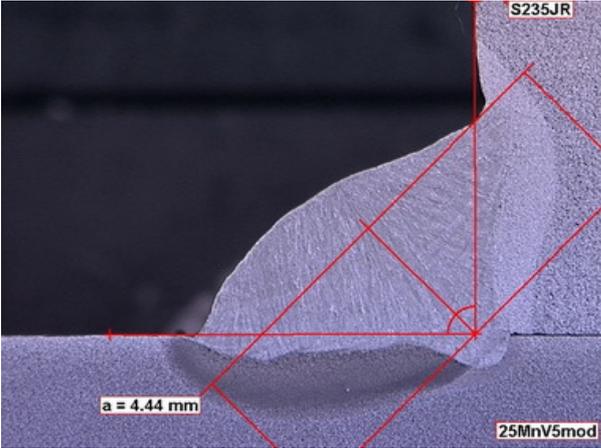
Probe 3.4



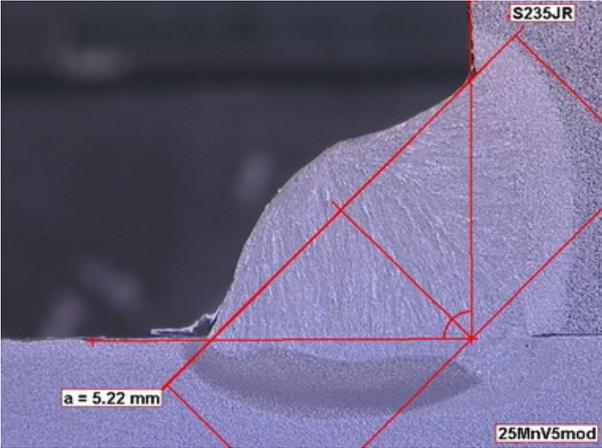
Probe 3.5



Probe 3.6

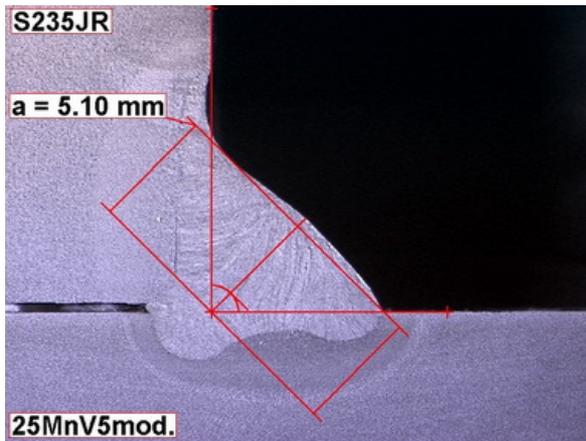


Probe 3.7

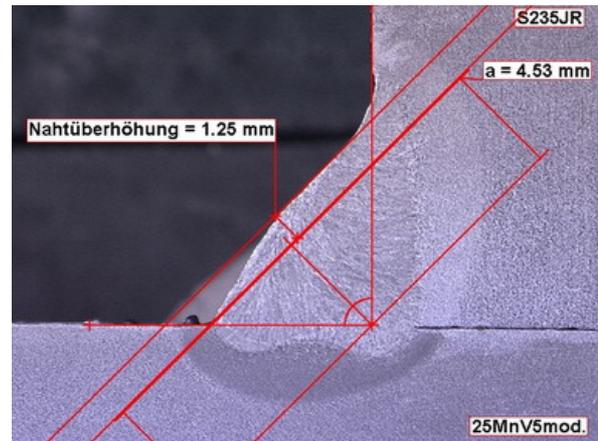


Probe 3.8

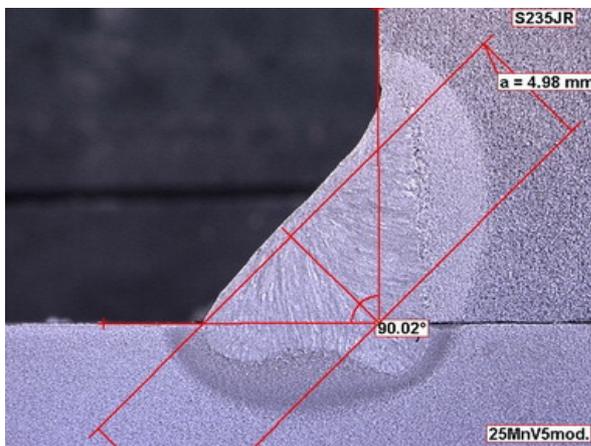
Versuchsreihe 5



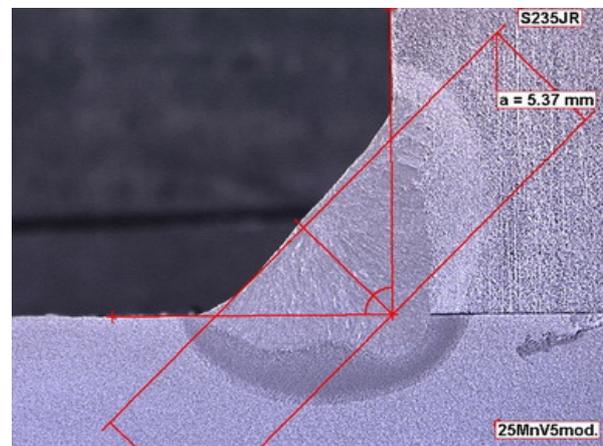
Probe 5.1



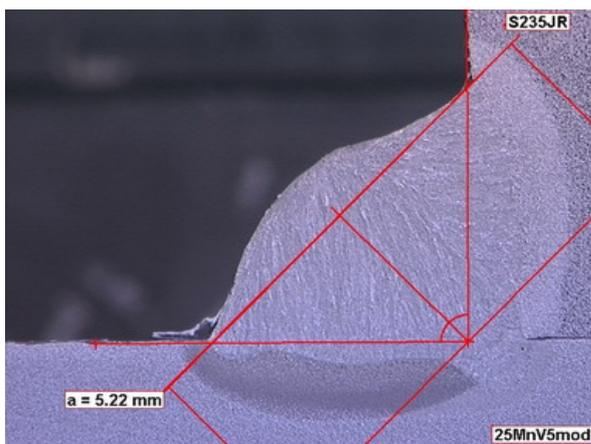
Probe 5.2



Probe 5.3

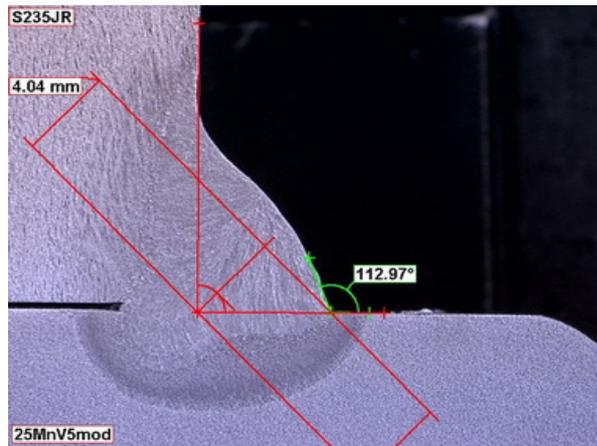


Probe 5.4

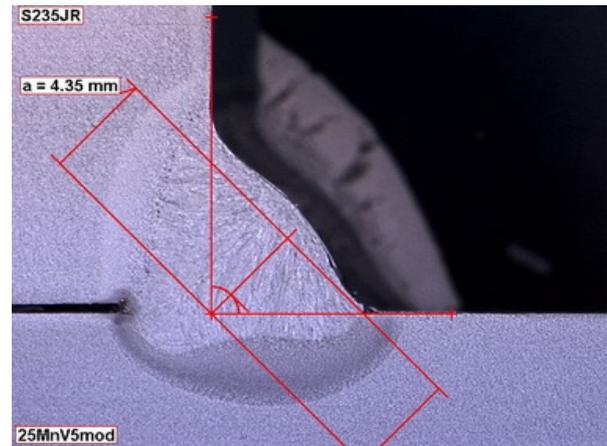


Probe 5.5

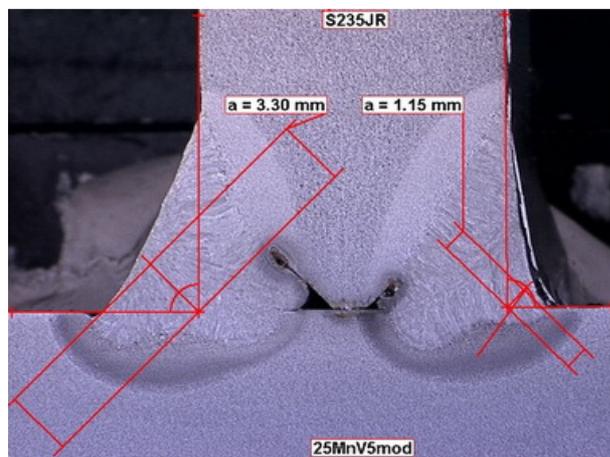
Versuchsreihe 6



Probe 6.1



Probe 6.2



Probe 6.3

A4 Untersuchungsbericht TH-SAP Nr.1-2007 der Vorversuche

TH-SAP-Untersuchungsbericht

Nr. 1-2007

Auftraggeber:	Herr Dr. Meussen Herr Rahlmann
Aufgabe:	Schweißbarkeitsanalyse neues Mastprofil aus 25MnV5mod
Prüfgegenstand:	Schweißnähte zwischen Mastprofil und Querträger
Probeschweißung:	Donnerstag, den 01.02.2007
Eingang Prüflabor:	Donnerstag, den 01.02.2007
Zeitraum der Prüfung:	Vom 01.02. bis zum 08.02.2007
Ersteller:	Eckhard Baaß, EWE Schweißaufsicht TH

1 Aufgabenstellung

Es soll nach dem Stand der Schweißtechnik im Werk Norderstedt ein neuer Profilwerkstoff 25MnV5mod hinsichtlich seiner Schweißbeignung untersucht werden. Es werden Probeschweißungen am Serienprofil und am neuen Mastprofil durchgeführt.

Hier soll in Bezug auf die erfassten Schweißdaten eine Bewertung hinsichtlich Kohlenstoffäquivalent und der entstandenen Härte erfolgen.

Ziel: *Definition Arbeitsfeld beim Schweißen unter Berücksichtigung 1-Lagentechnik und ohne Vorwärmung unter Einhaltung der zulässigen maximal Härte.*

2 Untersuchungsumfang

2.1 Festlegung Schweißnahtverbindungen

Die Probeschweißungen erfolgt am jetzigen Serienprofil E26902010 und einem Profil von Hoesch (entspricht einem warmgewalzten Profil, welches bei BT in der Serie eingesetzt wird).

Folgende Schweißnahtverbindungen werden untersucht:

Tabelle 1: Schweißnahtverbindungen

Profil	Querträger	Baugruppe	Prüfbericht	SN-Bezeichnung
E 26902010	51039360	99400189	WP 3380	1-A-Außen-QT 51039360
BT-25MnV5mod	51039360	99400189	WP 3380	1-N-Außen-QT 51039360
E 26902010	51039360	99400189	WP 3380	1-A-Innen-QT 51039360
BT-25MnV5mod	51039360	99400189	WP 3380	1-N-Innen-QT 51039360
E 26902010	51039005	99400189	WP 3379	2-A-Außen-QT 51039005
BT-25MnV5mod	51039005	99400189	WP 3379	2-N-Außen-QT 51039005
E 26902010	51039005	99400189	WP 3379	2-A-Innen-QT 51039005

BT-25MnV5mod	51039005	99400189	WP 3379	2-N-Innen-QT 51039005
E 26902010	50314383	99400188	WP 3381	3-A-Außen-QT 50314383
BT-25MnV5mod	50314383	99400188	WP 3381	3-N-Außen-QT 50314383
E 26902010	50314383	99400188	WP 3381	3-A-Innen-QT 50314383
BT-25MnV5mod	50314383	99400188	WP 3381	3-N-Innen-QT 50314383
E 26902010	50141646	99400188	WP 3393	4-A-Außen-QT 50141646
BT-25MnV5mod	50141646	99400188	WP 3393	4-N-Außen-QT 50141646
E 26902010	50141646	99400188	WP 3393	4-A-Innen-QT 50141646
BT-25MnV5mod	50141646	99400188	WP 3393	4-N-Innen-QT 50141646

Legende: A= Serienprofil-E26902010, N= Mastprofil von BT aus 25MnV5mod

2.2 Festlegung Mikroschliffe

Die Härtemessung erfolgt an den gewählten Zonen (siehe weiße Linie).

Die Härteprüfung erfolgt nach Vickers HV10 DIN EN ISO 6507-1.

Die Messung erfolgt in Anlehnung an den Untersuchungsbericht vom IWS K 713-2005.

Tabelle 2: Übersicht anzufertigende Mikroschliffe/Schweißnahtproben+ (ZP)

			Kein Bild
Abb.1: Schweißnaht (SN) 1-A-Außen-QT 51039360 -,Schnittkennzeichnung“	Abb.2: Schweißnaht (SN) 1-N-Außen-QT 51039360 -,Schnittkennzeichnung“	Abb.3: Schweißnaht (SN) 1-A-Innen-QT 51039360 -,Schnittkennzeichnung“	Abb.4: Schweißnaht (SN) 1-N-Innen-QT 51039360 -,Schnittkennzeichnung“
		Kein Bild	
Abb.5: Schweißnaht (SN) 2-A-Außen-QT 51039005 -,Schnittkennzeichnung“	Abb.6: Schweißnaht (SN) 2-N-Außen-QT 51039005 -,Schnittkennzeichnung“	Abb.7: Schweißnaht (SN) 2-A-Innen-QT 51039005 -,Schnittkennzeichnung“	Abb.8: Schweißnaht (SN) 2-N-Innen-QT 51039005 -,Schnittkennzeichnung“

Abb.9: Schweißnaht (SN) 3-A-Außen-QT 50314383 -,Schnittkennzeichnung“	Abb.10: Schweißnaht (SN) 3-N-Außen-QT 50314383 -,Schnittkennzeichnung“	Abb.11: Schweißnaht (SN) 3-A-Innen-QT 50314383 -,Schnittkennzeichnung“	Abb.12: Schweißnaht (SN) 3-N-Innen-QT 50314383 -,Schnittkennzeichnung“
Kein Bild			
	Abb.13: Schweißnaht (SN) 4-A-Außen-QT 50141646 -,Schnittkennzeichnung“	Abb.14: Schweißnaht (SN) 4-N-Außen-QT 50141646 -,Schnittkennzeichnung“	Abb.15: Schweißnaht (SN) 4-A-Innen-QT 50141646 -,Schnittkennzeichnung“
			Abb.16: Schweißnaht (SN) 4-N-Innen-QT 50141646 -,Schnittkennzeichnung“

Für Querträger 50314383 und 50141646 reicht jeweils ein Mikroschliff für die Härtemessung, da der Schnitt in der Schweißnahtmitte liegt.

Es gibt insgesamt 12 Schnitte an den Härtemessungen durchgeführt werden.

2.3 Sonstige Werkstoffprüfung

Neben der Härtemessung erfolgt noch für das Serienprofil eine Spektralanalyse. Ferner wird gemäß ISO 5817-C eine Bewertung der Schweißnahtgüte vorgenommen.

3 Durchführung Schweißversuche

3.1 Schweißarbeitsplatz

Arbeitsplatznummer: 4439 - Manueller Schweißarbeitsplatz

Kostenstelle: 733

Schweißer: 72

Schweißstromquelle: Lincoln CV 400-I mit Koffer LN 742 (Inventar 6200015)

Schweißgleichrichter

Schweißzusatz: Massivdraht ESAB Aristorod 12.50 ø1,2mm

Charge 1A50129320

G42 5M G3Si1 DIN EN 440

Schutzgas :

M24 DIN EN 439

12%CO₂, Argonmix mit 4% O₂

3.2 Eingesetzte Meßtechnik zur Schweißdatenerfassung

3.2.1 Weldscanner von HKS Prozeßtechnik



Abb. 17: Prozesssensor am Masseanschluß



Abb. 18: Anschluß Drahtfördersensor an der Drahtfördereinheit

3.2.2 Berührungslose Temperaturmessung

Zur Messung der $t_{8/5}$ – Zeit wurde zur Erprobung ein berührungsloses Messgerät von der Firma Raytek MX4 eingesetzt.

Die Erfassung des Temperaturintervalls erwies sich als nicht zufrieden stellend, weil das Messen mittels Laserpunkt unmittelbar nach der Schweißung schwierig ist.

Zur exakten Temperaturmessung muß die Temperatur neben den Schweißparametern mitgeschrieben werden, hierzu sind an definierten Stellen Ni-CrNi-Thermoelemente zu platzieren. Nach Rücksprache mit der SLV-Halle ist die Messung selbst unter Laborbedingungen schwierig.

4 Schweißdaten

4.1 Einstellung Schweißstromquelle

Folgende Parameter wurden am Schweißgleichrichter eingestellt:

Spannung $V = 31,9$ V, Strom $A = 290$ A, Drahtvorschub $Dv = 12,60$ m/min Gas = 15 l/min



Werk
Norderstedt

4.2 Erfasste Schweißdaten

Tabelle 3: Erfasste Schweißparameter

Dauer [sec]	Schweißstrom [A]	Schweißspannung [V]	Drahtvorschub [m/min]	Gasfluß [l/min]	Bezeichnung	Nahtlänge [mm]
14,62	287	31,30	12,60	17,20	4-N-Innen-QT 50141646	102
13,53	281	30,80	12,10	17,30	4-A-Innen-QT 50141646	106
11,07	288	31,30	12,60	17,60	4-A-Außen-QT 50141646	106
11,64	292	31,20	12,60	17,60	4-N-Außen-QT 50141646	105
8,65	283	31,30	12,50	18,00	3-N-Innen-QT 50314383	60
7,90	287	31,30	12,50	18,30	3-A-Innen-QT 50314383	60
8,06	280	31,30	12,50	17,50	3-N-Außen-QT 50314383	60
8,21	292	31,30	12,50	18,30	3-A-Außen-QT 50314383	60
12,44	285	31,50	12,60	17,20	1-A-Innen-QT 51039360	91
13,62	291	31,40	12,60	17,40	2-A-Innen-QT 51039005	97
14,68	287	31,40	12,60	17,00	1-N-Innen-QT 51039360	98
14,25	283	31,50	12,60	17,30	2-N-Innen-QT 51039005	95
32,27	279	31,50	12,70	16,50	1-A-Außen-QT 51039360	201
50,63	286	31,20	12,70	16,50	2-A-Außen-QT 51039005	300
52,58	288	31,20	12,70	16,50	2-N-Außen-QT 51039005	300
33,39	298	31,20	12,70	16,80	1-N-Außen-QT 51039360	200

Die eingestellten Schweißparameter sind nicht gemessen worden, sodass hier eine Kalibrierung der Anlage erforderlich ist.

5 Streckenenergie und Wärmeeinbringung

Die für eine bestimmte Schweißraupenlänge aufgewendete elektrische Arbeit W ergibt sich aus der elektrischen Leistung und der Schweißzeit.

$$W = U \times I \times t = P \times t$$

Die Streckenenergie beinhaltet die elektrische Arbeit für eine bestimmte Längeneinheit.

Mit folgender Formel wird die elektrische Arbeit für die Nahtlänge von einem Zentimeter ermittelt.

Streckenenergie = elektrische Leistung [W] / Schweißgeschwindigkeit [cm/60s]

$$\text{Streckenenergie (E)} = U \times I \times 60 \text{ [Ws]} / s \text{ [cm]} \text{ in [Ws/cm] oder [J/cm]}$$

Die tatsächlich in das Werkstück eingebrachte Wärmemenge Q berechnet sich

aus $Q = k \times E$, wobei k vom thermischen Wirkungsgrad des Schweißverfahrens abhängig ist.

Dieser beträgt für das MAG-Schweißen = 0,8.

Tabelle 4: Berechnete Streckenenergie und Wärmeeinbringung

Bezeichnung	Streckenenergie [kJ/mm]	Wärmeeinbringung [kJ/mm]
4-N-Innen-QT 50141646	12,85	10,28
4-A-Innen-QT 50141646	11,21	8,97
4-A-Außen-QT 50141646	9,39	7,51
4-N-Außen-QT 50141646	10,10	8,08
3-N-Innen-QT 50314383	12,77	10,22
3-A-Innen-QT 50314383	11,83	9,46
3-N-Außen-QT 50314383	11,78	9,42
3-A-Außen-QT 50314383	12,51	10,01
1-A-Innen-QT 51039360	12,25	9,80
2-A-Innen-QT 51039005	12,81	10,25
1-N-Innen-QT 51039360	13,50	10,80
2-N-Innen-QT 51039005	13,36	10,69
1-A-Außen-QT 51039360	14,10	11,28
2-A-Außen-QT 51039005	15,06	12,05
2-N-Außen-QT 51039005	15,76	12,61
1-N-Außen-QT 51039360	15,54	12,43

Die Wärmeeinbringung ist ein wesentlicher Faktor für die Ermittlung des Arbeitsfeldes beim Schweißen hinsichtlich der Kaltrissgefahr / Zähigkeit WEZ – Schweißgut / Aufhärtung.

Neben der Bestimmung der Schweißparameter ist auch die Einstellung der Lichtbogenart von Bedeutung. Um einen stabilen Prozeß ohne Schweißimperfectionen einzustellen, ist der Bereich der einzustellenden Parameter begrenzt, d.h. die Schweißleistung kann nicht beliebig erhöht werden, da sonst der Arbeitspunkt des Lichtbogens in einem undefinierten Bereich liegt (z.B. Spritzer, Stottern, zu flüssiges Schmelzbad, etc.).

6 Abkühlgeschwindigkeit

Um den Anteil des Martensits und damit die zulässige Höchsthärtigkeit von 450HV einzugrenzen ist seitens Hoesch eine $t_{8/5}$ – Zeit von ca. 16s theoretisch berechnet worden.

Dieser Wert liegt bei ProWeld bei ca. 27s. Die chemische Analyse ist dem WP3364 entnommen.

Berechnung der Höchsthärtigkeit in der Wärmeinflusszone

Analysengehalt in %	Gültigkeitsbereich	1. Analyse	2. Analyse
Kohlenstoff C	(< 0,3)	0,263	0,000
Silicium Si	(< 1,2)	0,24	0,00
Mangan Mn	(< 2)	1,53	0,00
Chrom Cr	(< 1)	0,07	0
Kupfer Cu	(< 0,9)	0,12	0
Molybdän Mo		0,01	0
Stickstoff N		0,00	0
Nickel Ni	(< 5)	0,06	0
Niob Nb		0,000	0
Vanadium V		0,082	0
Bor B		0,0004	0

Berechnete Höchsthärtigkeit nach Yurioka HV10

	Abkühlzeit $t_{8/5}$ in s								Härte
	5	10	15	20	30	40	50	60	16
1. Analyse	538	516	493	468	416	370	336	313	489
2. Analyse									103

Vertical menu on the right: CEQ, T0, $t_{8/5}$, Q/E, Info, E-Mail, Drucken, Menü

Abb.: 19 ProWeld, Berechnung der Höchsthärtigkeit in der WEZ in Bezug auf die Abkühlgeschwindigkeit

Diese Abkühlgeschwindigkeiten zur Reduzierung der Härte lassen sich nur über eine Vorwärmung realisieren. Diese Variante entfällt.

6.1 Gemessene Temperaturen

Folgende Temperaturen worden gemessen:

Übergangszeit $t_{8/5} = \text{ca. } 3\text{s}$

Temperaturgradient neben der Schweißnaht.

Abstand ca. 1cm = ca. 200C°

ca. 2cm = ca. 60C°

Mitte Mastprofil ca. = 30C°

7 Prüfergebnisse

7.1 Kohlenstoffäquivalent [CEV]

Das Kohlenstoffäquivalent berechnet sich nach DIN EN 10025-1 wie folgt:

$$\text{CEV} = \text{C} + \text{Mn}/6 + \text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}/5 + \text{Ni} + \text{Cu}/15$$

Das CEV ist ein wichtiger Wert zur Beurteilung eines Werkstoffs zur Aufhärtung.

7.1.1 CEV neuer Profilwerkstoff

Seitens Hoesch lag ein 3.1 – Zeugnis für die Schmelzanalyse bei, mit einem berechneten CEV von 0,56 (Sections, hot rolled-105464485).

Dieser ist durch eine Spektralanalyse durch JAG bestätigt worden. Siehe WP 3364.

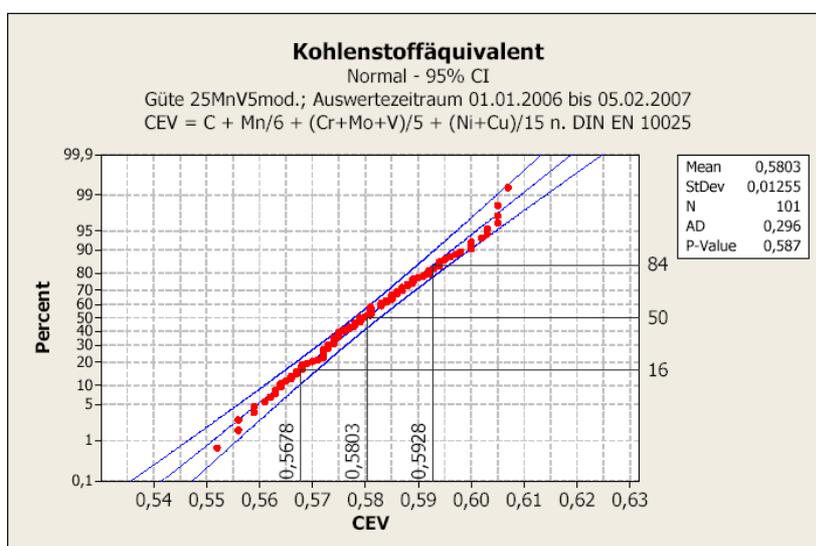


Diagramm 1: Statistik CEV 25MnV5mod, Quelle: Hoesch

Laut Diagramm hat der Werkstoff 25MnV5mod zu 84% ein CEV von 0,5928 und liegt somit um 6 % höher als die gelieferten Probestäbe mit CEV von 0,56.

7.1.2 CEV Serienprofil

Laut WP3381 hat die Spektralanalyse ein CEV von 0,46 ergeben.

7.2.1 Vickershärte HV10 neuer Mastprofilwerkstoff

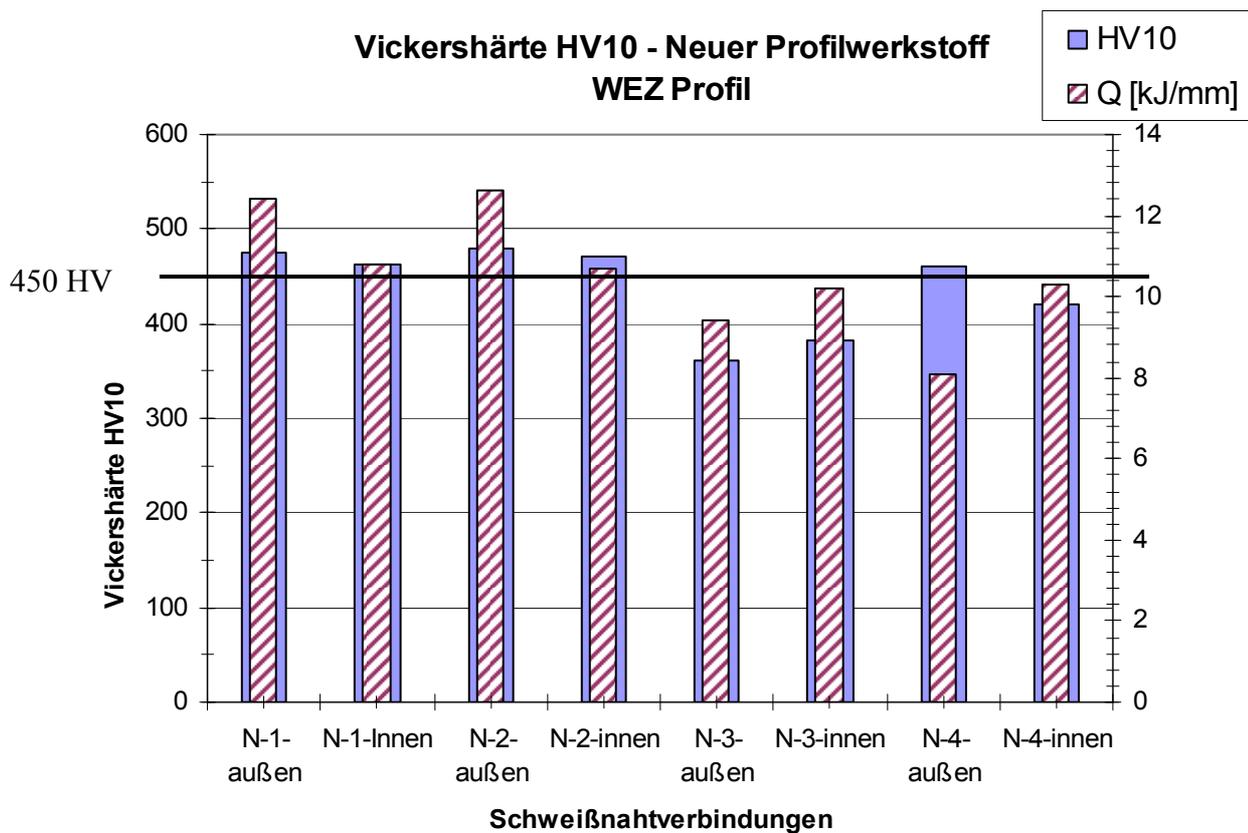


Diagramm 2: Gegenüberstellung der Härte in Bezug auf die Wärmeeinbringung Q bei einem CEV von 0,56.
 N-1 und n-2 = Kehlnähte, N-3= K-Naht (Doppel-HV-Naht) und N-4 = I- und Kehlnaht
 Messbereich WEZ-Profil

7.2.2 Vickershärte HV 10 Serienprofil

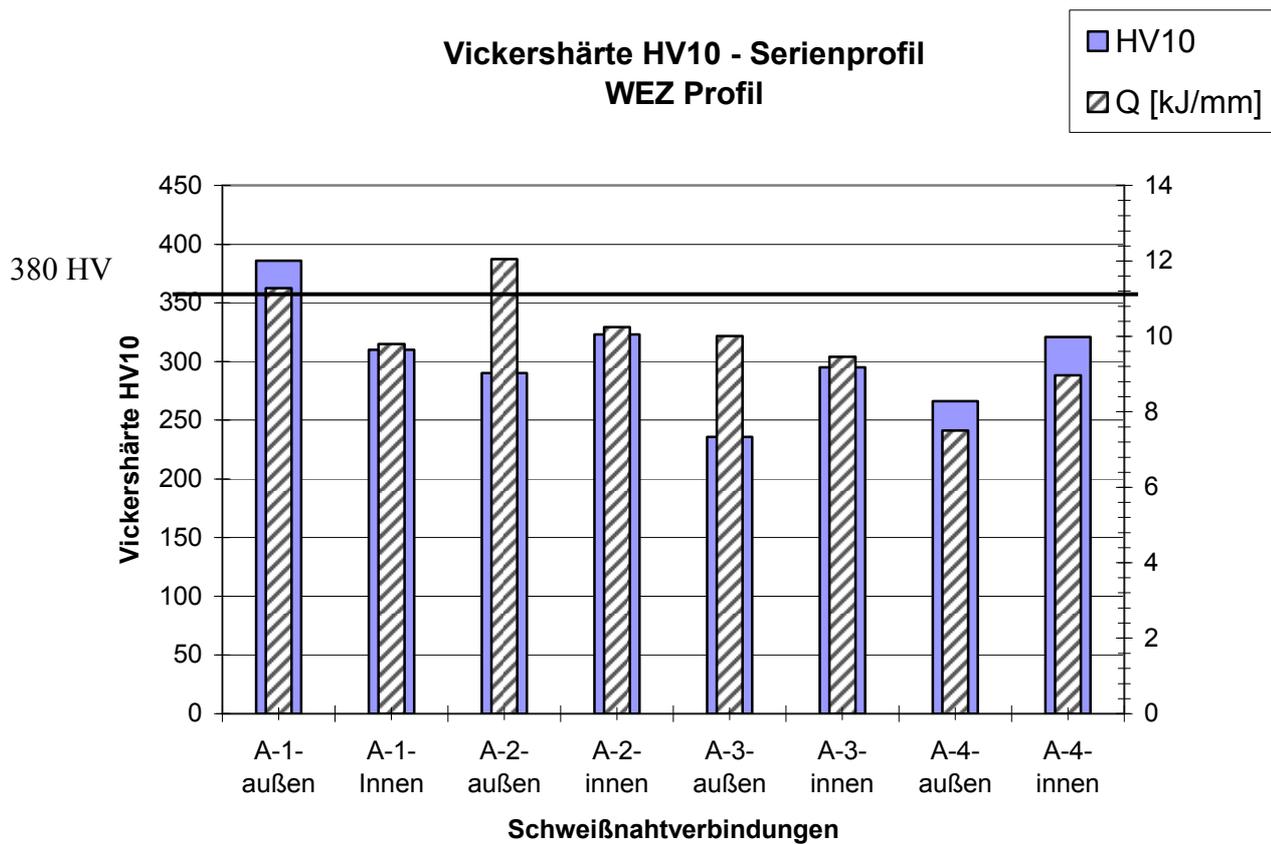


Diagramm 3: Gegenüberstellung der Härte in Bezug auf die Wärmeeinbringung Q bei einem CEV von 0,46.
 A-1 und A-2 = Kehlnähte, A-3= K-Naht (Doppel-HV-Naht) und A-4 = I- und Kehlnaht
 Messbereich WEZ-Profil

7.3 Schweißnahtgüte

Die Schweißnahtgüte ist den Berichten,

WP3379

WP3380

WP3381

WP3393

zu entnehmen.

8 Gesamtergebnis

Die bereits im Prüfbericht vom IWS K713-2005 festgestellten Härten werden mit diesem Bericht bestätigt.

Es zeigt sich besonders bei den Kehlnähten (N-1 bis N-2), dass die Erhöhung der Schweißleistung keinen positiven Einfluß auf die Martensitbildung hat. Hier muss eine gezielte Wärmeeinbringung in Form dünner Schweißraupen erfolgen, d.h. es wird nur über die Mehrlagentechnik eine annehmbare Härte erzielt werden können. An dieser Stelle auch noch mal der Hinweis, dass die Profile zu 84% einen CEV von 0,6 haben.

Die Einlagentechnik hingegen kann ohne Schweißparameteränderung bei den K-Nähten (siehe N-3) beibehalten werden.

Erklärung zur selbständigen Bearbeitung einer ausgeführten Diplomarbeit

Hiermit versichere ich,

Name: Hinz

Vorname: Michael

dass ich die vorliegende Diplomarbeit mit dem Thema

„Schweißuntersuchung zum Einsatz eines ausscheidungshärtenden Feinkornstahls
(25MnV5mod) als Profilwerkstoff im Hubgerüstbau“

ohne fremde Hilfe selbständig verfaßt und nur die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt habe. Wörtlich oder dem Sinn nach aus anderen Werken entnommene Stellen sind unter Angabe der Quellen kenntlich gemacht.

Hamburg

Ort

01.04.11

Datum

Michael Hinz

Unterschrift im Original