Sz
13 036a

Albrecht Borner

Beitrag zur Verarbeitung thermomechanisch gewalzter Grobbleche mit modernen Hochleistungsschweißverfahren



Aachener Berichte Fügetechnik
Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. U. Dilthey

Band 1/95

Verlag Shaker

Sz 13026a

Beitrag zur Verarbeitung thermomechanisch gewalzter Grobbleche mit modernen Hochleistungsschweißverfahren

Von der Fakultät für Maschinenwesen
der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen
zur Erlangung des akademischen Grades
eines Doktors der Ingenieurwissenschaften
genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Diplom-Ingenieur Albrecht Botho Borner

aus Bad Oeynhausen

Referent: Univ.-Prof. Dr.-Ing. U. Dilthey

Korreferent: Univ.-Prof. em Dr. rer. nat. Dr.-Ing. E. h. W. Dahl

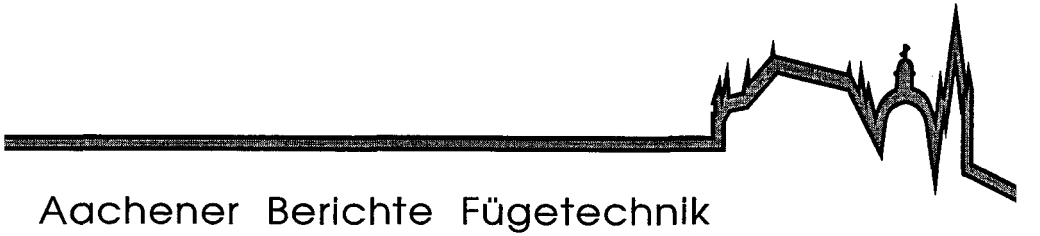
Tag der mündlichen Prüfung: 3. Februar 1995

Sz 13026a

Albrecht Borner

Beitrag zur Verarbeitung thermomechanisch gewalzter Grobbleche mit modernen Hochleistungsschweißverfahren

BIBLIOTHEK
DER
TECHN. HOCHSCHULE
AACHEN



Aachener Berichte Fügetechnik
Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. U. Dilthey

Band 1/95

Verlag Shaker
D 82 (Diss. RWTH Aachen)

Die Deutsche Bibliothek - CIP-Einheitsaufnahme

Borner, Albrecht:
Beitrag zur Verarbeitung thermomechanisch gewalzter Grobbleche mit modernen Hochleistungsschweissverfahren / Albrecht Borner. - Als Ms. gedr. -
Aachen : Shaker, 1995
(Aachener Berichte Fügetechnik ; Bd. 95,1)
Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 1995
ISBN 3-8265-0571-9
NE: GT

Copyright Verlag Shaker 1995
Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und der Übersetzung, vorbehalten.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISBN 3-8265-0571-9
ISSN 0943-9358

Verlag Dr. Chaled Shaker, Hubertusstr. 40, 52064 Aachen
Telefon: 0241 / 406351 - Telefax: 0241 / 406354

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Angestellter im Institut für Schweißtechnische Fertigungsverfahren der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Ulrich Dilthey, dem Leiter dieses Institutes, danke ich für seine wohlwollende Förderung, seine Unterstützung und für die Betreuung dieser Arbeit.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. Dr.-Ing. E.h. Winfried Dahl danke ich für die Übernahme des Korreferates, sein Interesse an dieser Arbeit und für die fruchtbare Diskussion bei der Vorbereitung.

Bei den Herren Dr.-Ing. Heinrich Wietrzniok und Dr.-Ing. Jörg Grobecker möchte ich mich für die gute Zusammenarbeit und die fachliche Unterstützung bei meiner Einarbeitung in die Schweißtechnik bedanken.
Für die hervorragende Zusammenarbeit im Studium und im Institut bin ich Herrn Dr.-Ing. Stefan Trube besonders dankbar.
Allen anderen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des ISF sowie den Studenten, die mich als Studien- und Diplomarbeiter oder als studentische Hilfskräfte bei der Vorbereitung und Durchführung dieser Arbeit unterstützt haben, möchte ich an dieser Stelle meinen Dank aussprechen.

Den Firmen Oerlikon, Fronius und Filarc danke ich für die materielle Unterstützung in Form von Zusatzwerkstoffen, Geräten und Verschleißteilen.

Besonderer Dank gilt meiner Frau Claudia, die durch ihre Geduld und ihr Verständnis sehr zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat.

Inhaltsverzeichnis I

Bildverzeichnis III

Tabellenverzeichnis VII

Abkürzungen und Formelzeichen VIII

1 Einleitung 1

2 Stand der Kenntnisse 3

2.1 Feinkornbaustähle 3

2.1.1 Herstellung der Feinkornbaustähle 4

2.1.1.1 Konventionelles Walzen 4

2.1.1.2 Normalisierendes Walzen 5

2.1.1.3 Thermomechanisches Walzen 6

2.1.2 Schweißeignung thermomechanisch gewalzter Feinkornbaustähle 10

2.1.2.1 Schweißen mit niedrigen Streckenenergien 11

2.1.2.2 Schweißen mit hohen Streckenenergien 12

2.2 Unterpulver-Mehrdrahtschweißen 15

2.2.1 Zusatzwerkstoffe 17

2.2.1.1 Konventionelle Zusatzwerkstoffe 19

2.2.1.2 Mikrolegierte Zusatzwerkstoffe 20

2.3 Metallschutzgasschweißen mit hohen Drahtfördergeschwindigkeiten 23

2.3.1 Metall-Schutzgasschweißen 23

2.3.2 Werkstoffübergang 25

2.3.3 Schutzgas 30

2.3.4 Derzeitiger Stand des MAGM-Hochleistungsschweißens 34

2.4 Fülldrahtvarianten, Eigenschaften und Anwendung beim MSG-Schweißen 36

2.4.1 Werkstoffübergang bei Fülldrahtelektroden 38

3 Aufgabenstellung 41

4 Verwendete Grundwerkstoffe 43

5 Unterpulver-Dreidrahtschweißen 47

5.1 Schweißanlage 47

5.2 Messung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ 50

5.3 Zusatzwerkstoffe 51

5.4 Verbindungsschweißungen zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften ... 52

6 Hochleistungs-Schutzgasschweißen ... 55

6.1 Schweißanlage ... 55
6.2 Hochgeschwindigkeits-Filmaufnahmen ... 57
6.3 Hochleistungs-Schutzgasschweißen mit Massivdrähten ... 59
6.3.1 Zusatzwerkstoffe ... 59
6.3.2 Ermittlung geeigneter Schweißparameter ... 60
6.3.3 Schweißungen im Hochleistungs-Sprühlichtbogen ... 64
6.3.4 Schweißen im rotierenden Lichtbogen ... 66
6.3.5 Zwischendiskussion ... 69
6.3.6 Verbindungsschweißungen zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften ... 70
6.4 Hochleistungs-Schutzgasschweißen mit Fülldrahtelektroden ... 71
6.4.1 Zusatzwerkstoffe ... 71
6.4.2 Ermittlung geigneter Schweißparameter ... 72
6.4.3 Werkstoffübergang und Prozeßverhalten der Fülldrähte im Hochleistungsbereich ... 73
6.4.3.1 Metallpulver-Fülldraht ... 74
6.4.3.2 Rutil-Fülldraht ... 75
6.4.3.3 Basischer Fülldraht ... 76
6.4.4 Verbindungsschweißungen zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften ... 78

7 Untersuchungen der Schweißverbindungen ... 80

7.1 UP-Dreidrahtschweißungen ... 82
7.2 Hochleistungs-Schutzgasschweißungen ... 91

8 Bewertung der ermittelten mechanischen Eigenschaften ... 97

8.1 UP-Schweißungen ... 97
8.2 Hochleistungs-Schutzgasschweißungen ... 102

9 Zusammenfassende Bewertung und Ausblick ... 106

10 Literatur ... 109

11 Anhang ... 124

Bildverzeichnis

Bild 1: Änderung der Korngröße bei verschiedenen Walzverfahren nach [15] 5
Bild 2: Einfluß der beschleunigten Abkühlung auf das Gefüge nach [22] 8
Bild 3: Einfluß des C-Gehaltes bzw. C-Äquivalentes auf die Schweißeignung von Baustählen mit einer Streckgrenze von 355 MPa nach [26] 12
Bild 4: Einfluß der Abkühlzeit auf die Zähigkeitswerte der WEZ von Mehrlagenschweißverbindungen für unterschiedlich legierte, normalgeglühte Stähle nach [1] 13
Bild 5: 50 J-Übergangstemperaturen der WEZ verschiedener TM-Stähle in Abhängigkeit von der Streckenenergie nach [30] 14
Bild 6: Schematische Darstellung des UP-Tandemschweißens nach [43] 16
Bild 7: Gesamtsauerstoffgehalt des Schweißgutes in Abhängigkeit von der Basizität nach [33] 18
Bild 8: Zähigkeit des Schweißgutes von Großrohrlängsnähten in Abhängigkeit vom Legierungskonzept nach [53] 22
Bild 9: Schematischer Aufbau einer MSG-Anlage nach [61] 23
Bild 10: Lichtbogentyp in Abhängigkeit von den Schweißparametern; Schutzgas T.I.M.E, Drahtelektrode SG 2, 1,2 mm Durchmesser nach [62] 24
Bild 11: Kräfte bei der Tropfenablösung nach [61] 25
Bild 12: Klassifikation des Werkstoffüberganges nach [64] 27
Bild 13: Temperatur- und Stromverteilung sowie magnetische Kraftwirkung auf einen Tropfen im Ar- und CO_2-Lichtbogen nach [73] 31
Bild 14: Formen von Fülldrahtelektroden nach [96] 37
Bild 15: Werkstoffübergang beim Fülldrahtschweißen nach [64] 38
Bild 16: Mikrogefüge der verwendeten Grundwerkstoffe 45
Bild 17: Mikrogefüge des Stahls GW 5 46
Bild 18: Unterpulver-Dreidraht-Schweißanlage 47
Bild 19: Statisches Kennlinienfeld der Stromquelle LAE 1250 nach [50] 48
Bild 20: Statisches Kennlinienfeld der Stromquelle TAC 1500 nach [50] 49
Bild 21: Anordnung der Drahtelektroden beim UP-Dreidrahtschweißen 53
Bild 22: Nahtvorbereitungen zum UP-Dreidrahtschweißen 53

Bild 23: Nahtaufbau am Beispiel des Stahls GW 1 54
Bild 24: Schweißanlage T.I.M.E.760 55
Bild 25: Blockschaltbild einer primär getakteten Stromquelle nach [105] 56
Bild 26: Schematischer Aufbau der Hochgeschwindigkeits-Filmkamera nach [107] 58
Bild 27: Versuchsaufbau zur Aufnahme der Hochgeschwindigkeitsfilme 58
Bild 28: Einbrandprofil bei Variation des Kontaktrohrabstandes v_D=25m/min, U=42 V, v_S=17 cm/min 60
Bild 29: Einbrandform bei ungünstiger Parameterkombination, v_D=25 m/min, l_K=35 mm, U=50 V, I=490 A, v_S=50cm/min 61
Bild 30: a) Schematische Darstellung der Equipotentiallinien und der Stromdichte nach [108]
b) Porenentstehung bei hohen Strömen nach [109] 62
Bild 31: Einbrandprofil bei optimierten Schweißparametern für v_D=25 m/min(Kehlnaht) 62
Bild 32: Einbrandprofil bei optimierten Schweißparametern für v_D=40 m/min 63
Bild 33: a) schematischer Lagenaufbau und b) Makroschliff der Verbindungsschweißung im Hochleistungs-Sprühlichtbogen, v_S=40cm/min 64
Bild 34: a) Schematischer Lagenaufbau und b) Makroschliff der Vergleichsschweißung im konventionellen Sprühlichtbogen, v_S=40cm/min 65
Bild 35: a) Schematischer Lagenaufbau und b) Makroschliff der Verbindungsschweißung im rotierenden Lichtbogen, v_S=50cm/min 66
Bild 36: Röntgenaufnahme zur Untersuchung der Porosität 67
Bild 37: Vergleich der Kerbschlagarbeitskurven Sprühlichtbogen-rotierender Lichtbogen 68
Bild 38: Einbrandprofil beim Schweißen mit und ohne Pendelung v_D = 25 m/min, U=39V, I= 420A, l_K=30mm, v_S=40cm/min 69
Bild 39: Schematischer Nahtaufbau und Makroschliff der Hochleistungs-Schutzgasschweißung am Stahl GW 4 71

Bild 40: Makroaufnahmen von Kehlnähten bei 25 m/min Drahtvorschubgeschwindigkeit 74
Bild 41: Einbrandprofile des Rutil-Fülldrahtes im Hochleistungsbereich 75
Bild 42: Einbrandprofile des basischen Fülldrahtes im Hochleistungsbereich 77
Bild 43: Einbrandprofil und typischer Schlackeeinschluß des Drahtes FD B 77
Bild 44: Makroschliffe der Verbindungsschweißungen, Schweißparameter s. Tabelle A9 79
Bild 45: Lage der Härtereihen und der Zugproben 80
Bild 46: Lage der Kerbschlagarbeitsproben in der Schweißnaht 81
Bild 47: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Schweißgüter 82
Bild 48: Kennwerte des Zugversuchs nach DIN 50145 84
Bild 49: Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 1, Kerblage: Grundwerkstoff und Schmelzlinie 86
Bild 50: Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 1, Kerblage Schweißgut 87
Bild 51: Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 2 88
Bild 52: Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 3, Kerblage: Grundwerkstoff und Schmelzlinie 89
Bild 53: Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 3, Kerblage:Schweißgut 89
Bild 54: Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 4 90
Bild 55: Chemische Analyse der verwendeten Schutzgas-Schweißgüter 92
Bild 56: Festigkeitskennwerte der Hochleistungs-Schutzgasschweißungen, Schweißparameter s. Tabelle A9 93
Bild 57: Kerbschlagarbeitskurven der Massivdrahtschweißung am Stahl GW 4, Schweißparameter s. Tabelle A9 94
Bild 58: Kerbschlagarbeitskurven der Fülldrahtschweißungen am Stahl GW 5, Schweißparameter s. Tabelle A9 96
Bild 59: Übergangstemperaturen der Grundwerkstoffe und der Wärmeeinflußzonen der UP-Schweißungen 98
Bild 60: Übergangstemperaturen der untersuchten UP-Schweißgüter 101
Bild 61: Vergleich der Übergangstemperaturen der Hochleistungs-Schutzgasschweißung und der UP-Dreidrahtschweißung am Stahl GW 4 103

Bild A 1: Makroschliffe der UP-Schweißverbindungen der Stähle GW 2 und GW 3 128
Bild A 2: Makroschliffe der UP-Schweißverbindungen der Stähle GW 1 und GW 4 129
Bild A 3: Hochgeschwindigkeits-Filmaufnahmen des Werkstoffübergangs beim Hochleistungs-Schutzgasschweißen mit v_D= 35 m/min 130
Bild A 4: Härteprofil der UP-Schweißung am Stahl GW 1, Schweißgut D1/P1, Schweißparameter s. Tabelle A6 131
Bild A 5: Härteprofil der UP-Schweißung am Stahl GW 2, Schweißgut D1/P1, Schweißparameter s. Tabelle A6 131
Bild A 6: Härteprofil der UP-Schweißung am Stahl GW 3, Schweißgut D2/D3/P2, Schweißparameter s. Tabelle A6 132
Bild A 7: Härteprofil der UP-Schweißung am Stahl GW 4, Schweißgut D4/P1, Schweißparameter s. Tabelle A6 132
Bild A 8: Mikroaufnahmen der UP-Schweißgüter 133
Bild A 9: Härteprofil der Hochleistungs-Schutzgasschweißung am Stahl GW 4, Draht D5, Schweißparameter s. Tabelle A9 134
Bild A 10: Härteprofil der Hochleistungs-Schutzgasschweißung am Stahl GW 5, Draht FD R, Schweißparameter s. Tabelle A9 134
Bild A 11: Härteprofil der Hochleistungs-Schutzgasschweißung am Stahl GW 5, Draht FD B, Schweißparameter s. Tabelle A9 135
Bild A 12: Mikrogefüge der verwendeten Schutzgas-Schweißgüter 136

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Unter technischen Bedingungen erreichbare Streckgrenze durch Verfestigung von reinem Eisen sowie Auswirkungen auf die Zähigkeit nach [9] 4
Tabelle 2: Klassifikation des Werkstoffübergangs nach der IIW-Empfehlung der Kommission XII [63] 26
Tabelle 3: Schutzgaseinteilung für das MAGM-Schweißen nach [61] 33
Tabelle 4: Technische Daten der verwendeten Schweißstromquellen nach [101, 102] 50
Tabelle 5: Vergleich der chemischen Analysen der Schweißgüter 68
Tabelle A 1: Chemische Analysen der untersuchten Grundwerkstoffe 124
Tabelle A 2: Festigkeitskennwerte der verwendeten Werkstoffe (Probenlage längs zur Walzrichtung) 124
Tabelle A 3: Zusammensetzung der verwendeten Schweißpulver 125
Tabelle A 4: Richtanalysen der verwendeten UP-Schweißgüter 125
Tabelle A 5: Herstellerangaben der mechanischen Eigenschaften der reinen UP-Schweißgüter im unbehandelten Zustand 125
Tabelle A 6: Schweißparameter der UP-Dreidrahtschweißungen 126
Tabelle A 7: Richtanalysen der verwendeten Schutzgas-Schweißgüter 126
Tabelle A 8: Herstellerangaben der mechanischen Eigenschaften der reinen Schweißgüter, Mischgas 82 % Ar/18 % CO_2 127
Tabelle A 9: Schweißparameter der Hochleistungs-Schutzgasschweißungen 127

Abkürzungen und Formelzeichen

A_{c1}	-	Starttemperatur der Austenitbildung beim Erwärmen.....°C
A_{c3}	-	Endtemperatur der Austenitbildung beim Erwärmen.....°C
D	-	Drahtelektrode
DC	-	Gleichstrom
FD	-	Fülldraht
E	-	Streckenenergie des Schweißprozesses.....kJ/cm
I	-	Strom.....A
GW	-	Grundwerkstoff
l_K	-	Kontaktrohrabstand.....mm
MAG	-	Metall-Aktivgas-Schweißen
MAGM	-	Metall-Aktivgas-Schweißen unter Mischgas
MIG	-	Metall-Inertgas-Schweißen
MSG	-	Metall-Schutzgasschweißen
P	-	Schweißpulver
Q	-	Schweißstromquelle
RT	-	Raumtemperatur.....°C
SL	-	Schmelzlinie
SG	-	Schweißgut
TM	-	Thermomechanische Behandlung
T.I.M.E.	-	Transferred Ionized Molten Energy
$T_{ÜAvmax/2}$	-	Übergangstemperatur der halben Hochlage.....°C
$T_{Ü47J}$	-	Übergangstemperatur bei 47J Kerbschlagarbeit.....°C
$T_{Ü27J}$	-	Übergangstemperatur bei 27J Kerbschlagarbeit.....°C
$t_{8/5}$	-	Abkühlzeit von 800°C auf 500°C.....s
U	-	Spannung.....V
UP	-	Unterpulver
UP-3D	-	Unterpulver-Dreidraht
V_D	-	Drahtvorschubgeschwindigkeit.....m/min
V_S	-	Schweißgeschwindigkeit.....cm/min
WEZ	-	Wärmeeinflußzone

1 Einleitung

Wachsende Anforderungen in der Technik und zunehmender Kostendruck führen zu einer immer weiter steigenden Auslastung der zur Verfügung stehenden Konstruktionswerkstoffe. Bei allen Anwendungsfällen, bei denen Stahlkonstruktionen bewegt werden müssen ist es sinnvoll, durch den Einsatz von Stählen mit erhöhten Streckgrenzen die Wanddicken zu verringern und somit Gewicht einzusparen. Mittlerweile kommen Stähle mit Streckgrenzen zwischen 460 und 550 MPa in großem Rahmen zum Einsatz.

Entscheidend für den Fortschritt in dieser Richtung war eine Verbesserung der Verarbeitbarkeit der hochfesten Stahlgüten, speziell die Verbesserung der Schweißeignung. Gerade in der Offshoretechnik oder dem Druckbehälterbau sind ausreichende Zähigkeitswerte im geschweißten Zustand, auch bei tiefen Temperaturen für den Einsatz hochfester Stähle von ausschlaggebender Bedeutung.

Hierbei kommt besonders der Wärmeeinflußzone der Schweißverbindung eine entscheidende Rolle zu. Dieser Bereich nahe der Schmelzlinie, der beim Schweißen die höchsten Spitzentemperaturen und die längsten Haltezeiten auf dieser Temperatur zu ertragen hat, reagiert üblicherweise durch ein ausgeprägtes Kornwachstum, was zu einer lokalen Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften und insbesondere der Zähigkeitswerte führt. Da dieser Bereich im Gegensatz zum Schweißgut durch den Verarbeiter nur durch aufwendige und kostenintensive Wärmebehandlungen zu beeinflussen ist, muß einer Zähigkeitseinbuße bereits bei der Stahlerzeugung durch werkstoffseitige Maßnahmen entgegengewirkt werden.

Große Bedeutung hat dabei die thermomechanische Behandlung (TM-Behandlung) beim Walzen des Stahls gewonnen. Durch das TM-Walzen ist es gelungen, bei deutlicher Reduzierung des Gehaltes der Legierungselemente, insbesondere des Kohlenstoffgehaltes, die Schweißeignung des Stahls zu verbessern und gleichzeitig höhere Festigkeiten und Zähigkeiten einzustellen. Allerdings erfordert das TM-Walzen eine Endumformung des Werkstoffes bei sehr geringen Endwalztemperaturen, so daß sehr große Walzkräfte aufgebracht werden müssen. Dies führt zu einer Beschränkung der Blechdicke dieser Qualitäten. Wurden bislang TM-gewalzte Grobbleche überwiegend nur bis zu einer Blechdicke von maximal

50 mm angeboten, so sind in den letzten Jahren auch Bleche bis zu einer Erzeugnisdicke von 100 mm auf dem Markt erhältlich.

Für die bei großen Blechdicken auftretenden Fügequerschnitte ist die Schweißtechnik bereits seit vielen Jahren bestrebt, Verfahren zu entwickeln, die eine möglichst effiziente und damit kostengünstige Fertigung ermöglichen. Der Wirtschaftlichkeitsvorsprung wird bei diesen Verfahren zumeist dadurch erreicht, daß die zu füllenden Querschnitte mit weniger Lagen verschweißt werden können und damit eine beträchtliche Einsparung an reiner Schweißzeit erzielt wird. Bei fast allen Hochleistungsschweißverfahren ist aber die Steigerung der Abschmelzleistung auch mit einer Erhöhung des Wärmeeinbringens (Streckenenergie) verbunden.

Das verbreitetste Hochleistungsverfahren stellt das Unterpulverschweißen dar. In der Vielzahl seiner Verfahrensvarianten hat es sich für die unterschiedlichsten Anwendungen bewährt. Es vereint in sich hohe Prozeßsicherheit mit hervorragenden mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung. Durch die Anwendung der Mehrdrahttechnologie sind Abschmelzleistungen in der Größenordnung von 50 kg/h problemlos zu realisieren. Allerdings treten dann erhebliche Streckenenergien auf, die gegebenenfalls zu Werkstoffschädigungen führen.

Das Metallschutzgasschweißen konnte in den letzten Jahrzehnten seinen Marktanteil immer weiter ausbauen. Heute werden bereits über zwei Drittel aller Schweißaufgaben mit diesem Verfahren durchgeführt. Die Ursache dieser Entwicklung liegt in der großen Flexibilität des Verfahrens sowie in der einfachen Handhabung, der Mechanisier- und Automatisierbarkeit, sowie der Zwangslageneignung. Zur Steigerung der Produktivität des Verfahrens wurde vor einigen Jahren unter dem Begriff "T.I.M.E.-Prozeß" eine Hochleistungsvariante des MSG-Schweißens vorgestellt, die gegenüber dem üblichen Anwendungsfall mit bis zu dreifach höheren Drahtfördergeschwindigkeiten arbeitet. Damit stößt das Metall-Schutzgasschweißen in Bereiche der Abschmelzleistung vor, die bisher dem Unterpulverschweißen vorbehalten waren.

2 Stand der Kenntnisse

2.1 Feinkornbaustähle

Die Einführung moderner Stahlherstellungs- und Weiterverarbeitungsverfahren ermöglicht heute die Herstellung von Feinkornbaustählen, deren Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften in weiten Grenzen eingestellt werden können.
Höher- und hochfeste schweißbare Feinkornbaustähle haben in den letzten Jahren in weiten Bereichen des Maschinen-, Anlagen-, Fahrzeug-, und Stahlbaus sowie in der Offshore-Technik und der Marineindustrie Anwendung gefunden. Wegen ihrer hohen Festigkeitskennwerte und guten Zähigkeitseigenschaften erlaubt ihr Einsatz aufgrund der höheren zulässigen Spannungen kostengünstige Konstruktionen, die mit Stählen niedrigerer Festigkeit nicht zu realisieren sind [1].
Ausgehend vom Stahl St 52 nach DIN 17100 [2] wurde die Entwicklung der schweißgeeigneten, hochfesten Baustähle stetig vorangetrieben. So sind die normalgeglühten Feinkornbaustähle in DIN 17102 [3] genormt worden, die thermomechanisch gewalzten Stähle fanden erstmals in der DIN EN 10113 [4] im Jahr 1990 Eingang in die Normung. Allen Feinkornbaustählen ist eine kleine Ferritkorngröße, hohe Streckgrenzen und Zugfestigkeiten bei gleichzeitig guter Zähigkeit und Duktilität gemeinsam [5]. Sie sind alterungsbeständig und in ihren Eigenschaften weitgehend isotrop. Um neben diesen Eigenschaften die Schweißeignung sicherzustellen, wird der Kohlenstoffgehalt in diesen Stählen auf maximal 0,2 % begrenzt. Gegenüber den klassischen Baustählen, muß daher die Festigkeit und Zähigkeit über Maßnahmen wie Mikrolegierungstechnik und thermische oder thermomechanische Behandlung erreicht werden [6, 7, 8].
Der wesentliche werkstoffkundliche Effekt, der bei den Feinkornbaustählen genutzt wird, ist die Kornfeinung als der Mechanismus, bei dem Festigkeit und Zähigkeit in gleicher Richtung beeinflußt werden. In Tabelle 1 sind die vier metallkundlichen Mechanismen zur Festigkeitssteigerung und ihre Wirkung auf die Zähigkeit zusammengestellt. Die günstige Wirkung des feinkörnigen Gefüges auf Festigkeit und Zähigkeit wird nur bei einem gleichmäßigen Gefüge erreicht [9]. Ideal sind hier feinkörnige, ausscheidungsgehärtete Gefüge, sowie Bainit, der um M_S gebildet wird. Eine Voraussetzung für ein feines Ferritkorn ist ein feines Austenitkorn, das durch geregelte Umformung beim Warmwalzen und vor allem durch thermomechanische Behandlung sicher eingestellt werden kann [10].

Verfestigungsmechanismus	Streckgrenzenerhöhung [MPa]	Zähigkeit
Mischkristallbildung	500	↓
Teilchenausscheidung	3000	↓
Kornfeinung	500	↑
Versetzungsbildung	1500	↓
Summe der Effekte	5500	
Heute lieferbar	3700	

Tabelle 1: Unter technischen Bedingungen erreichbare Streckgrenze durch Verfestigung von reinem Eisen sowie Auswirkungen auf die Zähigkeit nach [9]

2.1.1 Herstellung der Feinkornbaustähle

Die Erschmelzung von Stählen, die TM-gewalzt werden, erfolgt unter Verwendung der Aggregate und Verfahrenstechnik, die auch bei der Herstellung normalgeglühter und wasservergüteter Baustähle eingesetzt werden. Durch Fortschritte beim Sauerstoffaufblasverfahren [11] und bei der Anwendung sekundärmetallurgischer Verfahren [12] ist es heute möglich, großtechnisch und wirtschaftlich niedrige Gehalte an interstitiellen Elementen (Kohlenstoff, Stickstoff) sowie an unerwünschten Begleitelementen (Phosphor, Schwefel) bei gleichzeitig hohem Reinheitsgrad (niedrige Sauerstoff- und Schwefelgehalte) einzustellen [13].
Der wesentliche Schritt für die Einstellung des feinkörnigen Gefüges und damit der günstigen mechanischen Eigenschaften ist die Umformung und die Wärmebehandlung des Stahls. Die wesentlichen Unterschiede des klassischen Walzverfahrens gegenüber dem normalisierenden und dem thermomechanischen (TM-) Walzen sind in Bild 1 dargestellt.

2.1.1.1 Konventionelles Walzen

Beim konventionellen Walzen werden die Brammen auf 1200 °C erwärmt und anschließend ohne Einhaltung bestimmter Verformungsbedingungen oder Temperaturvorgaben auf die gewünschte Blechdicke ausgewalzt. Die Endwalztemperatur für ein 20 mm dickes Blech liegt bei rd. 1000 °C [14]. Da die Walzung in einem Temperaturbereich abläuft, in dem nach der Rekristallisation noch Kornwachstum stattfindet,

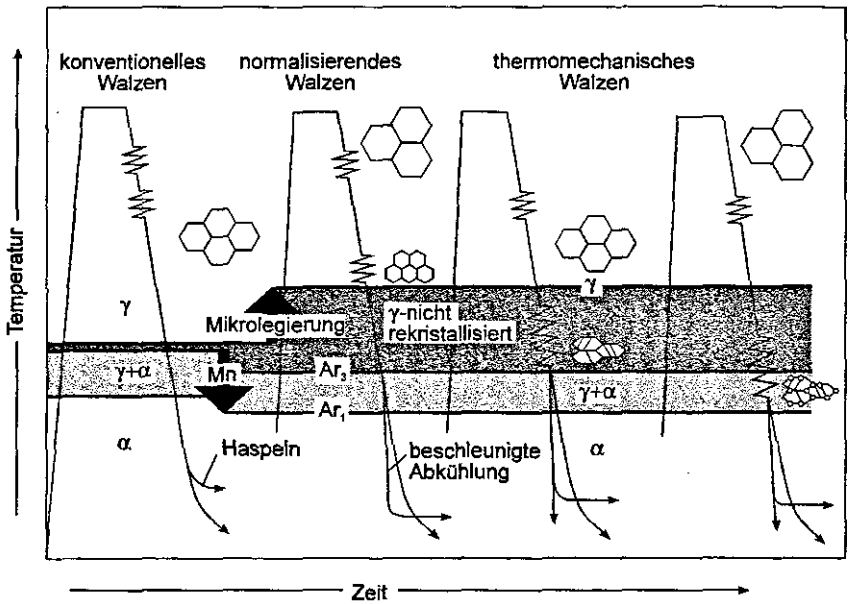


Bild 1: Änderung der Korngröße bei verschiedenen Walzverfahren nach [15]

liegt ein grober Austenit vor, der in ein grobes, ferritisch-perlitisches Gefüge mit Anteilen an Widmannstättenscher Struktur umwandelt. Zur Erzielung einer feinen und gleichmäßigen Gefügeausbildung wird ein Normalglühen der Bleche angeschlossen. Unter Normalglühen wird eine Abkühlung in ruhender Atmosphäre nach einer Austenitisierung wenig oberhalb Ac_3, bei übereutektoidischen Stählen wenig oberhalb Ac_1 verstanden [16]. Die chemische Zusammensetzung der Stähle, für die ein Normalglühen vorgesehen ist, muß auf die Wärmebehandlung abgestimmt sein. Nur in Ausnahmefällen wird zusätzlich angelassen, um die Härte unerwünschter Bainitanteile, die infolge der höheren Geschwindigkeit der Abkühlung dünner Bleche an ruhender Luft entstehen können, zu verringern.

2.1.1.2 Normalisierendes Walzen

Beim normalisierenden Walzen liegt die Endwalztemperatur knapp oberhalb der Rekristallisationstemperatur des Austenits. Zur Kornfeinung wird eine niedrige Endwalztemperatur angestrebt [14, 17]. Durch Stichabnahmen bei der Endverformung in der Größenordnung von mindestens 10% entsteht ein feinkörniger Austenit, aus

dem nach der Umwandlung ein gleichmäßig feines, ferritisch-perlitisches Gefüge gebildet wird [14].

Der verformte Austenit soll bis zum Beginn der γ-α- Umwandlung vollständig rekristallisiert sein. Um die Umwandlung gezielt zu steuern, kann nach der Umformung zunächst beschleunigt abgekühlt werden. Nach dem Haspeln im Bund kühlt das Blech wesentlich langsamer ab als an Luft, Bild 1. Variationen der chemischen Zusammensetzung des Stahls werden über die Abkühlung auf dem Rollgang und die Haspeltemperatur ausgeglichen, so daß von Schmelze zu Schmelze sehr gleichmäßige Eigenschaften erzielt werden können [17].

Da beim normalisierenden Walzen auch im Bereich des stabilen Austenits gewalzt wird, der vor der Umwandlung rekristallisiert, ist eine Mikrolegierung nicht unbedingt notwendig [15]. Die hierbei erreichten mechanischen Eigenschaften sind den Werten eines normalgeglühten Bleches gleichwertig [14, 18].

2.1.1.3 Thermomechanisches Walzen

Ein TM-Walzen ist nur möglich, wenn die Stähle Legierungselemente enthalten, die die Rekristallisation behindern können. Hierzu gehören vor allem Niob und Titan [14, 19]. Mikrolegierungselemente spielen im Hinblick auf das Kornwachstums-, Ausscheidungs- und Rekristallisationsverhalten eine große Rolle [20].

Beim Austenitisieren gelöste Mikrolegierungselemente verzögern bzw. verhindern beim letzten Umformvorgang die Diffusion, und demzufolge die Rekristallisation und bilden erst später Ausscheidungen, da der TM-Vorgang nur 30-60 ms dauert [21].

Ein wesentlicher Bestandteil der thermomechanischen Umformung ist die Umformung eines nicht rekristallisierenden Austenits, Bild 1. Die Verfestigung des Austenits wird in der Endwalzphase nicht durch Rekristallisation abgebaut [20]. In den umgeformten Austenitkörnern bilden sich dann im Verlauf der Umwandlung nach dem Walzen bei der Abkühlung extrem feine Ferritkörner. Eine dabei kumulierte Versetzungsdichte im Austenit mit zahlreichen Deformationsbändern führt bei der Umwandlung zu einem feinkörnigen α-Gefüge [15]. Neben der Feinkörnigkeit trägt der Ausscheidungsgrad der Mikrolegierungselemente und auch die hohe Versetzungsdichte zu einer beträchtlichen Festigkeitssteigerung bei. Durch Erniedrigung der Endwalztemperatur läßt sich eine wesentliche Verfeinerung der Ferrit-Korngröße und bei mikrolegierten Stählen ein geeigneter Ausscheidungszustand erreichen [22]. Falls eine hohe Streckgrenze erwünscht ist, können die letzten Walzstiche sogar im

(γ+α)-Zweiphasengebiet ablaufen, womit der bereits umgewandelte Ferrit durch Umformung direkt verfestigt wird [15].
Erfolgt nach dem TM-Walzen die Abkühlung an Luft, so bildet sich ein sehr feinkörniger Ferrit mit nur geringen Anteilen an Perlit. Werden Bleche verzögert im Stapel abgekühlt, so ist eine höhere Festigkeit bei leicht verringerter Zähigkeit zu beobachten. Die Ursache liegt hier in der vermehrten Ausscheidungshärtung des Ferrits [13].
Ein beschleunigtes Abkühlen aus der Walzhitze führt dagegen bei geeigneter Legierung und Prozeßführung zu weiteren Verbesserungen der Eigenschaften [22]:

- Durch beschleunigtes Abkühlen nach dem TM-Walzen unter Einhaltung kurzer Transferzeiten lassen sich die Streckgrenze und die Zugfestigkeit um 50 MPa anheben.
- Optimale Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften werden durch beschleunigtes Abkühlen mit ca. 15 °C/s erreicht.
- Eine für die Steuerung von Festigkeit und Zähigkeit wichtige Prozeßgröße ist die Kühlstopptemperatur. Um günstige Eigenschaften zu erzielen, wird das beschleunigte Abkühlen bei ca. 550°C beendet.
- Der Einfluß des beschleunigten Abkühlens auf die mechanischen Eigenschaften läßt sich durch die Änderung des Gefüges hinsichtlich Korngröße und Relation der Mengenanteile von Ferrit, Perlit und Bainit erklären, Bild 2. Während beim Abkühlen an Luft, also beim konventionellen TM-Walzen ca. 20 % Perlit und kein Bainit beobachtet wird, besteht das Gefüge des mit ca. 15 °C/s abgekühlten Stahls aus Ferrit und 40 % Bainit. Beim beschleunigt abgekühlten Stahl liegt ein gleichmäßiges Gefüge vor, das frei von einer Zeilenstruktur ist.
- Beim beschleunigten Abkühlen können vorgegebene Streckgrenzenwerte bei höherer Walztemperatur erreicht werden. Eine Streckgrenze von 500 MPa, die beim TM-Walzen mit Luftabkühlung nur bei 700°C Endwalztemperatur erreicht wird, kann durch beschleunigtes Abkühlen bei 825°C Endwalztemperatur erzielt werden. Dies führt zu einer geringeren Belastung des Walzgerüstes und höherer Walzleistung [22].

Durch beschleunigtes Abkühlen aus der Walzhitze werden günstige mechanische Eigenschaften bei einem relativ niedrigen Kohlenstoffäquivalent erzielt, so daß die Schweißbarkeit verbessert wird [23, 24, 25]. Unter Betriebsbedingungen hat sich be-

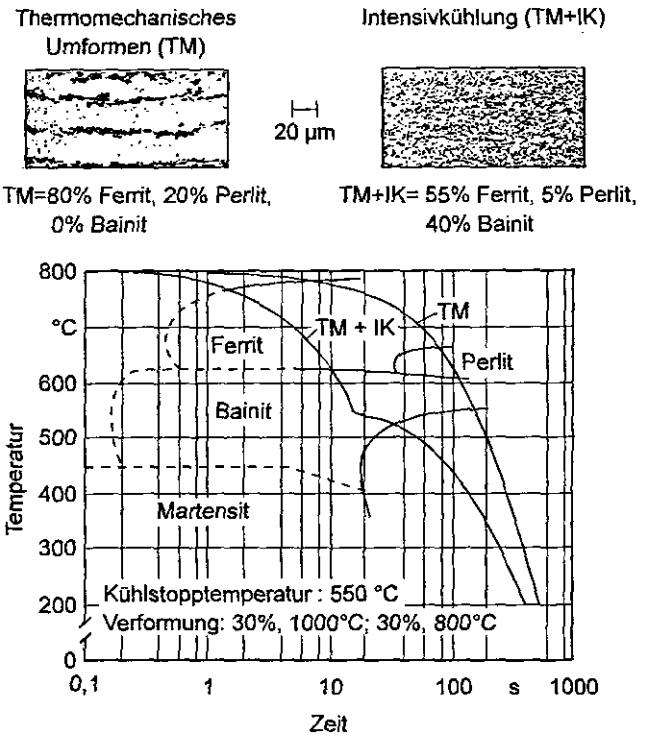


Bild 2: Einfluß der beschleunigten Abkühlung auf das Gefüge nach [22]

stätigt, daß in Stählen mit niedrigem Kohlenstoffäquivalent Mindeststreckgrenzen von 350 bis zu 550 MPa und gute Zähigkeitseigenschaften erreicht wurden [22, 19]. Schweißbare Stähle mit Streckgrenzen oberhalb 500 MPa konnten bis vor wenigen Jahren nur durch Wasservergüten erzeugt werden. Durch eine weitere Variante des TM-Walzens lassen sich auch Güten bis zu 700 MPa Streckgrenze bei Kohlenstoffgehalten von 0,06 % und einem C-Äquivalent von 0,44 erzeugen. Zur Erzeugung dieser Güten werden die Bleche quasi-isotherm gewalzt, d.h. die Bramme wird ohne Unterbrechung zu Blech oder Band umgeformt. Die Endumformtemperatur liegt hier im Zweiphasengebiet $\gamma+\alpha$. Nach der erfolgten Walzung werden die Stähle bei 560°C angelassen.

Um die hohen Streckgrenzen zu erzielen, wird der Effekt der Aushärtung von Kupfer im Ferrit genutzt. Typisch für diese Stähle ist eine Zulegierung von Kupfer, Nickel, Vanadium, Niob und geringe Mengen an Titan. Mit dieser Technologie lassen sich

Stähle mit 600 MPa Streckgrenze erzeugen, die bei -60°C noch Kerbschlagarbeitswerte von über 100 J besitzen. Auch im geschweißten Zustand werden im Bereich der Grobkornzone gute Zähigkeitswerte erzielt [7].

Beim TM-Walzen von Stählen werden durch eine gesteuerte Temperaturführung, Beeinflussung der γ-α-Umwandlung [21] und Einhaltung bestimmter Verformungsbedingungen unter Berücksichtigung der Rekristallisationsvorgänge, des Kornwachstums und der Ausscheidungsbedingungen hohe Festigkeitseigenschaften bei gleichzeitig gutem Tieftemperatur-Zähigkeitsverhalten erreicht [14, 26]. So lassen sich die gewünschten Eigenschaften der Stähle bei begrenztem Aufwand an Legierungselementen und Energie erzielen [21]. Im Gegensatz zum normalgeglühten Stahl wird durch die thermomechanische Behandlung ein Werkstoffzustand erzeugt, der durch eine Wärmebehandlung allein nicht erreichbar ist [6]. Die Vielfalt der TM-Behandlungsvarianten ermöglicht neue Eigenschaftskombinationen und die Einstellung definierter Gefügestrukturen über der Blechdicke [26]. Weiterhin können durch die TM-Behandlung auch bei Maschinenbaustählen die Erzeugungswege verkürzt, Energie eingespart und die Werkstoffeigenschaften verbessert werden [27].

TM-gewalzte Bleche weisen eine gute Oberflächenbeschaffenheit auf, weil bei Endwalztemperaturen $\leq$750°C nahezu keine Sekundärzunderbildung erfolgt [14]. TM-gewalzte Stähle dürfen nicht normalgeglüht werden, da durch diese Glühung die Ausscheidungshärtung und die hohe Versetzungsdichte weitgehend aufgehoben werden. Dies hat eine Verringerung der Streckgrenze und der Zugfestigkeit zur Folge. Ein Spannungsarmglühen bis zu Temperaturen von rd. 600°C ist zulässig, da hierbei noch keine Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften auftritt [14].

TM-gewalzte Stähle eignen sich nicht für das Warmumformen, da bei diesem Material mit einer irreversiblen Veränderung der mechanischen Eigenschaften durch die Warmumformung zu rechnen ist. Aus diesem Sachverhalt resultieren beispielsweise im Apparatebau Einschränkungen für die Verwendbarkeit von thermomechanisch gewalztem Grobblech [19].

Beim Flammrichten nutzt der Anwender den durch ungleichmäßige Erwärmung erzeugten Eigenspannungszustand zum Richten von Bauteilen. Für eine ausreichende Richtwirkung ist es nötig, den Werkstoff lokal auf mehr als 600°C zu erwärmen. TM-gewalzte Stähle erfahren durch ein Flammrichten mit Spitzentemperaturen bis 700°C noch keine Veränderungen der mechanischen Eigenschaften. Es ist grund-

sätzlich erforderlich, die Höhe der Spitzentemperatur beim Flammrichten sorgfältig zu überwachen [19, 28].

Warmbänder aus TM-gewalzten mikrolegierten Feinkornbaustählen werden erfolgreich mit hohen Festigkeitswerten eingesetzt. Eine Anhebung der Streckgrenzen- und Festigkeitswerte bis in die Bereiche von Vergütungsstählen konnte bei den warmgewalzten, mikrolegierten Feinkornbaustählen erreicht werden. Es gelang auch am Kaltband hohe Festigkeitswerte mit deutlich höheren Dehnungswerten zu kombinieren. Voraussetzung ist, daß beim Kaltwalzen noch ausreichend viel Niob in Zwangslösung ist, so daß sich beim nachfolgenden Glühen Rekristallisation bzw. Entfestigung mit Ausscheidungshärtung etwa ausgleichen können [29].

Seit mehr als 2 Jahrzehnten werden für die Herstellung von Großrohrleitungen TM-gewalzte Stähle eingesetzt. Die maximal eingesetzte Blechdicke von 40 mm stellt heutzutage keine Grenze mehr für den TM-Walzprozeß dar. So werden in der Bundesrepublik Deutschland inzwischen Bleche mit Mindeststreckgrenzen von ≥355 MPa in Dicken bis zu 100 mm und Blechbreiten bis 4600 mm erfolgreich thermomechanisch gewalzt. Die Anwendung deutscher und japanischer TM-Stähle für dickwandige Offshore-Konstruktionen belegt, daß diese Stähle den höchsten Qualitätsanforderungen gerecht werden [30].

2.1.2 Schweißeignung thermomechanisch gewalzter Feinkornbaustähle

Ein entscheidendes Merkmal für die Werkstoffauswahl bei Konstruktionen ist die Schweißeignung. Ein Werkstoff ist schweißgeeignet, wenn er die durch Schweißen verursachten Temperatureinwirkungen und damit verbundene Gefüge- sowie Eigenschaftsänderungen aufnehmen kann, ohne unzulässige Beeinträchtigungen seiner Verwendbarkeit zu erfahren. Die Werkstoffeigenschaft "Schweißeignung" wird damit wesentlich durch die chemische Zusammensetzung der Werkstoffe sowie deren metallurgische und physikalische Eigenschaften bestimmt [31]. Die Entwicklung schweißgeeigneter Baustähle hat dazu geführt, daß der Einsatz hochfester Grobbleche in anspruchsvollen Schweißkonstruktionen immer stärker ausgeweitet werden konnte. Von den verwendeten Stählen werden dabei bestimmte Festigkeitswerte und ausreichende Zähigkeit in Abhängigkeit von den erwarteten Beanspruchungen verlangt [32].

Eine der wesentlichen Anforderungen an Stähle für Großrohre ist die Schweißbar-

keit. Bei der Herstellung von längs- und spiralnaht geschweißten Rohren kommt zumeist das Unterpulver-Mehrdrahtschweißen in Lage-Gegenlagetechnik zur Anwendung [33], beim Verlegen der Rohre im Feld werden neben dem Handschweißen heute auch häufig automatische Schutzgasschweißverfahren eingesetzt [13].
Dieses Beispiel zeigt, daß ein- und derselbe Stahl während der schweißtechnischen Verarbeitung sowohl sehr hohe als auch sehr niedrige Streckenenergien erfährt und in beiden Fällen die Wärmeeinflußzone nach dem Schweißen gute Eigenschaften aufweisen muß.

2.1.2.1 Schweißen mit niedrigen Streckenenergien

Beim Schweißen mit niedrigen Streckenenergien und den damit verbundenen hohen Abkühlgeschwindigkeiten (20-90°C/s nach [13]), besteht insbesondere bei dickwandigen Konstruktionen das Risiko einer unzulässigen Aufhärtung der Wärmeeinflußzone. Die Härtbarkeit der WEZ korrespondiert stark mit der chemischen Zusammensetzung des Stahls [34]. Vor allem bei steigendem Kohlenstoffgehalt nimmt die Maximalhärte der WEZ zu. Abhilfe wird hier üblicherweise durch Vorwärmen und die Anwendung hoher Streckenenergien geschaffen [19]. Im Zusammenhang mit der Härtbarkeit der WEZ steht ebenfalls das Problem der Kaltrißbildung Die verbreitetste Kenngröße zur Abschätzung der Kaltrißgefahr stellt das Kohlenstoffäquivalent CE dar [35]. Es wird berechnet nach:

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$$

wobei alle Legierungsgehalte in Prozent angegeben werden.
Diesem Kohlenstoffäquivalent liegt die Überlegung zugrunde, daß Elemente, die zur Aufhärtung beitragen, auch die Kaltrißneigung fördern [1]. Für Stähle mit einem Kohlenstoffäquivalent zwischen 0,4 und 0,45 war diese Annahme zutreffend. Untersuchungen an Stählen mit abgesenktem C-Gehalt, erhöhtem Mn und Mo-Zusatz haben dagegen gezeigt, daß diese Stähle nicht richtig eingeordnet werden [36, 37]. Insbesondere wurde festgestellt, daß die Annahme eines für die Kaltrißbildung kritischen, vom C-Äquivalent unabhängigen Härteniveaus, für die modernen Stähle nicht korrekt ist. Statt dessen wird beobachtet, daß die kritischen Härtewerte für die Kaltrißbildung nicht vom C-Äquivalent unabhängig sind. Bei kleinen C-Äquivalenten werden andere Effekte, wie der Reinheitsgrad der Stähle oder die Austenitkorngröße stärker wirksam, da sie das Umwandlungsverhalten beeinflussen [31].

Die Einführung der thermomechanischen Behandlung hat zu einer starken Veränderung der Stahlzusammensetzung geführt. Die TM-gewalzten Stähle verfügen über einen hohen Reinheitsgrad, geringe Gehalte an Kohlenstoff, Schwefel und Phosphor, eine gezielte Mikrolegierung mit Elementen wie Nb und Ti, Desoxidationselemente wie Al sowie niedrige Stickstoffgehalte. Durch diese metallurgischen Maßnahmen, verbunden mit den o.g. Effekten des TM-Walzens, sind sie den konventionellen Stählen überlegen. So ist wegen des geringeren Kohlenstoffgehaltes die Martensithärte des Stahls und somit der WEZ geringer [8, 19, 26], Bild 3. Vergleichende Untersuchungen an Tekken- Proben zeigen, daß ein St 52-3 unter gegebenen Bedingungen eine Vorwärmung auf 150°C erfordert, während bei einem StE 355 TM auch die Wurzellage ohne Vorwärmung geschweißt werden kann [26], Bild 3.
Selbstverständlich müssen, um diese Vorteile voll auszuschöpfen, Schweißzusatzwerkstoffe verwendet werden, die niedrige Wasserstoffgehalte des Schweißgutes gewährleisten. Werden diese Bedingungen eingehalten, so ist eine erhebliche Reduzierung der Vorwärmtemperatur möglich, vielfach kann auf eine Vorwärmung ganz verzichtet werden [19, 38]. Dies hat einen entscheidenden Einfluß auf Fertigungskosten und -zeit.

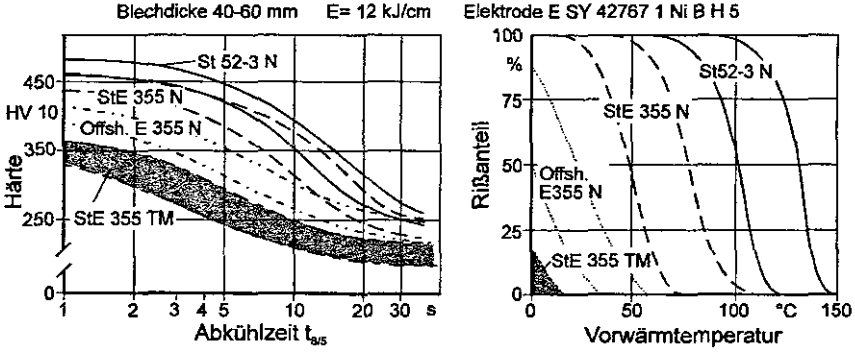


Bild 3: Einfluß des C-Gehaltes bzw. C-Äquivalentes auf die Schweißeignung von Baustählen mit einer Streckgrenze von 355 MPa nach [26]

2.1.2.2 Schweißen mit hohen Streckenenergien

Werden Feinkornbaustähle mit hohen Streckenenergien geschweißt, so ist beim konventionell erzeugten Stahl ein drastischer Zähigkeitsverlust in der Wärmeeinflußzone zu beobachten. Die Ursache liegt in dem starken Wachstum der Austenitkörner

im hocherhitzten Bereich der WEZ, gefolgt von einer langsamen Abkühlung während der Umwandlung. Die übliche Maßnahme zur Vermeidung von Zähigkeitsverlusten in der WEZ besteht in einer Begrenzung des Wärmeeinbringens, bzw. der Streckenenergie. So werden in den DVS-Merkblättern zum Schweißen von Feinkornbaustählen maximale Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von 30 s angegeben, um Zähigkeitsverluste zu vermeiden [39, 40]. Bei der Fertigung von Großrohren werden üblicherweise die Längsnähte mit dem UP-Mehrdrahtverfahren in Lage-Gegenlagetechnik erstellt. Die dafür benötigte Streckenenergie kann überschlagsweise aus *E (in kJ/cm) = 2 x Blechdicke (in mm)* errechnet werden. Daraus ergibt sich für alle verwendeten Blechdicken eine charakteristische Abkühlzeit von $t_{8/5}$ = 50 s [41].

Der langjährige Einsatz solcher Rohre ohne das Auftreten größerer Schadensfälle zeigt, daß bei Einhaltung entsprechender Randbedingungen höhere Streckenenergien anwendbar sind. Möglich wurde diese Entwicklung durch die Begrenzung des Austenitkornwachstums in der WEZ durch hochtemperaturbeständige Ausscheidungen, insbesondere von Titannitrid (TiN), während des Schweißwärmezyklus [32]. Weiterhin bewirken die TiN-Partikel eine Beschleunigung der Austenitumwandlung, indem sie als Keime für die Umwandlung dienen. Beide Effekte begünstigen ein feineres Gefüge in der WEZ. Der Zusammenhang zwischen Zähigkeit und Abkühlzeit ist in Bild 4 wiedergegeben.

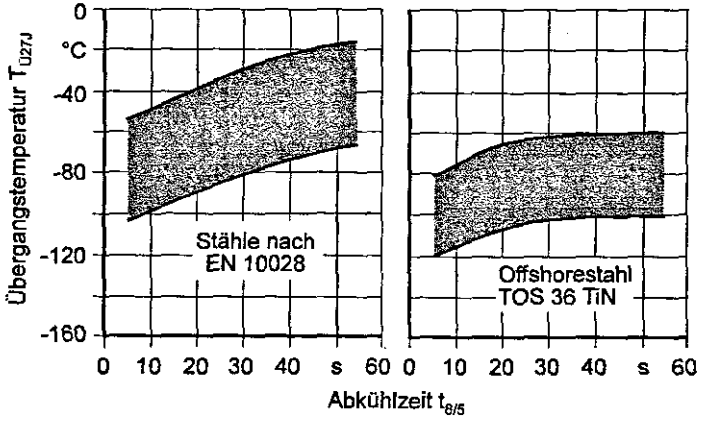


Bild 4: Einfluß der Abkühlzeit auf die Zähigkeitswerte der WEZ von Mehrlagenschweißverbindungen für unterschiedlich legierte, normalgeglühte Stähle nach [1]

Deutlich zu erkennen ist, daß mit steigender Abkühlzeit die Übergangstemperatur der Stähle ansteigt. Der TiN-behandelte Stahl (rechtes Teilbild) zeigt jedoch im Bereich der hohen Abkühlzeiten als Folge der Kornwachstumsbehinderung eine um bis zu 50°C abgesenkte Übergangstemperatur [1, 8].

Wie diverse Untersuchungen zeigen, reagieren TM-Stähle in der WEZ auf die thermische Beanspruchung beim Schweißen in gleicher Weise wie konventionelle Baustähle [19]. Das bedeutet, daß auch die TM-Stähle in der WEZ nicht das Zähigkeitsniveau des unbeeinflußten Grundwerkstoffes erreichen. In der beim Schweißen mit hohen Streckenenergien unvermeidbaren Grobkornzone kommt es zu Zähigkeitseinbußen, die wegen der oben beschriebenen Effekte der Mikrolegierung aber auf akzeptablem Niveau bleiben. Bild 5 zeigt die Übergangstemperaturen der WEZ von TM-Stählen verschiedener Festigkeitsklassen in Abhängigkeit von der Streckenenergie. Mit steigender Streckenenergie ist ein Anstieg der Übergangstemperaturen zu erkennen, alle Werte liegen aber über den Anforderungen, die in den Regelwerken an die entsprechenden Werkstoffe gestellt werden.

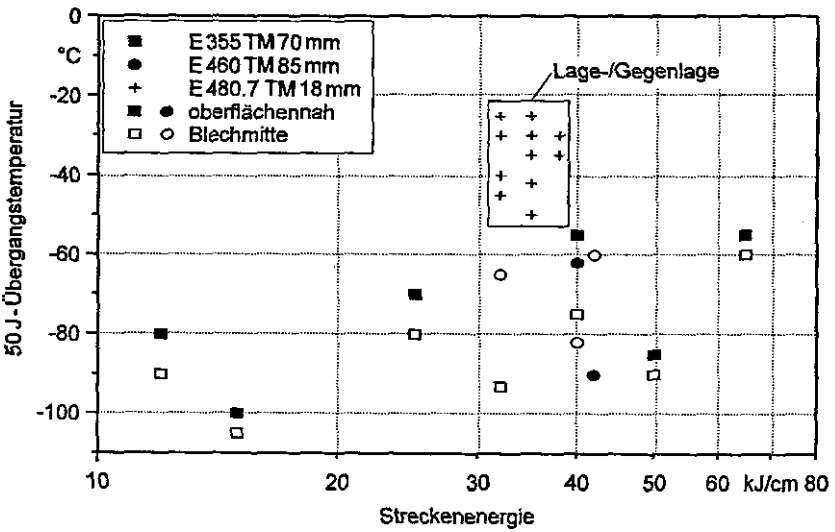


Bild 5: 50 J-Übergangstemperaturen der WEZ verschiedener TM-Stähle in Abhängigkeit von der Streckenenergie nach [30]

In der Forschung wurde der Qualifizierung der Zähigkeit von Schweißverbindungen, die mit hohem Energieeinbringen erstellt wurden, erhöhte Aufmerksamkeit geschenkt [31, 42]. Im Rahmen dieser Arbeiten konnte der positive Einfluß der TiN-

Behandlung des Stahls bestätigt werden. Schmelzliniengekerbte Proben TM-gewalzter Stähle mit Streckgrenzen von 460 bzw. 500 MPa zeigen mit der Erhöhung der Streckenenergie eine Erhöhung der Übergangstemperatur, sowohl im Kerbschlagbiegeversuch als auch im Bruchmechanikversuch.

Bei der Härteprüfung wurden neben diesen versprödeten Bereichen, vor allem für hohe Streckenenergien von 40 kJ/cm, sogenannte Erweichungszonen in der WEZ beobachtet. In diesen Bereichen liegt die Härte der WEZ in einem Abstand von 3-4 mm von der Schmelzlinie um etwa 20 HV 5 unter der Härte des Grundwerkstoffes. *Festigkeitsuntersuchungen dieser Bereiche anhand von Mikro-Flachzugproben* konnten diesen Effekt nur bedingt widerspiegeln. Die Ursache liegt in der geringen Ausdehnung der entsprechenden Bereiche, so daß selbst mit Mikro-Flachzugproben die Erweichungszonen kaum zu erfassen sind [42].

Querzugproben der Schweißnaht haben gezeigt, daß erstmaliges Fließen, Beginn der Brucheinschnürung und endgültiger Bruch in den Erweichungszonen auftraten. Das Fließen trat bei ca. 15-25 MPa unterhalb der Streckgrenze des Grundwerkstoffes auf. Dieser Effekt konnte bei der Durchführung von *bauteilähnlichen Großzug*versuchen bestätigt werden [42].

2.2 Unterpulver-Mehrdrahtschweißen

Das Unterpulverschweißen (UP-Schweißen) ist das am weitesten verbreitete Hochleistungsschweißverfahren. Die wesentlichen Vorteile sind eine hohe Abschmelzleistung, *hervorragende mechanische Eigenschaften der Schweißverbindung*, glatte Nahtoberflächen, hohe Reinheitsgrade des Schweißgutes und sehr gute Reproduzierbarkeit.

Das UP-Verfahren ermöglicht die schweißtechnische Verarbeitung aller schweißgeeigneten Stahlqualitäten sowie zum Teil auch Nickelbasislegierungen und Nichteisenmetalle.

Bedingt durch die hohen Abschmelzleistungen und die damit verbundenen großen Lichtbogenleistungen wird das Verfahren bevorzugt zum Fügen von Blechdicken >10 mm eingesetzt. In Abhängigkeit vom Anwendungsfall wird das UP-Schweißen in *Einlagentechnik auf Badsicherungen*, in Lage-Gegenlagetechnik oder Mehrlagentechnik eingesetzt. Die Vielzahl der Abstimmungsmöglichkeiten hinsichtlich Draht-Pulver-Kombination, Drahtdurchmesser, Schweißstromstärke und -spannung ermöglichen eine ideale Anpassung des Verfahrens an die gestellte Schweißaufgabe. Da-

her findet das UP-Verfahren im Behälterbau, der Rohrfertigung, im Schiffbau und in der Offshore-Industrie verbreitet Anwendung [43].

Das Unterpulverschweißen ist ein mechanisiertes Lichtbogenschweißverfahren. Das Verfahrensprinzip ist in Bild 6 am Beispiel des UP-Zweidrahtschweißens dargestellt. Die zwischen den Drahtelektroden und dem Werkstück brennenden Lichtbögen werden durch ein lose aufgeschüttetes, körniges Pulver abgedeckt, das beim Schweißprozeß zu Schlacke umgeschmolzen wird, die die Naht gleichmäßig bedeckt. Der Werkstoffübergang erfolgt innerhalb einer gasgefüllten Kaverne, die von flüssiger Schlacke umgeben ist. Das Schweißbad ist so von der umgebenden Atmosphäre abgeschirmt, Emissionen von Rauch, Lärm oder Strahlung werden sicher verhindert. Der bei vielen Lichtbogenschweißverfahren notwendige, besondere Schutz des Bedienungspersonals kann daher beim UP-Schweißen entfallen. Die Schlacke deckt das erstarrende Schweißgut ab und ermöglicht so eine langsame Abkühlung des Schweißguts. Darüber hinaus führt die Schlackenabdeckung zu einer glatten Nahtoberfläche.

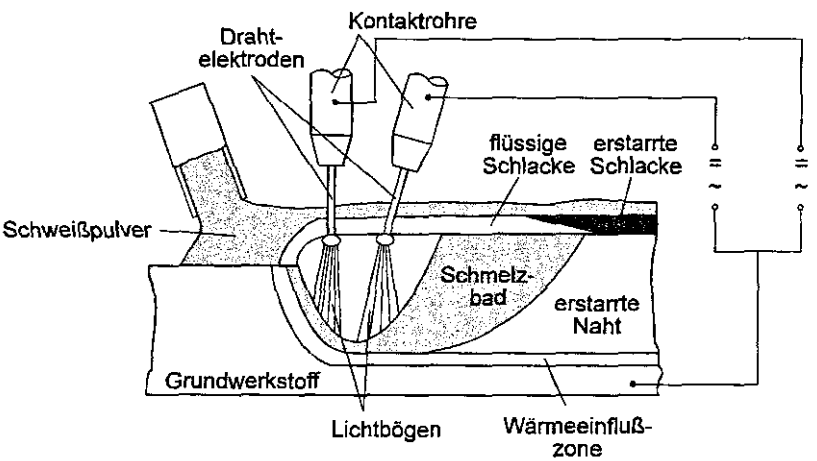


Bild 6: Schematische Darstellung des UP-Tandemschweißens nach [44]

Einschränkungen erfährt das Verfahren hinsichtlich der möglichen Schweißpositionen. Da beim UP-Verfahren mit relativ großen Schmelzbädern gearbeitet wird, können Schweißungen nur in Wannenlage, Horizontal- oder Querposition durchgeführt werden. Erfolgreiche Versuche zum UP-Senkrechtschweißen wurden durchgeführt [45], aufgrund verfahrenstechnischer Probleme hat diese Technik aber bislang keinen Eingang in die industrielle Praxis gefunden.

Das UP-Verfahren zeigt eine hervorragende Prozeßstabilität durch die Abdeckung der Schweißstelle mit Pulver und die darunter ausgebildete, schlackenumhüllte Kaverne, in der gute Ionisierungsbedingungen vorherrschen. Aus diesem Grund sind für dieses Verfahren eine Reihe von Varianten zur Leistungssteigerung entwickelt worden. Das UP-Verfahren wird industriell mit Draht- und Bandelektrode durchgeführt, als Stromquellen werden Gleich- und Wechselstromquellen mit flach- und steilfallender Kennlinie eingesetzt.
Als effektivste und industriell am besten zu handhabende Variante der Leistungssteigerung des UP-Verfahrens hat sich das UP-Mehrdrahtverfahren durchgesetzt.
Der einfachste Fall, das UP-Tandemschweißen, ist in Bild 6 schematisch dargestellt. Wesentliches Merkmal dieser Verfahrensvariante ist, daß jede Drahtelektrode mit eigener Vorschubeinrichtung, Regelung und Stromquelle ausgestattet ist und so die Schweißparameter der einzelnen Drahtelektroden in weiten Grenzen unabhängig voneinander eingestellt werden können.
Zum Schweißen der Längsnähte in der Großrohrfertigung werden bevorzugt die Verfahrensvarianten mit 3 und 4 Drähten bei Schweißgeschwindigkeiten bis zu 2 m/min in Lage-Gegenlagetechnik eingesetzt [46]. In jüngerer Zeit wird bei dieser Fertigung auch mit 5 oder 6 Drähten geschweißt, wobei Abschmelzleistungen bis zu 80 kg/h erreichbar sind [47]. Die Streckenenergie kann gegenüber der Dreidrahtvariante durch die Steigerung der Schweißgeschwindigkeit abgesenkt werden [48]. Durch die Verwendung elektronischer Regelungen sind die mit dieser Verfahrenstechnik verbundenen regelungstechnischen Probleme heutzutage als gelöst zu betrachten [47].

2.2.1 Zusatzwerkstoffe

Die größte Verbreitung hat das UP-Schweißen mit Drahtelektroden als Zusatzwerkstoff gefunden. Die Elektroden werden als Massiv- oder Fülldrähte in den unterschiedlichsten Legierungszusammensetzungen verwendet. Der übliche Drahtdurchmesser liegt zwischen 1,6 und 5 mm. Die gängigsten Massivdrähte sind in DIN EN 756 genormt worden, Fülldrahtelektroden in DIN EN 758 [49, 50].
Die Schweißpulver haben die Aufgabe, die Schweißstelle vor dem schädlichen Einfluß der Atmosphäre zu schützen. Zu diesem Zweck muß das Pulver eine viskose Schlacke bilden, die sich unter der Wirkung des Lichtbogens zu einem gasgefüllten Hohlraum (Schweißkaverne) aufblähen läßt, in dem der Lichtbogen brennt. Das

Pulver soll lichtbogenstabilisierende Bestandteile enthalten, die die Leitfähigkeit der Lichtbogenstrecke verbessern. Die Viskosität der Schlacke darf nicht zu hoch sein, damit eine Entgasung des Schmelzbades sichergestellt ist.

Das Schweißpulver hat neben dem Schutz der Schweißstelle auch metallurgische Aufgaben. Durch Zu- und Abbrand von Legierungselementen während der Schweißung, kann über das Pulver Einfluß auf die Legierung des Schweißgutes genommen werden [51].

Ein wesentliches Charakterisierungsmerkmal für Schweißpulver zum Schweißen von Feinkornbaustählen ist der Basizitätsgrad nach Boniszewski. Der Basizitätsgrad

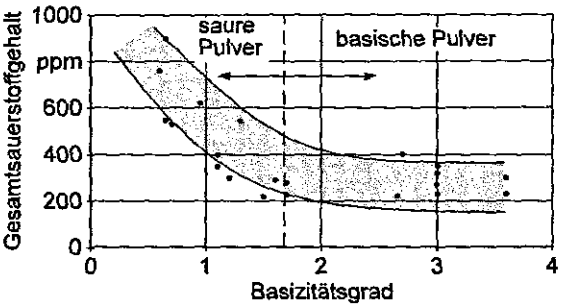


Bild 7: Gesamtsauerstoffgehalt des Schweißgutes in Abhängigkeit von der Basizität nach [33]

bestimmt insbesondere den Gesamtsauerstoffgehalt des Schweißgutes, Bild 7. Mit dem Aufkommen der Feinkornbaustähle kam der Zähigkeit der Schweißverbindung eine zunehmend größere Bedeutung zu. Wegen dieser Anforderungen wurde zunächst das Wärmeeinbringen und damit auch die Abschmelzleistung drastisch beschränkt. Die Anwender begnügten sich beim UP-Schweißen mit Abschmelzleistungen von ca. 12 kg/h, bei besonderen Zähigkeitsanforderungen sogar nur mit 7-8 kg/h, wobei durch gezielten Nahtaufbau die Umkörnungseffekte beim Mehrlagenschweißen genutzt wurden [52].

Mit der Einführung der ersten fluoridbasischen Schweißpulver gelang es, für die Standard-Schweißdaten der UP-Schweißung (Drahtdurchmesser 4 mm, 550-600 A, 30-32 V, 55-60 cm/min) Kerbschlagarbeitswerte zu erzielen, die denen der basischen Elektroden bis zu -60°C nicht nachstanden. Ähnlich gute Kerbschlagarbeitswerte beim Lage-Gegenlageschweißen konnten durch die Anwendung mikrolegierter

Zusatzwerkstoffe erzielt werden, deren Zähigkeitswerte erstmals vom Nahtaufbau weitgehend unabhängig waren [53].
Diese Zusatzwerkstoffe verhalfen in der Großrohrfertigung dem Schweißen in Lage-Gegenlage- und Mehrdrahttechnik zum Durchbruch. Da bei dieser Anwendung die schweißtechnischen Bedingungen besonders kritisch sind, hat die erfolgreiche Einführung der Mikrolegierungstechnik hier Maßstäbe für viele andere Bereiche der Schweißtechnik gesetzt. Daher sollen im Folgenden die wesentlichen Wirkungsmechanismen am Beispiel der Lage-Gegenlageschweißung näher beschrieben werden. Für das Schweißen in Viellagentechnik gelten im wesentlichen die gleichen Regeln, nur daß die Ziele bedeutend leichter zu erreichen sind [41].

2.2.1.1 Konventionelle Zusatzwerkstoffe

Beim Schweißen von Blechdicken zwischen 10 und 40 mm wird das beidseitige Schweißen in 2 Lagen, das sogenannte Lage-Gegenlageschweißen heute verbreitet angewendet. Bei dieser Vorgehensweise sind die Schweißnähte durch große Anteile an Primärgefüge und nur kleinen umgekörnten Zonen gekennzeichnet. Darüber hinaus führt das Lage-Gegenlageschweißen zu großen Aufmischungsgraden, das Schweißgut besteht bis zu 65% aus aufgemischtem Grundwerkstoff [48, 54].
Zum Erzielen guter Zähigkeitseigenschaften im Schweißgut ist die Einstellung eines geeigneten Gefüges von ausschlaggebender Bedeutung. Hier hat sich gezeigt, daß ein feinkörniges, nadelferritisches Gefüge zu optimalen Eigenschaften führt. Diese Feinkörnigkeit, sowie die Ausbildung von proeutektoidem Ferrit, der die Zähigkeit verschlechtert, wird entscheidend von der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes bestimmt. Eine tragende Rolle kommt dabei dem Sauerstoffgehalt zu. Der Sauerstoff liegt im Schweißgut in Form von feindispers verteilten Ausscheidungen vor. Diese Oxide wirken bei der Umwandlung als heterogene Keimbildner und fördern so die Bildung von Nadelferrit [33, 53]. Als optimal hat sich ein Sauerstoffgehalt von 200 bis 300 ppm erwiesen. Höhere Sauerstoffgehalte können aufgrund der oxidischen Verunreinigung zu einer Verschlechterung der Zähigkeitswerte führen. Unterhalb von 200 ppm kommt es zur Bildung eines entarteten Gefüges, statt Nadelferrit entsteht ein lattenbainitisches Gefüge mit ähnlicher Struktur wie die der Grobkornzone der WEZ [41].
Beim UP-Schweißen wird im Allgemeinen davon ausgegangen, daß die Verwendung hochbasischer Pulver hohe Zähigkeitswerte ermöglicht. Hohe Aufmischungsgrade,

wie beim Großrohrschweißen, können wegen der geringen Sauerstoffgehalte des Grundwerkstoffes zu kritischen Sauerstoffgehalten des Schweißgutes unterhalb 200 ppm führen. Durch die Verwendung mittelbasischer Pulver können beim Mehrdrahtschweißen gute Zähigkeitswerte reproduzierbar erreicht werden [41, 48, 55].
Das allgemeine Legierungskonzept von Unterpulverschweißgut (Kohlenstoff, Silizium, Mangan, Chrom, Molybdän, Nickel) spielt im Sinne der Optimierung der Grundzusammensetzung eines jeden Schweißgutes neben dem Sauerstoff eine wichtige Rolle [56, 57]. Da das Schweißgut eine bestimmte Festigkeit besitzen soll, muß es zumindest Kohlenstoff, Silizium und Mangan enthalten. Der Kohlenstoffgehalt sollte aber grundsätzlich 0,10% nicht wesentlich übersteigen, da sonst unter anderem die Heißrißgefahr zunimmt [54].
Bei den langsamen Abkühlbedingungen, wie sie beim Lage-Gegenlageschweißen vorherrschen, ist es trotz optimaler Sauerstoffgehalte nicht möglich, die Ausbildung von proeutektoidem Ferrit zu verhindern. Dieser Ferrit wird gegenüber dem Nadelferrit bei relativ hohen Temperaturen grobkörnig auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen gebildet. Diese grobe Struktur führt zu schlechten Zähigkeitswerten und kann durch Anreicherung des Schweißgutes mit Mangan und Molybdän weitgehend unterdrückt werden. Allerdings sind hier der Schweißgutlegierung Grenzen gesetzt, da bei zu hohen Anteilen dieser Legierungselemente Martensit gebildet wird, der die Zähigkeit negativ beeinträchtigt. Eine vollständige Unterdrückung des proeutektoiden Ferrits ist auf diesem Weg nicht möglich.
Die Legierung des Schweißgutes mit Mangan und Molybdän wird heutzutage vielfach angewendet und stellt für die meisten Anwendungsfälle eine hinreichende Lösung dar.

2.2.1.2 Mikrolegierte Zusatzwerkstoffe

Um bei der Großrohrfertigung die Ausbildung von grobem Korngrenzenferrit zu unterbinden, hat sich die Legierung mit Bor als wirksamste Methode erwiesen. Allerdings ergibt sich hier ein äußerst komplexes Zusammenwirken der einzelnen Legierungselemente. Der Wahl der richtigen Draht-Pulver-Kombination kommt eine entscheidende Bedeutung zu. So gilt heute als gesichert, daß Bor seine Wirkung nur bei der Verwendung basischer Pulver entfalten kann. Niedrige Sauerstoffgehalte sind die Voraussetzung, daß Bor von der Drahtelektrode in das Schmelzbad übergehen kann. Die Wirkung des Elementes Bor wird wie folgt erklärt:

Das aktive Bor diffundiert während der Erstarrung an die Austenitkorngrenzen. Hier unterdrückt es bei der Umwandlung das Entstehen von proeutektoidem Ferrit. Bei ausgewogener Legierungszusammensetzung wandelt der Austenit bei tiefen Temperaturen in nadelförmigen (acikularen) Ferrit um, dessen positive Auswirkungen bereits oben beschrieben wurden [53, 55].

Damit das Bor zur Wirkung kommen kann, müssen die Desoxidationsbedingungen genau abgestimmt sein, wobei dem Element Titan eine entscheidende Rolle zukommt. Nur bei abgestimmtem Ti/B-Verhältnis kann eine optimale Gefügeausbildung erreicht werden. Titan verhindert, daß das Bor durch den im Schweißgut vorhandenen Stickstoff zu unwirksamem Bornitrid abgebunden wird.

Im borfreien Schweißgut bewirkt Stickstoff vor allem durch die Bildung martensitischer Mikrophasen eine Steigerung der Festigkeit der Matrix und eine damit einhergehende Verschlechterung der Zähigkeit.

Im borlegierten Schweißgut bewirkt der Stickstoff ein Abbinden des Bors. Neben der Unterdrückung des oben beschriebenen Mechanismus wird durch die Bornitridpartikel die γ-α-Umwandlungstemperatur angehoben und zusammen mit einer Verfeinerung des Austenits die Bildung von grobem Korngrenzenferrit begünstigt [58].

Abhängig von den Schweißbedingungen können Titangehalte der Drahtelektroden von 0,01 bis 0,05 % (evtl. nur bis 0,03 %) und Boranteile von 0,001 bis 0,004 % optimale Zähigkeitswerte im Schweißgut bewirken, vorausgesetzt, daß auch die anderen Legierungselemente in ihren optimalen Grenzen liegen [53]:

Mo	0,15-0.35 %
Nb	< 0,025 %
V	< 0,065 %
Al	< 0,020 %.

In Abhängigkeit von der Legierung des Grundwerkstoffes und der angewendeten Schweißtechnologie kann eine für alle Anwendungen optimale Draht-Pulver-Kombination nicht angeboten werden. Im Einzelfall ist es immer zweckmäßig, durch Vorversuche die bestgeeignete Draht-Pulverkombination zu ermitteln [59, 60]. Die erzielbaren Zähigkeitssteigerungen durch die optimale Ausnutzung der einzelnen Legierungskonzepte sind in Bild 8 zusammengefaßt. Diesem Bild ist zu entnehmen, daß hohe Zähigkeitswerte beim Schweißen in Lage-Gegenlagetechnik bis hinunter zu -60°C in großtechnischer Anwendung realisiert werden können. Neben der Weiterentwicklung der Stahlwerkstechnik hat dazu auch eine konsequente Entwicklung

TECHNISCHE HOCHSCHULE AACHEN

der Schweißpulver beigetragen. Heute sind Schweißpulver erhältlich, die speziell für den Anwendungsfall Großrohrfertigung ein Verhalten zeigen, bei dem eine Stickstoffaufnahme aus dem Schweißprozeß unterbunden wird [41].

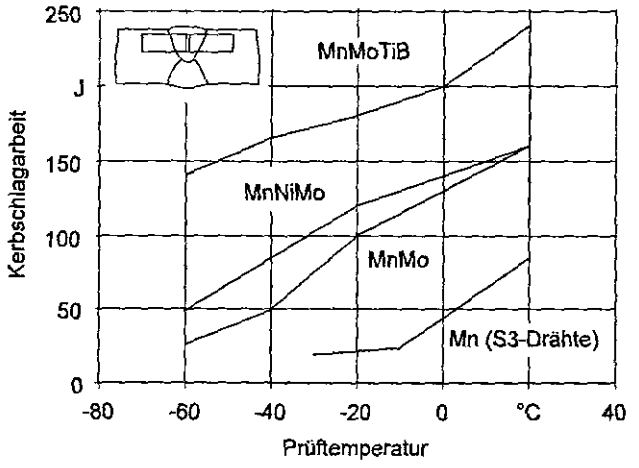


Bild 8: Zähigkeit des Schweißgutes von Großrohrlängsnähten in Abhängigkeit vom Legierungskonzept nach [41]

2.3 Metallschutzgasschweißen mit hohen Drahtfördergeschwindigkeiten

2.3.1 Metall-Schutzgasschweißen

Das Metall-Schutzgasschweißen (MSG) ist ein Lichtbogenschweißverfahren mit abschmelzender Drahtelektrode, bei dem das Schutzgas die Schweißstelle vor dem Einfluß der Atmosphäre schützt. Den schematischen Aufbau einer MSG-Anlage zeigt Bild 9. Der Brenner ist durch das Schlauchpaket mit Drahtelektroden-Fördereinrichtung, der Schutzgasversorgung und der Kühlwasserumwälzung verbunden. Die notwendige elektrische Energie für den Lichtbogen liefert die Schweißstromquelle.

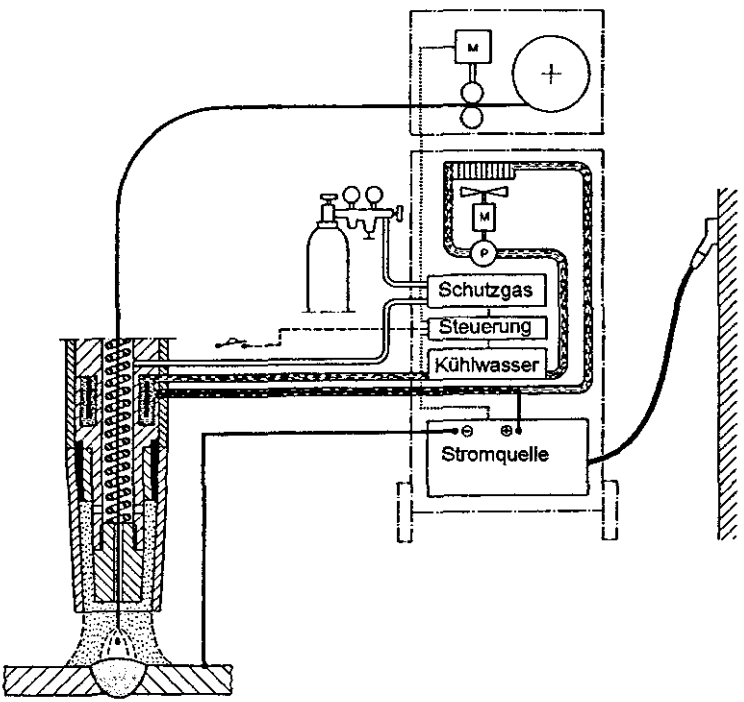


Bild 9: Schematischer Aufbau einer MSG-Anlage nach [61]

Beim Metall-Schutzgasschweißen ergeben sich in Abhängigkeit vom Schutzgas und den gewählten Schweißparametern unterschiedliche Lichtbogenbereiche, die sich durch die Art des Werkstoffüberganges unterscheiden, Bild 10. Bei geringen Draht-

vorschubgeschwindigkeiten (ca. 3,5 m/min) wird der Zusatzwerkstoff im Kurzschluß abgeschmolzen (Kurzlichtbogen, Stromstärke ca 130 A). Werden Schweißspannung und Drahtvorschubgeschwindigkeit gesteigert, folgt nach einem instabilen Übergangsbereich der spritzerfreie Sprühlichtbogen (vergl. Kapitel 2.3.2 Werkstoffübergang). In der konventionellen Verfahrenstechnik werden bei Drahtelektroden mit 1,6 mm Durchmesser und maximalen Drahtfördergeschwindigkeiten von ca. 12 m/min (Stromstärke 450 A) Abschmelzleistungen von etwa 10 kg/h erreicht. In jüngster Zeit wurde das Verfahren weiterentwickelt, so daß mit Elektroden von 1,2 mm Durchmesser und Drahtfördergeschwindigkeiten von bis zu 50 m/min (Stromstärke ca. 600 A) Abschmelzleistungen von 25 kg/h ereicht werden können. Der Werkstoff geht dabei in einem rotierenden Lichtbogen über, Bild 10 (vergl. Kapitel 2.3.2 Werkstoffübergang).

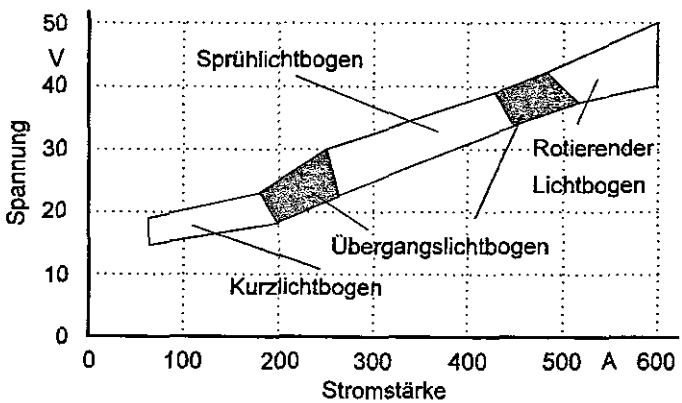


Bild 10: Lichtbogentyp in Abhängigkeit von den Schweißparametern; Schutzgas T.I.M.E, Drahtelektrode SG 2, 1,2 mm Durchmesser nach [62]

Der Bereich des Übergangslichtbogens zwischen Sprüh- und rotierendem Lichtbogen tritt bei Drahtfördergeschwindigkeiten zwischen 25 und 35 m/min auf und ist durch eine instabile Lichtbogenrotation mit vielen Prozeßstörungen gekennzeichnet. Für den Hochleistungsbereich ist eine besondere Anlagentechnik erforderlich, die erstmals in Europa von der österreichischen Firma Fronius unter dem Namen "T.I.M.E.-Prozeß" (Transfered Ionized Molten Energy) angeboten wurde. Die Abkürzung T.I.M.E. hat sich für diese Hochleistungsvariante wegen des verwendeten, patentierten Schutzgases gleichen Namens (vergl. Kapitel 2.3.3 Schutzgas) einge-

bürgert. Andere Bezeichnungen wie "Rapid Arc" oder "Rapid Melt" sind ebenfalls geläufig, meinen aber alle das MAGM-Hochleistungsschweißen.

2.3.2 Werkstoffübergang

Beim MSG-Schweißen wird die Drahtelektrode durch Widerstandserwärmung und Lichtbogenenergie aufgeschmolzen. Im Lichtbogen beeinflussen neben der Schwerkraft folgende Kräfte den Werkstoffübergang, Bild 11 :

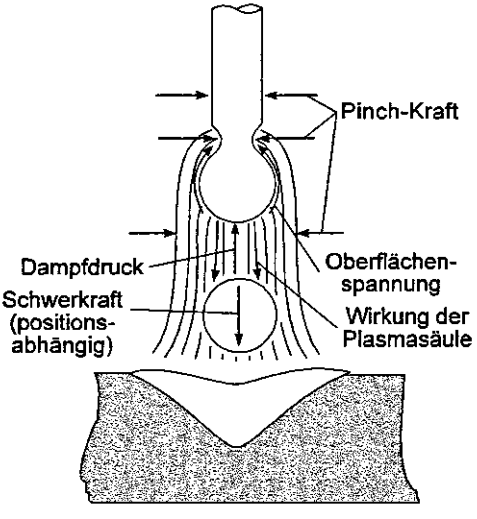


Bild 11: Kräfte bei der Tropfenablösung nach [61]

- Die Oberflächenspannung des flüssigen Zusatzwerkstoffes wirkt der Tropfenablösung entgegen. Sie hängt von der chemischen Zusammensetzung der Drahtelektrode, der Schweißstromdichte, der Temperatur und der Schutzgaszusammensetzung ab.
- Die Pinchkraft ergibt sich aus dem Magnetfeld, das die Elektrode als stromdurchflossenen Leiter umgibt. Sie ist radial zur Lichtbogenachse hin gerichtet und schnürt den flüssigen Werkstoff ein. Die Stromstärke, die Stromdichte und die Stromdichteverteilung beeinflussen die Größe und die Wirkung des Pincheffektes.
- Bei hohen Stromdichten verdampft an den Lichtbogenansatzpunkten das Metall. Die Abdampfkräfte wirken auf den Tropfenabgang in Abhängigkeit vom Ansatzpunkt des Lichtbogenbrennflecks an der Drahtelektrode.

- Die Kraft der Plasmaströmung steigt mit der Lichtbogenleistung und hängt außerdem von der Zusammensetzung des Schutzgases ab. Wird die Wirkung des Plasmastrahls größer, so steigt die Einbrandtiefe [61].

In Abhängigkeit von der Kräftebilanz in der Lichtbogenzone ergeben sich verschiedene Arten des Werkstoffübergangs, die vom International Institute of Welding klassifiziert wurden. Tabelle 2 zeigt die Klassifikation des Werkstoffübergangs nach einer Empfehlung der IIW-Kommission XII, in Bild 12 sind die wichtigsten Arten des Werkstoffüberganges schematisch dargestellt.

Art des Werkstoffübergangs		Beispiel	Bild 12
1	frei fliegender Tropfen		
1.1	Übergang von Werkstofftropfen		
1.1.1	Tropfenförmiger Übergang	MIG, Niedrige Stromdichte	a
1.1.2	Rückstoßübergang	MAG, CO_2, Hohe U/I-Werte	b
1.2	Sprüh-Übergang		
1.2.1	Projektil-Übergang	MIG, Al und Impulsschweißen	c
1.2.2	Strömungs-Übergang	MIG/MAG, großer Ströme	d
1.2.3	Rotierender Übergang	Plasma-MIG, MIG/MAG mit sehr hohen Strömen	e
1.3	Explosiver Übergang	E, MAG, hohe U-Werte	f
2	Übergang mit Brückenbildung		
2.2.1	Übergang unter Kurzschluß	MAG, niedrige U-Werte	g
2.2	Brückenbildung ohne Kurzschluß der Lichtbogenstrecke	kalter oder heißer Zusatzdraht	
3	Schlackegeschützter Übergang		
3.1	Flußmittel-Wand-Übergang	UP	h
3.2	Andere Arten	E, ES, Fülldraht	

Tabelle 2: Klassifikation des Werkstoffübergangs nach der Empfehlung der IIW-Kommision XII [63]

- Beim tropfenförmigen Übergang bewirkt die Schwerkraft das Herabfallen der Werkstofftropfen, diese weisen in der Mehrzahl einen größeren Durchmesser als die Elektrode auf. Der Plasmadruck und die Oberflächenspannung wirken der Ablösung entgegen, die Tropfenübergangsfrequenz ist gering. Beim MIG- und MAGM-Schweißen tritt im Übergangsbereich zwischen Kurz- und Sprühlichtbogen diese Form des Werkstoffübergangs auf, Bild 12 a [64].

- Ist die Lichtbogensäule stark kontrahiert, so tritt der Rückstoß-Übergang auf. Bei molekularen Schutzgasen mit hoher Dissoziationsenergie schnürt sich der Lichtbogen an der Ansatzstelle ein. Dort entsteht Metalldampf mit einem hell leuchtenden Kern, dessen Dichte gegenüber dem des Restplasmas groß ist. Dadurch wird ein konzentrierter Druck auf das Schmelzbad und den Tropfen ausgeübt. Der Einbrand steigt, der Tropfen wird hochgedrückt und seitlich aus dem Lichtbogenraum herausgeschleudert. Der Langlichtbogen beim MAGC-Schweißen ist ein Beispiel für den Rückstoß-Übergang, Bild 12 b [64].

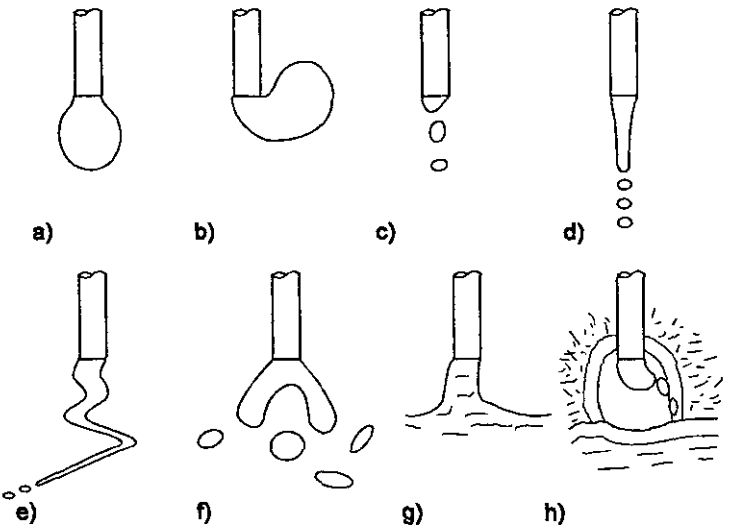


Bild 12: Klassifikation des Werkstoffüberganges nach [63]

- Der Projektil-Übergang erfolgt, bevor der Tropfen soweit angewachsen ist, daß ihn die Schwerkraft ablösen würde. Die Kraftbildung im Lichtbogen wird durch Impulsüberlagerung des Schweißstromes geändert. Dazu muß die Elektrode ausreichend vom Lichtbogen eingehüllt sein und deshalb darf das Schutzgas nur eine geringe Wärmeleitfähigkeit besitzen. Der Lichtbogenansatz läuft bei ansteigendem Strom an der Elektrode hoch. Der Draht wird axial mit Kaltgas angeströmt und radial von außen nach innen aufgeschmolzen. Die flüssige Säule wird eingeschnürt, die Schmelze strömt axial ab und bildet einen Tropfen, der sich durch die Oberflächenspannung stabilisiert und in Form einer gedämpften Schwingung abgelöst wird. Dieser Mechanismus wird als Unduloideneffekt bezeichnet. Durch die

werkstückseitige Plasmaströmung wird der Flug des Tropfens abgebremst. Der Einbrand ist gering, weil der erhöhte Lichtbogendruck nur während der Stromimpulse wirksam ist. Der Projektil-Übergang wird beim MIG- und MAGM-Impulslichtbogenschweißen angewendet, Bild 12 c [64].

- Bild 12 d zeigt den Strömungsübergang, der durch die Ausbildung einer konischen Elektrodenspitze und einer trapezförmig auseinanderlaufenden Plasmaströmung mit einem ausgeprägten Metalldampfkern gekennzeichnet ist. Hierbei wird die Stromstärke nicht wie beim Projektil-Übergang nur impulsweise erhöht, sondern liegt ständig auf hohem Niveau. Durch mehrere Unduloide wird die Flüssigkeitssäule eingeschnürt und es bildet sich eine Kette von kleinen Einzeltropfen. Infolge des hohen Metalldampf- und Plasmadrucks entsteht ein fingerförmiger Einbrand. Die Restsäule verursacht ein flaches Einbrandprofil. Diesem Werkstoffübergang entspricht der Sprühlichtbogen beim MIG- und MAGM-Schweißen [64].
- Bei weiterer Steigerung des Schweißstroms geht der Werkstoff in einer spiralenförmigen Flüssigkeitssäule, die um die Elektrodenachse rotiert, in das Schmelzbad über, Bild 12 e. Nach Schellhase [64] entsteht dieser Werkstoffübergang durch Anlegen eines starken longitudinalen magnetischen Längsfeldes oder eines benachbarten magnetischen Eigenfeldes eines zweiten Lichtbogens. Die Tropfenablösung erfolgt nach dem Strömungsübergang durch Unduloidenbildung und der Zusatzwerkstoff wird radial in die Schmelze geschleudert. Als Beispiel kann das Plasma-MIG-Schweißen angeführt werden [64].
- Bei langer Lichtbogeneinwirkung platzen einige Bereiche des Tropfens und ein Teil des Zusatzwerkstoffes lagert sich als Spritzer neben der Schweißnaht ab, Bild 12 f. Dieses tritt bei einigen umhüllten Stabelektroden auf [64].
- Ist die Lichtbogenlänge klein, der Schweißstrom niedrig oder besitzt der Werkstoff der Elektrode eine hohe Zähigkeit und Oberflächenspannung, dann bildet sich bei der Tropfenablösung eine Brücke zwischen der Elektrode und dem Schmelzbad. Es entsteht ein Kurzschluß; durch den hohen Kurzschlußstrom und die entprechend hohen Pinchkräfte wird der Tropfen abgeschnürt. Der dann auftretende Lichtbogen mit hoher Stromstärke schleudert Werkstoffteilchen in Form von Spritzern nach außen. Dieser Werkstoffübergang tritt zum Beispiel beim MAG-Kurzlichtbogenschweißen auf, Bild 12 g [64].
- Bild 12 h zeigt den Werkstoffübergang in einer Kaverne beim UP-Schweißen.

Lesnewich untersuchte 1958 die Abschmelzleistung und den Werkstoffübergang beim Schutzgasschweißen [65, 66]. Er beschrieb auch den rotierenden Lichtbogen, der nach Überschreiten einer bestimmten Schweißstromstärke auftritt. Der Zusatzwerkstoff wird durch die Widerstandserwärmung im freien Drahtende sehr weich und die Reaktionskräfte der Plasmaströmung verursachen die Bewegung. Die Schweißstromstärke, das freie Drahtende und der Drahtdurchmesser bestimmen in erster Linie die Grenze für den Übergang vom Sprühlichtbogen zum rotierenden Lichtbogen. Eine Erwärmung der Drahtelektrode erfolgt nur im freien Drahtende durch den Schweißstrom. Folglich muß für einen rotierenden Lichtbogen die Stromstärke und die Auszugslänge erhöht werden. Drahtelektroden mit großen Durchmessern sind mechanisch steifer und besitzen einen geringeren elektrischen Widerstand. Sie neigen weniger zum rotierenden Lichtbogen als dünnere Elektroden. Wird der Schweißstrom zu sehr gesteigert, dann erfolgt die Tropfenablösung infolge des hohen Plasmadrucks im rechten Winkel zur Elektrodenachse. Der Prozeß ist dann unbrauchbar.

Angewendet wird der rotierende Lichtbogen beim Plasma-MIG-Schweißen. Versuche mit dem Plasma-MIG-Verfahren ergaben einen kleinen, brauchbaren Arbeitsbereich mit wenigen Spritzern. Das Plasma-MIG-Verfahren schließt den rotierenden Lichtbogen in einer zusätzlichen Plasmasäule ein und verringert dadurch die Spritzerneigung [67, 68].

Seit der erstmaligen Beschreibung des rotierenden Lichtbogens wurde wiederholt das MSG-Schweißen mit hohen Stromdichten untersucht. Die Schwerpunkte der Untersuchungen von Ernenputsch, Hummitzsch und Becker lagen auf dem Schweißen mit Drahtdurchmessern zwischen 1,0 und 4,0 mm unter CO_2. Trotz der positiven Resultate fand diese Hochstromtechnik keinen Eingang in die industrielle Praxis. Ein rotierender Lichtbogen wurde bei diesen Arbeiten nicht beschrieben [69, 70].

Seit der Anmeldung eines Patentes für spezielle Schutzgaszusammensetzungen, die die Lichtbogenrotation stabilisieren, durch John Church im Jahr 1984 [71, 72] wird die Verwendung des rotierenden Lichtbogens beim MAGM-Schweißen in Hochstromtechnik wieder diskutiert (vergl. Kapitel 2.3.3).

2.3.3 Schutzgas

Beim MSG-Schweißen schützt das Schutzgas die Schweißstelle vor Einflüssen des Luftsauerstoffs und -stickstoffs. Andernfalls würde das Schweißgut infolge von Schlacke, Einschlüssen und Lösungsvorgängen verspröden und Poren aufweisen. Für das MAG-Schweißen kommen Mischgase zum Einsatz. In diesen Gasen werden die verschiedenen Eigenschaften der einzelnen Gaskomponenten kombiniert.
Es werden in der Mehrzahl Argon und Helium als inerte Komponenten und Kohlendioxid und Sauerstoff als aktive Anteile verwendet. Inerte Gase sind Edelgase, die aufgrund ihrer vollbesetzten Elektronenschalen unter normalen Bedingungen keine chemischen Reaktionen eingehen. Die aktiven Schutzgase gehen mit dem Zusatzwerkstoff und der Schmelze Verbindungen ein. Durch den zugemischten oder vom Kohlendioxid abgespaltenen Sauerstoff bilden sich in der Schmelze Verbindungen und es entsteht ein Abbrand von Legierungselementen. Um dieses zu verhindern, müssen dem Zusatzwerkstoff desoxidierende Elemente zugegeben werden. Silizium und Mangan binden den Sauerstoff zu MnO und SiO_2 und schwimmen dann als Schlacke auf.
Die einzelnen Gase besitzen folgende Eigenschaften:

- Argon (Ar) wird durch fraktionierte Destillation aus verflüssigter Luft gewonnen. Durch sein hohes Atomgewicht ist seine Dichte im Vergleich zur Luft groß. Somit bildet sich beim Schweißen ein stabiler Schutzgasmantel. Aufgrund der relativ geringen Ionisationsenergie läßt sich unter Argon ein Lichtbogen leicht zünden, der auch bei geringen Spannungen stabil brennt. Die geringe Wärmeleitfähigkeit bewirkt einen starken radialen Temperaturgradienten, daraus resultiert bei großen Lichtbogenleistungen ein tiefer, fingerförmiger Einbrand in der Nahtmitte. Die Lichtbogensäule besitzt einen breiten Kern und hat eine große Kontaktfläche mit der abschmelzenden Elektrode. Somit ergibt sich durch die geringe Stromdichte eine kleine Rückstoßkraft auf den Tropfen. Die Pinchkraft schnürt den abschmelzenden Werkstoff ein und beschleunigt ihn in Richtung Bogenachse. Wird beim Schweißen unter Argon eine kritische Stromstärke überschritten, so ergibt sich ein sprühregenartiger Werkstoffübergang. Bild 13 zeigt die Temperatur- und Stromverteilung im Argon- und im CO_2-Lichtbogen sowie die unterschiedliche Wirkung der magnetischen Kräfte auf einen Tropfen unter Argon und unter Kohlendioxid [73].

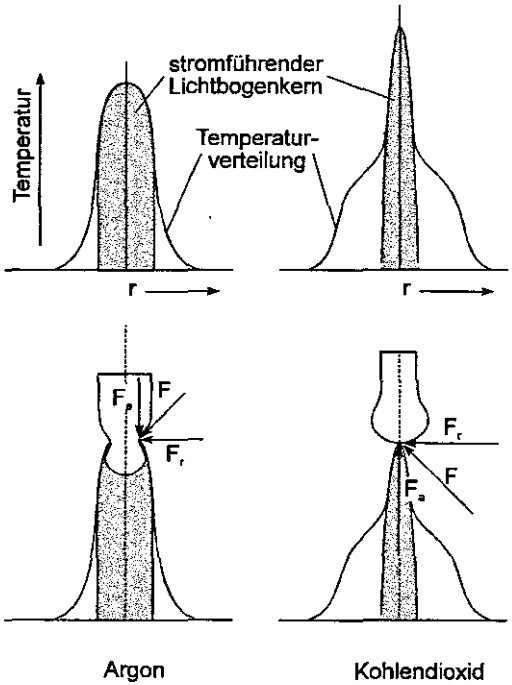


Bild 13: Temperatur- und Stromverteilung sowie magnetische Kraftwirkung auf einen Tropfen im Ar- und CO_2-Lichtbogen nach [73]

- Kohlendioxid (CO_2) kann aufgrund seiner hohen Dichte gegenüber Luft und durch die Volumen- und Druckzunahme infolge der Molekülspaltung in der Lichtbogenzone ($2\ CO_2 \rightarrow 2\ CO + O_2$) die Schweißstelle gut schützen. Die hohe thermische Leitfähigkeit bewirkt die Bildung einer stark kontrahierten, stromführenden Plasmasäule, die von einer breiten, wärmeführenden Zone umgeben ist, Bild 13. Darüberhinaus wird bei der Rekombination am Werkstück zusätzlich Wärme frei. Das bewirkt ein heißes Schmelzbad und einen breiten und tiefen Einbrand. Der stromführende Lichtbogen wird thermisch und durch die Pinchkraft kontrahiert und besitzt nur eine kleine Kontaktfläche mit dem gebildeten Tropfen, Bild 13. Der Tropfenablösung wirken somit die Pinchkraft und die Rückstoßkraft infolge des eigenmagnetisch komprimierten Plasmas entgegen. Es bilden sich große Tropfen, die aus der Elektrodenachse ausgelenkt werden. Häufig wird auch eine Rotation des Tropfens um seinen Schwerpunkt beobachtet. Die Ursachen hierfür sind in

den elektromagnetischen Kräften und im Gasdruck zu suchen [73]. Wegen der Größe der Tropfen ist der Werkstoffübergang im CO_2-Lichtbogen bei hohen Leistungen mit Kurzschlüssen verbunden und nicht spritzerfrei.

- Helium (He) besitzt im Vergleich zur Luft eine geringe Dichte. Für einen ausreichenden Schutz der Schweißstelle muß daher eine große Menge Schutzgas zugeführt werden. Die hohe Wärmeleitfähigkeit ergibt eine gleichmäßige radiale Wärmeverteilung und somit einen breiteren Einbrand. Infolge der hohen Ionisationsenergie kann ein Lichtbogen unter Helium nur schwer gezündet werden und die Rekombinationsenergie steigt. Somit führt die Umwandlung der kinetischen Energie der Elektronen am Pluspol zu einer höheren Abschmelzleistung oder zu einem tieferen Einbrand. Die Temperatur des Schmelzbades ist deshalb hoch und die Viskosität der Schmelze gering. Das Schmelzbad kann daher besser entgasen und es entstehen weniger Poren. Wegen der wesentlich größeren thermischen Belastung des Brenners muß auf eine ausreichende Wasserkühlung geachtet werden.
- Sauerstoff (O_2) setzt beim Schweißen die Oberflächenspannung von Stahl herab und bewirkt dadurch einen feintropfigen Werkstoffübergang und eine flache, glatte Raupe. Um einen größeren Abbrand von Legierungselementen und eine erhebliche Schlackenbildung zu verhindern, ist der Sauerstoffanteil in Mischgasen auf wenige Prozent beschränkt.

Nach DIN 32526 sind die zur Zeit gebräuchlichsten Schutzgase eingeteilt, die erprobten Schutzgasmischungen für das MAGM-Verfahren zeigt Tabelle 3.

- Argon-Sauerstoff-Gemische verursachen im Vergleich zu reinem Argon einen ausgeprägteren fingerförmigen Einbrand, stabilere Lichtbogenansatzstellen und größere Abbrandverluste. Die Gemische sind für Kurz-, Impuls- und Sprühlichtbogen geeignet. Der Werkstoffübergang ist feintropfig und weitgehend spritzerfrei. Wegen der geringen Oberflächenspannung der Schmelze ist die Eignung für Zwangslagen eingeschränkt.
- Der CO_2-Anteil in den Argon-Kohlendioxid-Gemischen verbreitert den Einbrand im Wurzelbereich und verringert die Gefahr der Porenbildung. Im Gegensatz zu Argon-Sauerstoff-Gemischen sind der Abbrand und die Schlackebildung geringer. Der Kurzlichtbogen ist bei höheren CO_2-Anteilen für das Schweißen in Zwangspositionen geeignet. Mit steigendem CO_2-Anteil verschiebt sich der Arbeitsbe-

reich für den Sprühlichtbogen zu höheren Lichtbogenleistungen. Steigt der CO_2-Anteil über 20%, dann entstehen sehr starke Spritzer. Für den Impulslichtbogen muß die Kohlendioxid-Beimischung gering sein, weil ansonsten die Rückstoßkräfte im Lichtbogen zu groß werden.

- Im Argon-Kohlendioxid-Sauerstoff-Gemisch werden die Eigenschaften der drei Komponenten weitgehend vereinigt. Der Lichtbogen brennt stabil und spritzerarm und es ergibt sich ein günstiges Einbrandprofil. Dieses Gas ist für Kurz-, Impuls- und Sprühlichtbogen gleich gut geeignet [61, 74, 75].

Gruppe und Kennzahl DIN 322 526	Komponenten [Vol.-%]	chemisches Verhalten
M 1.1	Ar + 1-3 % O_2	schwächer oxidierend
M 1.2	Ar + 2-5 % CO_2	schwächer oxidierend
M 1.3	Ar + 6-14 % CO_2	schwächer oxidierend
M 2.1	Ar + 2-5 % CO_2	oxidierend
M 2.2	Ar + 5-15 % CO_2 + 1-3 % O_2	oxidierend
M 2.3	Ar + 4-8 % O_2	oxidierend
M 3.1	Ar + 26-40 % CO_2	stärker oxidierend
M 3.2	Ar + 5-20 % CO_2 + 4-6 % O_2	stärker oxidierend
M 3.3	Ar + 9-12 % O_2	stärker oxidierend

Tabelle 3: Schutzgaseinteilung für das MAGM-Schweißen nach [61]

Neben den in Tabelle 3 aufgeführten Mischgasen wurden noch Ar-He-CO_2-Gemische und als Vierkomponentengas das T.I.M.E.-Gas entwickelt.

- Die Argon-Helium-Kohlendioxid-Gemische wurden für das Mehrlagenschweißen von Nickelbasis-Werkstoffen entwickelt. Ein hoher Anteil von 50% Helium gewährleistet eine gute Benetzbarkeit und einen guten Schmelzfluß. Diese Gasgemische sind für den Kurz- und den Impulslichtbogen geeignet. Im Sprühlichtbogen können hohe Abschmelzleistungen erzielt werden [76, 77].
- Das T.I.M.E.-Gas wurde von John Garnet Church von der Firma T.I.M.E. Welding Gas Corporation, Toronto, Canada erfunden und im Jahre 1984 in den Vereinigten Staaten von Amerika und in Deutschland patentiert [71, 72]. Es ist für das elektrische Gasschweißen mit Elektrodenströmen von 100 bis 1100 Ampère vorgesehen.

Das Patent umfaßt folgende Gaszusammensetzungen: 40% bis 70% Argon, 25% bis 60% Helium, 3% bis 10% Kohlendioxid und 0,01% bis 1% Sauerstoff.
Das handelsübliche T.I.M.E.-Gas besteht aus 65 % Ar, 26,5 % He, 8% CO_2 und 0,5%O_2. Die einzelnen Komponenten werden mit einer relativen Genauigkeit von 4% gemischt, so daß der Sauerstoffgehalt zwischen 0,48% und 0,52% liegt. Wegen dieser hohen Genauigkeit ist die gravimetrische Kontrolle des Mischvorganges und die nachfolgende gaschromatographische Analyse jeder Charge erforderlich. Diese hochpräzise Mischtechnik bedingt auch den relativ hohen Preis des T.I.M.E.-Gases. Der Heliumanteil erhöht die Ionisationsspannung und das Spannungsgefälle. Dadurch erhöht sich die Lichtbogenspannung und somit auch die Lichtbogenenergie. Die Plasmaströmung wird stärker und stabilisiert den Lichtbogen. Es ergibt sich ein tiefer Einbrand. Die Ionisation des Gases wird durch den Sauerstoff erleichtert. CO_2 steigert die Stabilität des Lichtbogens und die Einbrandtiefe [78]. Dieses Schutzgas ist für alle Lichtbogenarten einschließlich dem rotierenden Werkstoffübergang geeignet. Die stabile Plasmasäule schnürt den Werkstoffübergang ein und verhindert auch bei hohen Stromstärken stärkere Spritzerbildung. Es entsteht wenig Schlacke und der Abbrand an Legierungselementen ist gering.

2.3.4 Derzeitiger Stand des MAGM-Hochleistungsschweißens

In einer Reihe von IIW-Dokumenten wurden ab 1990 die erforderliche Anlagenausstattung, die erzielten mechanischen Eigenschaften, die Schweißparameter und die Wirtschaftlichkeit des nach dem Schutzgas benannten T.I.M.E-Prozesses verglichen [79, 80, 81, 82]. Es wurden unterschiedliche Anwendungsfälle vorgestellt, bei denen mit Drahtvorschubgeschwindigkeiten bis zu 30 m/min geschweißt wurde. Die dabei erreichten Abschmelzleistungen betrugen bis zu 16 kg/h.
In [81] wurden auch die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen untersucht. Es wurde eine Drahtelektroden-Verfahrensprüfung nach ASME II/C SFA 5.18 mit einem Zusatzwerkstoff durchgeführt, der DIN 8559 SG 2 entspricht (Durchmesser 1,2 mm). Bei diesen Versuchen lag die Streckenenergie nicht über 16,5 kJ/cm. Im Vergleich zum MAG-Schweißen mit einem Schutzgas der Zusammensetzung 82 % Ar + 18 % CO_2 erreichte das T.I.M.E.-Verfahren bei größeren Abschmelzleistungen höhere Festigkeits- und bessere Zähigkeitswerte. Die Streckgrenze lag für das T.I.M.E.-Verfahren bei 496 MPa mit einer Bruchdehnung

von A = 31,8 %, wogegen das herkömmliche MAG-Schweißen 476 MPa bei A = 30,0 % erreicht. Deutliche Unterschiede weisen auch die Kerbschlagarbeitswerte auf. Die Werte lagen bei Raumtemperatur bei 134 J für das MAG- und 190 J für das T.I.M.E.-Verfahren, bei -30 °C wurden 90 J für das MAG- und 115 J für das T.I.M.E.-Verfahren ermittelt. Die Ergebnisse wurden mit einem geringeren Abbrand an Legierungselementen (speziell Mangan und Silizium) erklärt. Außerdem konnte in den Nähten, die mit dem T.I.M.E.-Verfahren geschweißt wurden, ein geringer Anteil an Sauerstoff nachgewiesen werden.

In [78] wurden auch Untersuchungen zur Parametervariation durchgeführt. Dabei ergaben sich für verschiedene Arten von Schweißdrähten unterschiedliches Abschmelzverhalten. Abhängig vom Drahttyp bzw. der chemischen Zusammensetzung des Drahtes setzt die Lichtbogenrotation bei sehr unterschiedlichen Werten der Elektrodenvorschubgeschwindigkeit ein. Das Ergebnis wurde anhand von Makroschliffen belegt. Während ein Sprühlichtbogen einen tiefen, fingerförmigen Einbrand erzeugt, verursacht der rotierende Lichtbogen einen flachen, breiten Einbrand. Eine systematische Zuordnung dieser Ergebnisse zu der chemischen Zusammensetzung der Drähte erfolgt in [78] nicht.

Im deutschsprachigen Raum ist bislang erst eine Untersuchung zu den Anforderungen an Zusatzwerkstoffe für dieses Verfahren durchgeführt worden [83]. Hier wurden insbesondere Drähte für Schweißgüter unterschiedlicher Festigkeitsklassen (Streckgrenzen zwischen 450 und 900 MPa) verglichen. Für alle Typen konnten die geforderten Festigkeits- und Zähigkeitswerte sicher erreicht werden. Zur sicheren Beherrschung des Prozesses werden in [83] von den Drahtelektroden hohe Oberflächenqualitäten mit optimalen Gleit- und Kontakteigenschaften gefordert.

Systematische Versuche mit 15 verschiedenen Gasgemischen aus Argon, Kohlendioxid, Helium und Sauerstoff haben gezeigt, daß neben dem "T.I.M.E."-Gas auch bei Gasmischungen mit 10% CO_2, 25-30 % He und 60-65 % Ar sehr gute Schweißergebnisse möglich sind. Allerdings ist die Schweißspannung bei vorgegebener Drahtfördergeschwindigkeit nicht so breit variierbar, wie bei der Verwendung von "T.I.M.E."-Gas [62].

In den letzten Jahren häufen sich die Veröffentlichungen zum Thema MAGM-Hochleistungsschweißen, wobei es sich in erster Linie um Grundlagen, Anwendungshinweise und Verfahrensbeschreibungen von Geräte- und Gaseanbietern handelt [84, 85, 86, 87]. Als einziger, nicht anbieterbezogener Literaturnachweis

wird in [88] das Schweißen von Maschinenrahmen beschrieben. Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß bisher keine Anwendungen mit Drahtfördergeschwindigkeiten über 25 m/min publiziert wurden. Für den Leistungsbereich unterhalb von 25 m/min hat das T.I.M.E.-Verfahren mittlerweile auch Eingang in die Europäische Normung gefunden [89].

2.4 Fülldrahtvarianten, Eigenschaften und Anwendung beim MSG-Schweißen

Der Einsatz von Fülldrähten hat in den letzten Jahren deutlich zugenommen. Dies verdankt diese Drahtelektrodenart der Tatsache, daß sie für bestimmte Anwendungen wesentliche Vorteile sowohl gegenüber der Stabelektrode als auch der Massivdrahtelektrode zu bieten hat.

Fülldrähte vereinigen in sich die Eigenschaften der Stabelektrode, wie z.B. gutes Nahtaussehen und -qualität, mit dem Aspekt der möglichen Teilmechanisierbarkeit und der großen Abschmelzleistung des MAG-Schweißverfahrens [90, 91, 92]. Teilweise sind die Abschmelzleistungen sogar höher als die von Massivdrähten, da bei der Fülldrahtelektrode der Strom hauptsächlich über die Umhüllung fließt und damit dort eine höhere Stromdichte vorliegt. Durch die höhere Stromdichte entstehen höhere Temperaturen, die die Abschmelzleistung positiv beeinflussen. Wichtig ist hierbei auch der Füllgrad der Elektroden. Ein höherer Füllgrad bedingt bei gleichem Elektrodendurchmesser eine dünnere Umhüllung und damit wiederum eine höhere Stromdichte [93].

Bei der Herstellung von Fülldrahtelektroden kann gegenüber den Stabelektroden auf die zumeist hygroskopischen Bindemittel verzichtet werden, so daß Fülldrähte einen niedrigen Wasserstoffgehalt von bis zu 3 ml / 100 g Schweißgut ermöglichen [92, 93], der sich auch nach längerer Lagerung nur unwesentlich erhöht. Dies macht eine Trocknung, wie sie bei Stabelektroden nach einer gewissen Lagerdauer notwendig ist, in der Regel überflüssig. Fülldrahtelektroden haben im Vergleich zu Massivdrähten beim Schweißen einen breiteren Lichtbogen, der das Risiko von Bindefehlern verringert und ein Ausschwemmen von Verunreinigungen aus der Schmelze begünstigt. Außerdem ist der Lichtbogen weniger anfällig für elektrische Störungen, wie sie durch nicht stromführende Partikel im Zunder, Schutzanstrich und dergleichen verursacht werden [90, 93]. Schlackeführende Fülldrähte bieten darüberhinaus den Vorteil der Formung der Raupenoberfläche durch die beteiligten Schlakkenkomponenten.

Weiterhin bietet die Fülldrahtelektrode die Möglichkeit, Legierungsvarianten, wie sie z.B. zum Auftragschweißen von verschleißfesten Schichten benötigt werden, auch in kleinen Mengen wirtschaftlich bereitzustellen. Fülldrähte bestehen grundsätzlich aus einem Stahlmantel mit einer Pulverfüllung. Der Mantel besteht zumeist aus einem unlegierten Band besonders reiner Qualität. In der Form und der Art der Herstellung werden mehrere Arten von Drähten unterschieden, wie offene und geschlossene Drähte, Falzdraht und sogar Doppelmanteldraht mit zwei verschiedenen Füllungen, Bild 14. Die Fülldrahtformen aus Bild 14 d bis Bild 14 f haben sich nicht auf dem Markt durchsetzen können. Gängige Drahtformen sind die Stumpfstoßdrähte, Bild 14 b, die mit einem Füllgrad von 18-20 % hergestellt werden können, Überlappstoßdrähte, Bild 14 c, mit einem Füllgrad von 28-36 % oder geschlossene Fülldrähte, Bild 14 a, bei denen wegen ihrer dickeren Wandstärke nur ein Füllgrad von 12-14 % erreicht werden kann. Geschlossene Drähte zeigen dafür auch bei langer Auslagerung geringere Wasserstoffgehalte im Schweißgut als Drähte mit Schlitzrohrquerschnitt [94].

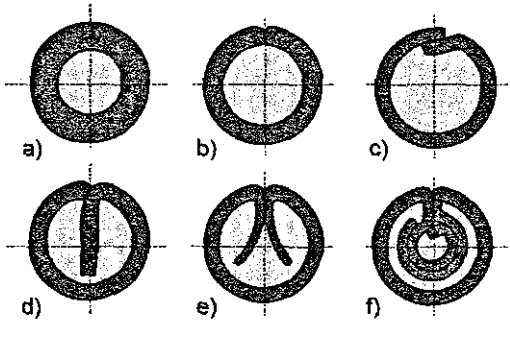


Bild 14: Formen von Fülldrahtelektroden nach [96]

Abhängig von der Art und Menge der mineralischen Komponenten der Fülldrahtelektroden können diese Drähte sowohl unter Schutzgas als auch als selbstschützenden Elektroden ohne Schutzgas verarbeitet werden. Selbstschützende Fülldrahtelektroden haben den Vorteil, besser baustellengeeignet zu sein, da sie bei stärkeren Luftströmungen den Schweißbereich effektiver schützen [95]. Dies geschieht dadurch, daß der Gasschutz an der Drahtspitze unmittelbar konzentrisch über dem Lichtbogen gebildet wird. So kann noch bei Windbewegungen bis zu 6 m/s geschweißt werden [96]. Bisher konnte sich die selbstschützende Fülldrahtelektrode

noch nicht für alle Anwendungen durchsetzen, da höchste Anforderungen bei den Gütewerten, wie z.B. Zähigkeit und Porensicherheit noch nicht erfüllt werden. Ein weiterer Nachteil ist die sehr starke Rauchentwicklung, die bei diesem Prozeß auftritt und eine entsprechend aufwendige Absaugung erfordert. Außerdem treten noch Probleme bezüglich der kontinuierlichen Abschmelzung, der Benetzung des Tropfens durch die gebildete Schlacke und des feintropfigen axialen Tropfenübergangs auf [96].

2.4.1 Werkstoffübergang bei Fülldrahtelektroden

Beim Fülldraht wird die Metalltropfenbildung beim Werkstoffübergang in erster Linie von dem thermischen und elektrischen Leitfähigkeitsunterschied zwischen Seele und Mantel bestimmt. Einfluß darauf haben Unterschiede in der Geometrie des Fülldrahtes, wie sie in Bild 14 dargestellt sind, oder auch Unterschiede in der Zusammensetzung der Füllung des Drahtes, die durch unterschiedliche Gehalte an Gas- und Schlackebildnern und an Metallpulver entstehen. Weiterhin wird der Werkstoffübergang, in analoger Weise zu den Massivdrähten, von der verwendeten Schutzgaszusammensetzung beeinflußt. Beim Abschmelzen ist der Werkstoffübergang des Fülldrahtes durch eine starke Instabilität des Lichtbogens begleitet, die durch stochastisches Wandern des Lichtbogenansatzpunktes an der metallischen Kante des Drahtes entsteht. Der Lichtbogen setzt dabei am äußeren Rand des metallischen Röhrchen an, springt auf der gesamten Peripherie und schert die sich bildenden Metalltropfen seitlich ab, Bild 15.

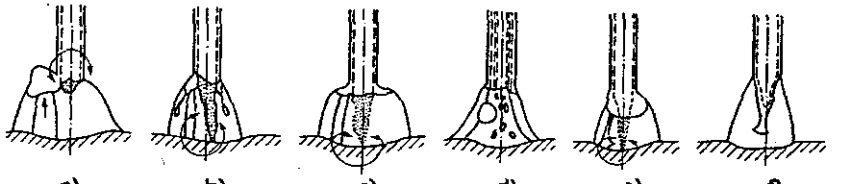


Bild 15: Werkstoffübergang beim Fülldrahtschweißen nach [64]

a) typischer Tropfenübergang bei Röhrenelektroden; b) Übergang bei niedrigen Schweißparametern; c) Übergang bei großer Spannung und großem Strom; d) typischer Werkstoffübergang bei gefalzten Drähten mit hohem inneren Metallanteil; e) Werkstoffübergang bei hohem Metallpulvergehalt der Seele und CO_2 - Gasschutz; f) Werkstoffübergang bei hohem Metallpulveranteil und Ar-Schutzgas

In der Kernzone bleibt ein unterschiedlich langer Kegel der Pulverfüllung stehen, dessen Länge von der Zusammensetzung der Seele und den Schweißparametern bestimmt wird [64, 97, 98]. Prinzipiell zeigen Fülldrähte leistungsabhängig dieselben Arten des Werkstoffüberganges wie Massivdrähte, nämlich bei niedrigen Leistungen einen Kurzlichtbogen, bei hohen Leistungen unter Mischgas einen Sprühlichtbogen, dazwischen einen kurzschlußbehafteten Übergangslichtbogen. Der letztgenannte Bereich ist bei Fülldrähten weniger stark ausgeprägt als bei Massivdrähten. Die Grenze zwischen diesen drei Gebieten ist abhängig von der Schutzgasart, den Metallpulvergehalten in der Seele und dem Flußmittelgehalt. Da die Wechselwirkung zwischen Gaseruptionen, Metalldampferuptionen und der Wärmeleitungsveränderung bei den einzelnen Fülldrähten sehr unterschiedlich ist, stellt Bild 15 nur grundsätzlich die Wirkungen und Einflüsse auf den Werkstoffübergang dar [64].

Ähnlich wie bei der Stabelektrode gibt es verschiedene Zusammensetzungen des Füllpulvers. Es wird zwischen rutilen, basischen und Metallpulver-Fülldrahtelektroden unterschieden. Grundsätzlich läßt sich das Verhalten der drei unterschiedlichen Fülldrahttypen wie folgt beschreiben:

- Rutile Fülldrahtelektroden sind am leichtesten verschweißbar und ergeben das beste Nahtaussehen, mit glatten, sauberen Nahtoberflächen und guter Benetzung. Sie zeichnen sich außerdem durch einen feintropfigen Werkstoffübergang und einen großen einstellbaren Parameterbereich aus. Durch Zulegieren von Nikkel und/oder Mikrolegieren mit Titan und Bor eignen sie sich für den Tieftemperaturbereich bis -50 °C (im unbehandelten Zustand) [93]. Rutil-Fülldrähte zeigen im Kern des Lichtbogens eine mehr oder weniger ausgeprägte Lanze aus nicht aufgeschmolzenen Pulverbestandteilen. Diese behindert im Kurzlichtbogenbereich die Ausbildung eines feintropfigen, axialen Kurzschlußüberganges. Es kommt statt dessen zu einer großen außermittigen Kurzschlußbrücke, die sich unter starker Spritzerbildung auflöst. Für Dünnblechschweißungen ist dieser Elektrodentyp daher nur eingeschränkt einsetzbar. Im oberen Leistungsbereich stellt sich unter CO_2 ein Langlichtbogen, unter Mischgas ein Sprühlichtbogen ein. Hier bewirkt der feintropfige Werkstoffübergang eine Verringerung der Spritzer, vor allem bei Schweißstromstärken, bei denen entsprechende Massivdrahtelektroden im spritzerintensiven Mischlichtbogenbereich arbeiten. Im Impulslichtbogen beginnt der nutzbare Arbeitsbereich der Rutil-Fülldrähte bereits bei niedrigen Stromstärken. Schweißungen in Steigposition können mit speziell entwickelten Rutildrähten we-

gen der besonderen Schlackencharakteristik mit höheren Stromstärken geschweißt werden. Hier wird das Schmelzbad durch die zähflüssige und schnell erstarrende Schlacke abgestützt [99].

- Basische Fülldrahtelektroden ermöglichen hohe Zähigkeiten des Schweißgutes, vergleichbar mit dem Schweißgut basischer Stabelektroden. Sie weisen im Schweißzustand sehr hohe mechanische Gütewerte auf. Aufgrund der guten mechanischen Eigenschaften des basischen Schweißguts werden sie für das Schweißen von hochfesten Feinkornbaustählen oder von dicken Blechen angewendet. Ihr einstellbarer Parameterbereich ist aber kleiner als der von Rutil-Fülldrahtelektroden. Außerdem schmelzen sie größere Tropfen ab [93]. Basische Fülldrähte neigen weniger zu der Lanzenbildung im Lichtbogen und sind daher auch befriedigend im Kurzlichtbogen verschweißbar [99].
- Metallpulver-Fülldrahtelektroden bieten bei vergleichbaren Schweißparametern eine höhere Abschmelzleistung als Massivdrahtelektroden und eine höhere Ausbringung als schlackegefüllte Fülldrähte. Sie sind im Kurz-, Sprüh- und Impulslichtbogen verwendbar und eignen sich für das Schweißen von Wurzellagen. Da Metallpulver-Fülldrähte keine Schlacke erzeugen, sondern, wie Massivdrähte, nur vereinzelte Oxidinseln sind sie besonders für mechanisierte Mehrlagenschweißungen geeignet. Bei Metallpulver-gefüllten Drähten wirkt sich die Lichtbogenbewegung entlang des Mantels am geringsten aus. Durch die Leitfähigkeit der Pulverfüllung schmelzen sie relativ gleichmäßig auf. Der Bereich des Übergangslichtbogens ist klein gegenüber Massivdrähten. Ähnlich wie bei Massivdrähten können Metallpulverdrähte in steigender Position mit reduzierter Leistung verschweißt werden [99]. Die Metallpulver-Fülldrahtelektrode ist für Werkstückdicken ab 6 mm eine wirtschaftliche Alternative zu den Massivdrähten [93].

Allgemein läßt sich feststellen, daß das Abschmelzverhalten von Fülldrähten sich mit zunehmender Stromstärke verbessert. Die Grenzbelastung der Elektroden ist dabei durch das ungleiche Aufschmelzverhalten der Hülle und der Pulverfüllung gegeben. Bei zu hoher Strombelastung brennt bei schlackegefüllten Drähten der Lichtbogen weit am Mantel hoch, im Lichtbogen bleibt ein langer, nicht aufgeschmolzener Pulverkern stehen, der in die Schmelze eintaucht und zu Einschlüssen führen kann [64].

3 Aufgabenstellung

Die dargestellten, in der Literatur verfügbaren Erkenntnisse zeigen, daß mit den heutigen Methoden der Mikrolegierung und des thermomechanischen Walzens hochfeste Baustähle erzeugt werden können, die auch im geschweißten Zustand über hervorragende Zähigkeitswerte verfügen. Beim thermomechanischen Walzen solcher Stähle hat insbesondere das TM-Walzen mit beschleunigter Abkühlung einige beachtliche Vorteile hinsichtlich der Fertigungsparameter und der erzielbaren Festigkeits-/Zähigkeitskombinationen aufzuweisen. Bei Stählen mit großer Wanddicke besteht aber bei diesem Walzverfahren das Problem, daß eine gleichmäßige Abkühlung über dem Blechquerschnitt nicht gewährleistet werden kann.

Im ersten Teil dieser Arbeit werden die Eigenschaften von Stumpfnähten TM-gewalzter und beschleunigt abgekühlter Bleche großer Dicke, die mit Hochleistungsschweißverfahren verschweißt wurden, untersucht. Um zu ermitteln, wie sich diese Stahlgüten bei extremen Streckenenergien verhalten, wurden Stumpfnähte mit dem UP-Dreidrahtverfahren geschweißt. Abhängig von der Streckgrenze des Grundwerkstoffes werden für die Dreidrahtschweißungen unterschiedlich legierte Zusatzwerkstoffe eingesetzt. Die Schweißverbindungen werden hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften untersucht, wobei der Schwerpunkt auf der qualitativen Bewertung der Zähigkeit von WEZ und Schweißgut in Abhängigkeit von der Blechdicke liegt.

Im Bereich des Schutzgasschweißens ist in den letzten Jahren unter verschiedenen Handelsbezeichnungen eine Verfahrensvariante auf den Markt gebracht worden, mit der Abschmelzleistungen im Bereich des UP-Verfahrens ermöglicht werden. Dies geschieht insbesondere durch die Steigerung der Drahtfördergeschwindigkeit von bisher maximal üblichen 15 m/min auf bis zu 50 m/min. Allerdings sind derzeit keine Anwendungen bekannt, bei denen mit Drahtfördergeschwindigkeiten oberhalb von 25 m/min gearbeitet wird.

Im zweiten Teil der vorliegenden Arbeit wird das Hochleistungs-Schutzgasschweißen auf seine Prozeßsicherheit hin untersucht und hinsichtlich seiner Leistungsbereiche eingegrenzt. Mit optimierten Parametern wurden Stumpfnähte

an thermomechanisch gewalzten Stählen erstellt, deren Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten geprüft wurde.

Bislang ist in der Literatur keine Untersuchung zum Schweißverhalten von Fülldrahtelektroden im Hochleistungs-Schutzgasprozeß bekannt. Daher soll im Rahmen dieser Arbeit für die drei grundsätzlich verschiedenen Fülldrahttypen (Metallpulver-, Rutil- und basischer Fülldraht) die Prozeßstabilität, das Lichtbogenverhalten und der Werkstoffübergang bei hohen Drahtvorschubgeschwindigkeiten charakterisiert werden. Für möglichst große Drahtfördergeschwindigkeiten sollen die erzielbaren mechanischen Eigenschaften im Hochleistungsprozeß an einem thermomechanisch gewalzten Stahl durch Zug- und Kerbschlagbiegeversuche ermittelt werden.

4 Verwendete Grundwerkstoffe

Für die Schweißversuche zur Charakterisierung der WEZ-Zähigkeit von TM-Stählen großer Blechdicke beim Schweißen mit hohen Streckenenergien standen Stähle der Typen S 355 M in 100 mm Blechdicke (GW 1) und S 460 M in 80 mm Blechdicke (GW 3) zur Verfügung. Zum Vergleich wurden zusätzlich Schweißungen an einem normalgeglühten Stahl S 355 (GW 2) in 60 mm Blechdicke und einem thermomechanisch gewalzten Stahl S 460 M in 40 mm Blechdicke (GW 4) durchgeführt.
Der Stahl GW 1 wurde thermomechanisch gewalzt, beschleunigt abgekühlt und anschließend angelassen. Bei dem Stahl GW 2 handelt es sich um eine normalgeglühte Güte, die aus einer Charge zur Verwendung in der Offshore-Industrie stammt. Dieser Stahl ist Titannitrid behandelt und somit für die Anwendung hoher Streckenenergien geeignet. Beim Vergleich der Analysen der beiden Stähle, Tabelle A1 im Anhang, fällt der abgesenkte Legierungsgehalt der TM-gewalzten Variante auf. Entsprechend gering ist auch das Kohlenstoffäquivalent CE des Stahls GW 1. Demgegenüber sind bei dem normalgeglühten Stahl GW 2 insbesondere die Gehalte an Kohlenstoff, Silizium und Mangan erhöht, sowie bei den Mikrolegierungselementen die Gehalte an Titan und Niob. Der Ni-Gehalt ist gegenüber den TM -Stählen abgesenkt.
Bei den Stählen der Festigkeitsklasse S 460 (GW 3 und 4) handelt es sich um thermomechanisch gewalzte Stähle, die im Anschluß an den Walzprozeß beschleunigt abgekühlt und anschließend angelassen wurden. Beide Stähle ähneln sich in der chemischen Analyse, Tabelle A1. Beim Stahl GW 4 sind gegenüber GW 3 lediglich die Gehalte an Ni und Cu etwas erhöht. Gegenüber dem ebenfalls TM-gewalzten GW 1 sind bei den beiden Stählen der höheren Festigkeitsklasse die Gehalte an Mo und Cu erhöht. Bei allen Grundwerkstoffen sind die Gehalte der unerwünschten Begleitelemente Schwefel und Phosphor gering, wie für moderne, höherfeste Baustähle typisch.
Hinsichtlich der Festigkeitswerte liegen die Kennwerte der Stähle GW 1 und GW 3 im üblichen Bereich über den Anforderungen nach DIN EN 10113 [4], Tabelle A2. Die Vergleichswerkstoffe GW 2 und 4 zeigen dagegen ein auffälliges Verhalten. So erreicht der Stahl GW 2 nicht reproduzierbar die für 60 mm Blechdicke nach EN 10113 spezifizierte Streckgrenze von 335 MPa, sondern liegt knapp darunter, Tabelle A2.

Der Stahl GW 4 übertrifft die spezifizierte Streckgrenze von 460 MPa um mindestens 100 MPa. Die Ursache für dieses Verhalten liegt vermutlich in der Tatsache begründet, daß diese Bleche nach Angaben des Herstellers aus einer Schmelze gewalzt wurden, die zuvor zur Produktion 60 mm dicker Bleche genutzt wurde. Die geringere Blechdicke von 40 mm führt in der Produktion zwangsläufig zu höheren Abkühlgeschwindigkeiten und damit zu höheren Festigkeiten. Die Festigkeitswerte wurden an Zugversuchen bei Raumtemperatur bestimmt. Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Tabelle A2 zusammengestellt. Neben den Proben längs zur Walzrichtung wurden auch Querzugproben geprüft. Die Festigkeitswerte lagen bei den Querzugproben in allen Fällen bis zu 40 MPa über den Werten der Längszugproben, die Bruchdehnungen waren dann um bis zu 5% verringert.
Auffällig für die großen Blechdicken ist der Unterschied der Festigkeitswerte über der Blechdicke, der auf die langsamere Abkühlung in Blechmitte zurückzuführen ist. Dieser Effekt ist demzufolge beim normalgeglühten Stahl am geringsten ausgeprägt.
Die Unterschiede des Gefüges im Lieferzustand zeigt Bild 16. Für die thermomechanisch gewalzten Stähle GW 1, 3 und 4 ist ein sehr feinkörniges, perlitreduziertes Gefüge mit wenigen bainitischen Bereichen zu erkennen. Der Stahl GW 4 weist die geringste Korngröße der untersuchten Stähle auf, was mit der hohen Streckgrenze korrespondiert. Typisch für beschleunigt abgekühlte Stähle ist die nur wenig ausgeprägte Zeiligkeit des Gefüges, Bild 16. Für die großen Blechdicken (GW 1 und 3) ist eine deutliche Zunahme der Korngröße vom Rand zur Blechmitte hin zu erkennen, Bild 16. Dies konnte für die Stähle GW 2 und 4 nicht beobachtet werden.
Der Stahl GW 2 unterscheidet sich auch hinsichtlich des Gefüges stark von den TM-gewalzten Stählen. Typisch für normalgeglühte Stähle ist das ausgeprägt zeilige Gefüge, bestehend aus Ferrit- und Perlitzeilen. Die Ferritkorngröße ist wesentlich größer als bei den TM-gewalzten Stählen. Bainitische Bereiche werden bei diesem Stahl nicht beobachtet, Bild 16.

Zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen, die unter Verwendung von Fülldrahtelektroden mit dem MAG-Hochleistungsverfahren erstellt wurden, stand ein thermomechanisch gewalzter Stahl GW 5 mit einer spezifizierten Streckgrenze von 355 MPa in 20 mm Blechdicke zur Verfügung. Dieser Stahl ist nach Herstellerangaben ohne beschleunigte Abkühlung thermomechanisch gewalzt worden.

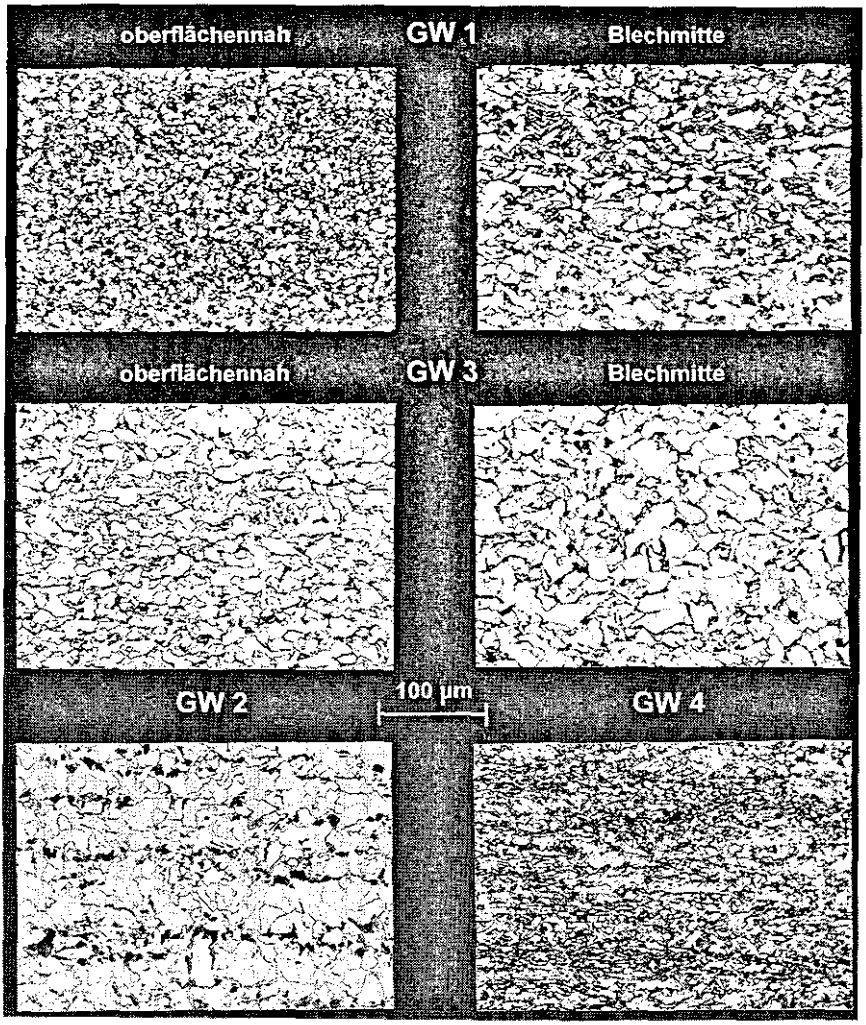


Bild 16: Mikrogefüge der verwendeten Grundwerkstoffe

Die chemische Zusammensetzung dieses Stahls ist ebenfalls Tabelle A1 zu entnehmen, die Festigkeitswerte des Stahls sind in Tabelle A2 aufgeführt.

Dieser Stahl zeichnet sich durch einen sehr niedrigen Gehalt aller wichtigen Legierungselemente aus. Der Kohlenstoffgehalt liegt bei 0,08%, was in Verbindung mit dem mageren Legierungskonzept zu einem beachtlich niedrigen Kohlenstoffäquiva-

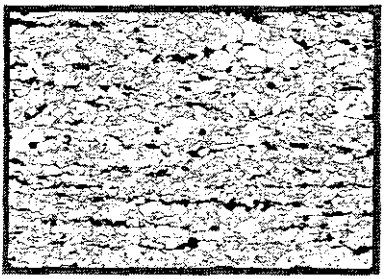


Bild 17: Mikrogefüge des Stahls GW 5

lent von 0,31 führt. Als Mikrolegierungselement sind diesem Stahl lediglich 0,024% Niob zugesetzt worden.

Das Mikrogefüge dieses Stahls ist in Bild 17 dargestellt. Deutlich ist ein zeiliges, ferritisch-perlitisches Gefüge mit geringen Bainitanteilen zu erkennen.

Ähnlich wie der Stahl GW 4 übertrifft auch dieser Stahl die spezifizierte Streckgrenze um über 100 MPa. Er liegt mit diesen Werten bereits im Normbereich der nächst höheren Festigkeitsklasse S460. Die Bruchdehnung liegt bei 26% und damit deutlich unter den Werten der Stähle GW 1 und 2 mit gleicher spezifizierter Streckgrenze.

5 Unterpulver-Dreidrahtschweißen

5.1 Schweißanlage

Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten UP-Schweißversuche stand eine aus Komponenten der Firma ESAB aufgebaute UP-Dreidraht-Anlage zur Verfügung, Bild 18.

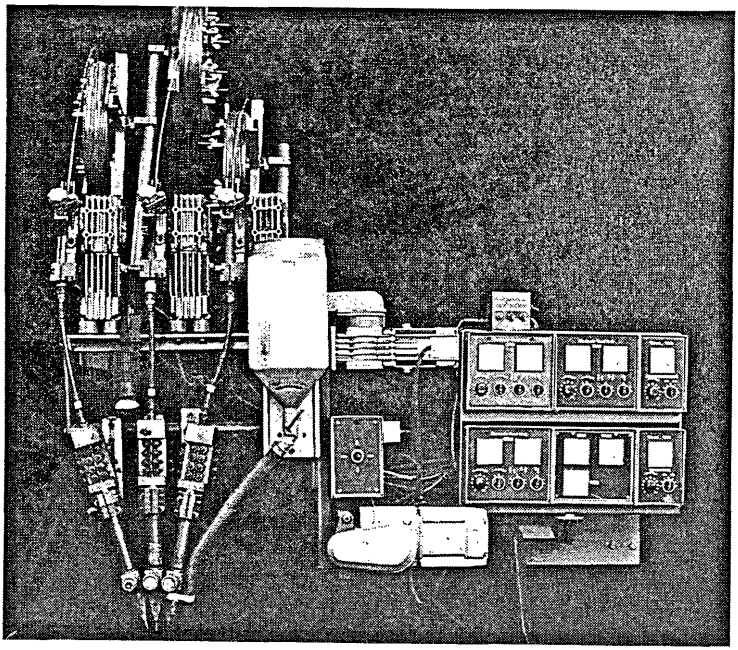


Bild 18: Unterpulver-Dreidraht-Schweißanlage

Sie besteht aus den zum UP-Dreidrahtschweißen notwendigen Anlagenteilen, wie drei separaten Schweißköpfen, den zugehörigen Stromkontakteinheiten, den entsprechenden Drahtvorschubeinheiten und Drahtaufnahmen, einer kontinuierlichen Pulverzufuhr vor dem dritten Schweißkopf sowie den angepaßten Steuer- und Regelungseinrichtungen.

Bei allen Schweißungen wurde eine Stromquellenschaltung gewählt, bei der der erste Schweißkopf mit einer Gleichstromquelle und der zweite und dritte Schweißkopf jeweils mit einer Wechselstromquelle betrieben wurden. Der Gleichstromkopf bewirkt einen tiefen Einbrand und ein sicheres Zündverhalten des Prozesses. Die dahinter angeordneten Schweißköpfe werden mit Wechselstrom versorgt, da beim

Schweißen mit Wechselstrom die gegenseitige magnetische Beeinflussung der Lichtbögen bei günstiger Phasenlage wesentlich geringer ist als bei Gleichstrom. In der industriellen Praxis sind Schaltungsanordnungen mit einer Phasenlage von 120° (Dreieckschaltung) und von 90° (Scott-Schaltung) weit verbreitet. Beide Anschlußvarianten gewährleisten eine günstige magnetische Lichtbogenablenkung, die Dreieckschaltung bietet den Vorteil des einfachen Anschlusses der Stromquellen, die Scott-Schaltung gewährleistet eine gleichmäßige Netzbelastung.

Zur Stromversorgung des ersten Kopfes stand ein dreiphasig anzuschließender Gleichrichter vom Typ LAE 1250 der Fa. ESAB zur Verfügung. Die Stromquelle besteht aus einer Steuereinheit und einem lüftergekühlten Leistungsteil. Sie ist mit einem Steuermotor zur Ferneinstellung des stufenlosen Spannungspotentiometers ausgerüstet. Die Reglerplatine ermöglicht durch einen Soll-/Istwertvergleich eine Konstanthaltung der Lichtbogenspannung bei Belastungsänderungen oder bei Netzspannungsschwankungen. Die Stromquelle liefert einen Maximalstrom von 1250 A bei 44 V und 100 % Einschaltdauer. Die technischen Daten der Stromquelle sind in Tabelle 4 zusammengefaßt. Die Stromquelle erzeugt eine flachfallende Spannungskennlinie, Bild 19.

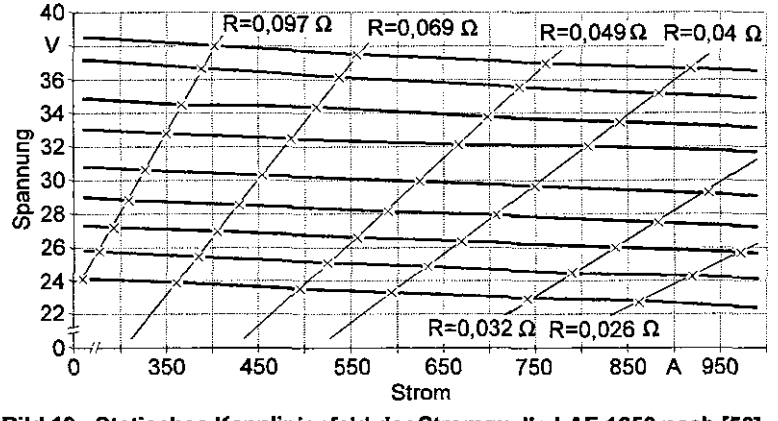


Bild 19: Statisches Kennlinienfeld der Stromquelle LAE 1250 nach [50]

Diese Kennlinie ermöglicht es, mit einem konstanten Drahtvorschub zu arbeiten. Ein Verkürzen des Lichtbogens, z.B. beim Überschweißen einer Heftstelle, bewirkt hierbei eine Erhöhung der Stromstärke. Der höhere fließende Strom führt zu einem beschleunigten Abschmelzen der Drahtelektrode, so daß sich die ursprüngliche Licht-

bogenlänge wieder einstellt. Da dieser Selbstausgleich des Schweißprozesses ohne äußere Regelungseinrichtungen arbeitet, spricht man von der "inneren Regelung", bzw. wegen der damit verbundenen Stromänderungen von der ΔI - Regelung.
Zur Stromversorgung des zweiten und dritten Kopfes standen zwei Transformatoren der Firma Esab vom Typ TAC 1500 zur Verfügung. Bei diesem Typ erstreckt sich der Strombereich von 500 A bis 1700 A. Die maximale Stromstärke beträgt bei 100 % Einschaltdauer 1500 A bei 44 V Spannung. Die Phasenverschiebung zwischen den einzelnen Transformatoren beträgt 120°. Eine Besonderheit der Wechselstromquelle ist die hohe Leerlaufspannung (70 V - 80 V) und der große Kurzschlußstrom, womit ein Startvorgang - normalerweise die kritische Phase beim UP-Schweißen - ohne Probleme erfolgen kann. Ähnlich wie bei der Gleichstromquelle lassen sich die Schweißparameter von Bedienungseinrichtungen der Anlage stufenlos regeln. Der Transformator TAC 1500 besitzt eine steil fallende Strom/Spannungskennlinie, Bild 20. Eine durch eine Prozeßstörung verursachte Lichtbogenlängenänderung bewirkt eine starke Spannungsänderung bei gleichzeitig geringem Stromanstieg. Die Spannungsänderung wird als elektrisches Signal an den Drahtvorschubmotor weitergegeben, der daraufhin seine Geschwindigkeit entsprechend ändert und so die ursprüngliche Lichtbogenlänge wieder einstellt. Da es sich hierbei um einen echten Regelungsprozeß handelt, spricht man von der äußeren Regelung oder wegen der damit verbundenen Spannungsänderungen von der ΔU-Regelung. Die äußere Regelung arbeitet deutlich langsamer als die innere Regelung und wird daher bevorzugt für große Elektrodendurchmesser und langsame Drahtfördergeschwindigkeiten ein-

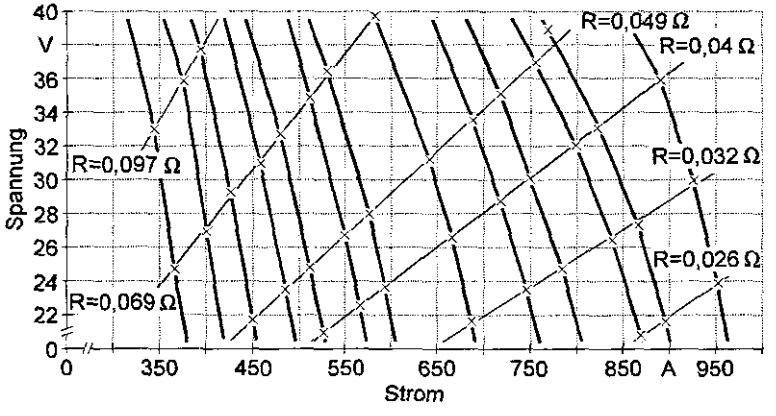


Bild 20: Statisches Kennlinienfeld der Stromquelle TAC 1500 nach [50]

gesetzt [100]. Die technischen Daten dieser Transformatoren sind in Tabelle 4 zusammengefaßt.

	LAE 1250	TAC 1500
Schutzart/Kühlart	IP 22/AF	n.b./Vent.
Temperaturklasse	H 180 °C	H 180 °C
Tiefe	774	1235
Breite	598	770
Höhe	1428	1475
Gewicht [kg]	490	830
Primär		
einphasig / 50 Hz		X
dreiphasig / 50 Hz	X	
Netzspannung [V]	380	380
Dauerstrom [A]	106	215
Sicherung, träge [A]	125	200
Netzkabel [mm^2]	3 x 50	3 x 95
Leistungsfaktor	0,86	0,8
Sekundär		
Strombereich [A]	250 - 1250	500 - 1700
Spannungsbereich [V]	24 - 44	24 - 44
I_{max} bei 100 % ED [A]	1250	1500
U_{0max} [V]	55	80
Schweißkabel [mm^2]	je 3 x 50	je 3 x 95

Tabelle 4: Technische Daten der verwendeten Schweißstromquellen nach [101, 102]

5.2 Messung der Abkühlzeit $t_{8/5}$

Da für die Beeinflussung des Gefüges die Abkühlzeit von 800°C auf 500°C ($t_{8/5}$) die entscheidende Größe ist, wurde während der Vorversuche zur Optimierung des Nahtaufbaus diese Abkühlzeit gemessen.

Die Messung erfolgt mittels Nickel/Chrom-Nickel-Thermoelementen. Die beiden Thermodrähte werden für die Messung verdrillt und hinter dem Schweißkopf in die noch flüssige Schmelze getaucht. Dort schmelzen die Thermodrähte auf und werden zu einem Thermoelement verschweißt. Dieses Thermoelement friert in der erstarrenden Schmelze fest und während der Abkühlung wird die Temperatur des Schweißgutes gemessen. Auf dem vorhandenen Meßinstrument wird die gemessene Temperatur und die Abkühlzeit von 800°C auf 500°C digital angezeigt. Dieses Meßinstrument wurde sowohl für die UP- als auch für die Hochleistungs-

Schutzgasschweißungen verwendet. Die bei den Messungen ermittelten Abkühlzeiten der UP-Schweißungen sind zusammen mit den Schweißparametern in Tabelle A6 im Anhang zusammengestellt. Diese gemessenen Werte stehen in guter Übereinstimmung mit den berechneten Werten nach dem Stahl-Eisen-Werkstoffblatt SEW 088 [103], die ebenfalls in Tabelle A6 aufgeführt sind.

5.3 Zusatzwerkstoffe

Entsprechend den Festigkeiten der Grundwerkstoffe wurden für die UP-Dreidrahtschweißungen drei unterschiedliche Draht-Pulver-Kombinationen eingesetzt, Tabellen A3 bis A5 im Anhang.

Für die beiden Stähle der Festigkeitsklasse S 355 (GW 1 und 2) wurde eine konventionelle niedriglegierte Drahtelektrode D1 verwendet. Als Schweißpulver für diese Versuche kam das fluoridbasische Pulver P1 mit einem Basizitätsgrad nach Boniszewski von 3,1 zum Einsatz. Nach Herstellerangaben ist dieses agglomerierte Pulver bevorzugt für Schweißungen an hochfesten Feinkornbaustählen sowie an kaltzähen und alterungsbeständigen Stählen geeignet. Wegen seines neutralen Verhaltens bezüglich der Elemente Silizium und Mangan wird zur Verwendung von Drahtelektroden mit höheren Si- und Mn-Gehalten geraten. Das Pulver P1 ist insbesondere für Schweißungen in Tandem- und Mehrdrahttechnik geeignet. In Verbindung mit der Drahtelektrode D1 wird es für Schweißungen an Offshore-Konstruktionen eingesetzt. Dieses Schweißgut erfüllt hohe Anforderungen an die Tieftemperaturzähigkeit. Das Pulver ist mit Gleichstrom am Pluspol und mit Wechselstrom bis zu 1000 A verschweißbar [104]. Die Zusammensetzung des Pulvers ist in Tabelle A3, die Richtanalyse des Schweißgutes der Draht-Pulverkombination D1/P1 in Tabelle A4 wiedergegeben. Die Richtwerte der mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes nach Herstellerangaben zeigt Tabelle A5.

Für den Stahl GW 3 wurde ein mikrolegiertes Schweißgut verwendet. Eine Besonderheit dieses Schweißgutes liegt darin, daß beim UP-Dreidrahtschweißen eine mikrolegierte Fülldrahtelektrode D2 mit zwei unlegierten Massivdrähten D3 verschweißt wird. Der Vorteil dieser Anordnung liegt darin, daß einerseits die Mikrolegierung im Fülldraht sehr exakt eingestellt werden kann, andererseits aber nur ein teurer Fülldraht im Mehrdrahtprozeß eingesetzt werden muß. Der Draht D2 ist in seiner Legierung angepaßt für den Zwei-, Drei- und Vierdrahtprozeß erhältlich, wo er jeweils an zweiter Stelle mit der entsprechenden Anzahl von Massivdrähten vom

Typ D3 verschweißt wird. Das Schweißgut ist insbesondere für das Lage-Gegenlage-Schweißen entwickelt worden. Damit die Sauerstoffgehalte des Schweißgutes nicht zu weit absinken, wird die Verwendung eines mittelbasischen Pulvers P2 angeraten. Das Pulver P2 ist ebenfalls ein agglomeriertes Pulver aus der fluoridbasischen Typengruppe. Es wird zur Verarbeitung von allgemeinen Baustählen, Kesselbau- und Rohrstählen sowie Feinkornbaustählen verwendet. Das Pulver zeigt einen leichten Zubrand von Silizium und ein neutrales Verhalten gegenüber Mangan, weshalb zur Verwendung von Drahtelektroden mit erhöhtem Mn-Gehalt geraten wird. Das Pulver eignet sich zum Einsatz im Mehrdrahtprozeß und zur Lage-/Gegenlageschweißung. Es ist mit Gleichstrom am Pluspol und mit Wechselstrom bis zu 1200 A verschweißbar [104].
Die Zusammensetzung des Pulvers sowie die Richtwerte des Schweißgutes D2/D3/P2 sind den Tabellen A4 und A5 zu entnehmen.
Für den Stahl GW 4 mußte mit Rücksicht auf die hohe Festigkeit des Grundwerkstoffes eine mittellegierte, höherfeste Drahtelektrode D4 eingesetzt werden. Verwendet wurden hier drei Fülldrähte mit basischer Schlackencharakteristik, die in Kombination mit dem Pulver P1 zum Verschweißen hochfester Feinkornbaustähle bis zur Festigkeitsklasse S 500 geeignet sind. Die geforderten mechanischen Eigenschaften werden im unbehandelten oder spannungsarmgeglühten Zustand erreicht. Mit diesen Drähten werden nach Herstellerangaben optimale Werte bei Streckenenergien <22 kJ/cm erzielt. Die Richtwerte des Schweißgutes D4/P1 sowie die chemische Zusammensetzung nach Herstellerangaben sind ebenfalls in den Tabellen A4 und A5 aufgeführt.

5.4 Verbindungsschweißungen zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

Beim UP-Dreidrahtschweißen erfolgt die Beeinflussung des Raupenprofils über die Schweißparameter und die geometrische Anordnung der Elektroden. Die erste Elektrode stellt in schleppender Anordnung den notwendigen Einbrand sicher, während die folgenden Elektroden in neutraler Stellung den Querschnitt füllen, bzw. in stechender Stellung eine breite und wenig überhöhte glatte Oberraupe erzeugen. Die Anstellwinkel liegen in der Größenordnung von 5° bis 25° zur Senkrechten. Der Abstand der Elektroden ist so einzustellen, daß die Lichtbögen in einer gemeinsa-

men Kaverne brennen. Übliche Elektrodenabstände liegen zwischen 15 und 25 mm. Bei Über- oder Unterschreitung dieses Bereichs können Prozeßstörungen wie Kurzschlüsse zwischen den Drähten, Schlackeneinschlüsse oder Einbrandkerben auftreten [43]. Für die Schweißversuche wurde eine Anordnung der Drahtelektroden gem. Bild 21 verwendet.

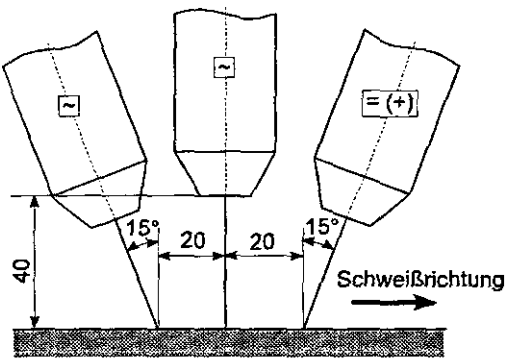


Bild 21: Anordnung der Drahtelektroden beim UP-Dreidrahtschweißen

Zur Charakterisierung der Zähigkeit der Wärmeeinflußzonen ist eine möglichst geradlinige, senkrecht zur Blechoberfläche verlaufende Schmelzlinie erforderlich. Daher wurden für alle Schweißversuche die Bleche mit unsymmetrischen Nahtvorbereitungen versehen, Bild 22. Alle Nahtvorbereitungen wurden durch Brennschneiden erzeugt. Um ein günstiges Raupenprofil in der Wurzellage zu erzielen und, vor allem bei den großen Blechdicken, Kurzschlüsse zwischen den Brennern und der Blechkante zu vermeiden, wurden die Drahtelektroden um 15° gegen die Steilflanke geneigt angeordnet.

Die ersten Schweißversuche wurden an dem Stahl GW 2 durchgeführt. Bei diesem Stahl wurden bereits die Wurzelraupen mit dem UP-Dreidrahtverfahren geschweißt. Um ein Durchfallen zu verhindern, wurden beim Schweißen der ersten Raupe Badsicherungselemente aus Kupfer an der Rückseite angebracht. Allerdings zeigte sich, daß bei dem engen Öffnungswinkel der DHY-Naht sich ein sehr ungünstiges Raupenprofil in der Wurzel ergab. Die Wurzelraupen waren bei der beschriebenen Vorgehensweise sehr schmal und tief, so daß beim

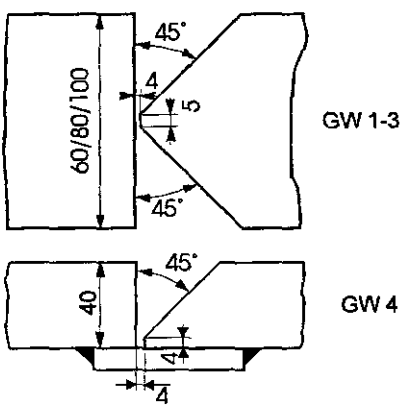


Bild 22: Nahtvorbereitungen zum UP-Dreidrahtschweißen

Schweißen der ersten Raupe auf der Gegenseite zum Teil Heißrisse auftraten, Bild A1. Für die Stähle GW 1 und 3 wurde der Lagenaufbau dahingehend geändert, daß zunächst von Hand mit dem MAG-Verfahren eine Wurzelraupe geschweißt wurde. Dann wurden zunächst auf jeder Seite drei Raupen mit dem UP-Eindrahtverfahren geschweißt. Anschließend wurde unter mehrfachem Wenden der Bleche zum Ausgleich des Verzuges der Restquerschnitt gefüllt. Der sich so ergebende Nahtaufbau ist in Bild 23 am Beispiel des Stahls GW 1 gezeigt. Wie an den Makroschliffen der Stähle GW 1 und 3 zu erkennen ist, wird die Aufmischung beim UP-Dreidrahtschweißen so groß, daß die UP-Eindraht geschweißten Wurzelraupen nahezu vollständig aufgeschmolzen werden, Bilder A1 und A2. Bei dieser Vorgehensweise traten keine Heißrisse mehr auf.

Bei dem Stahl GW 4 erfolgten die Schweißungen wegen der relativ geringen Blechdicke nur einseitig auf eine Badsicherung aus Stahl, Bild 22. Hier wurde auch die Wurzelraupe mit dem UP-Dreidrahtverfahren erstellt. Den Makroschliff dieser Schweißverbindung zeigt Bild A2.

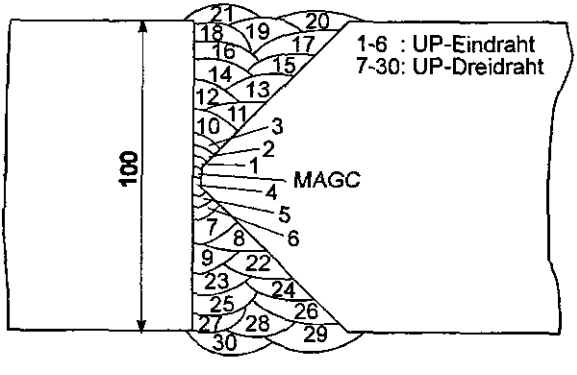


Bild 23: Nahtaufbau am Beispiel des Stahls GW 1

Bedingt durch die Verwendung von Fülldrähten beim Stahl GW 4 bzw. einer Kombination aus Füll- und Massivdrähten beim Stahl GW 3, wurden nicht alle Stähle mit identischen Schweißparametern verarbeitet. Einen vollständigen Überblick über die angewandten Schweißparameter, die Streckenenergie und die Abschmelzleistung gibt Tabelle A6. Mit den in dieser Tabelle angegebenen Schweißparametern wurden die Fügequerschnitte der Bleche GW 1 mit 30 Raupen, GW 2 mit 8 Raupen, GW 3 mit 22 Raupen und GW 4 mit 6 Raupen gefüllt.

6 Hochleistungs-Schutzgasschweißen

6.1 Schweißanlage

Für die Untersuchungen standen eine Stromquelle und ein Drahtvorschubsystem vom Typ T.I.M.E. 760 der Firma Fronius Schweißmaschinen KG Austria zur Verfügung. Bild 24 zeigt die Stromquelle und die Drahtvorschubeinheit dieser Schweißmaschine.

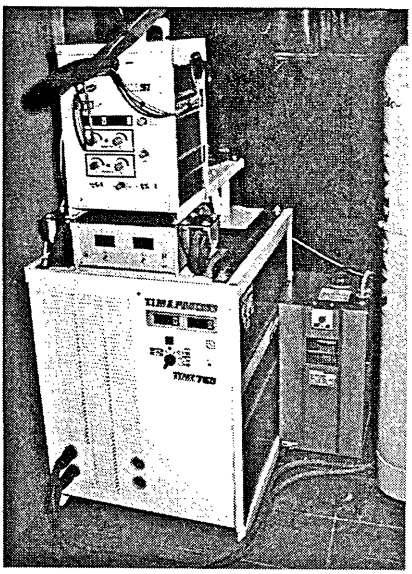


Bild 24: Schweißanlage T.I.M.E.760

Bei der Stromquelle handelt es sich um eine primärgetaktete Inverterstromquelle. Sie wandelt zuerst den Wechselstrom aus dem Netz in geglätteten Gleichstrom um. Dieser ist wegen seiner hohen Spannung und niedrigen Stromstärke für das Schweißen noch ungeeignet. Ein Zerhacker aus Schalttransistoren oder Thyristoren zerlegt den Gleichstrom in einen zeitlich unterbrochenen Strom. Bei Verwendung von Transistoren beträgt die Taktfrequenz 20 bis 50 kHz. Durch die Veränderung der Taktfrequenz können unterschiedliche Leistungen und Kennlinien stufenlos eingestellt und Impulse aufgebaut werden. Ein Transformator formt den Strom und die Spannung auf die vorgegebenen Sollwerte um. Dabei entsteht durch die Schaltfrequenz der Transistoren eine Oberwelligkeit. Anschließend erzeugt der Sekundärgleichrichter die geforderte Gleichspannung. Wegen der hohen Frequenz ist es möglich, den Transformator wesentlich kleiner zu bauen. Dadurch können 90 % des Transformatorgewichtes eingespart werden und die Magnetisierungsverluste verringern sich. Das statische Verhalten der Inverterstromquelle kann durch die Vorgabe von Strom-Spannungs-Kombinationen mit Steuersignalen festgelegt werden. Bild 25 zeigt das Blockschaltbild einer solchen Stromquelle.

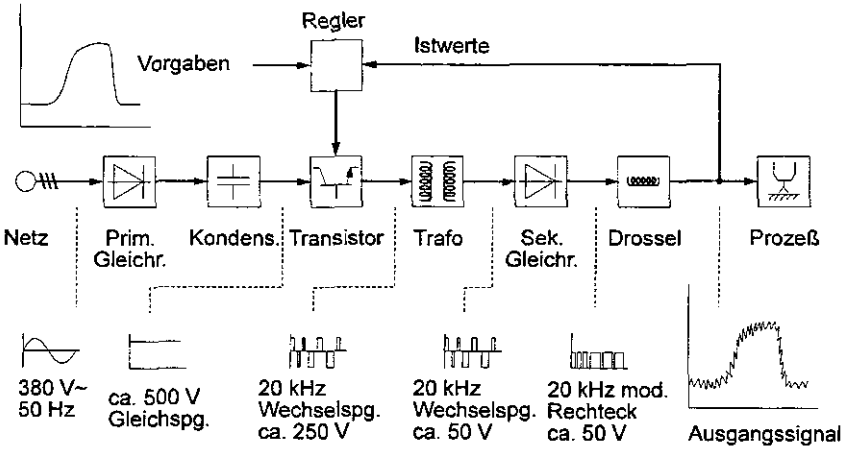


Bild 25: Blockschaltbild einer primär getakteten Stromquelle nach [105]

Die statischen und die dynamischen Eigenschaften der Inverterstromquelle sind unabhängig von der Bauart des Transformators und der induktiven Widerstände und werden nur von der elektronischen Steuerung bestimmt [106].

Von der Firma Fronius werden für die T.I.M.E. 760-Anlage die folgenden technischen Daten angegeben:

die Stromquelle liefert eine Spannung von 10 V bis 60 V bei einer Belastung von 3 A bis 760 A. Durch die Invertertechnik liegt der Wirkungsgrad bei 90 % und die Stromquelle besitzt ausgezeichnete dynamische Eigenschaften. Das Gerät kann außer für den T.I.M.E.-Prozeß auch für MIG-, MAG-, WIG-, E-Hand-, Impulslichtbogenschweißen und für das Fugenhobeln eingesetzt werden.

Um die hohen Drahtvorschubgeschwindigkeiten von bis zu 50 m/min zu erreichen, wird das Drahtvorschubsystem von einem Motor mit einer Leistung von 250 Watt ausgerüstet. Dieser treibt sechs kugelgelagerte Drahtvorschubrollen an, die über Verzahnungen miteinander verbunden sind. Es können Elektroden mit einem Durchmesser von 0,8 mm bis 1,6 mm eingesetzt werden. Die Schweißparameter Spannung und Drahtvorschubgeschwindigkeit werden an der Drahtvorschubeinheit eingestellt. Für einen einwandfreien Prozeßstart und eine gute Endkraterfüllung ist die Schweißmaschine mit einer 2-Parameter-Steuerung ausgerüstet. Im sogenannten 4-Takt-Betrieb wird der Prozeß zunächst mit der ersten Parameterkombination durch Drücken der Brennertaste gestartet. Beim Loslassen der Brennertaste werden

über eine Leistungsrampe Drahtvorschubgeschwindigkeit und Schweißspannung auf den zweiten Parametersatz hochgeregelt. Erneutes Drücken der Brennertaste senkt über eine Leistungsrampe Spannung und Drahtvorschubgeschwindigkeit bevor durch Loslassen der Brennertaste der Schweißvorgang beendet wird. An der Schweißmaschine ist eine Gasvorströmzeit von 2 Sekunden und eine Nachströmzeit von 4 Sekunden fest eingestellt. Der Brenner ist wassergekühlt und besitzt ein Kontaktrohr, das in einer exzentrischen Aufnahme eingeklemmt wird und somit eine stufenlose Einstellung des freien Drahtendes unabhängig vom Gasdüsenabstand erlaubt.

Zur Brennerführung und als Höhen- und Seitensupport wurde ein Schweißgeräteträger der Fa. Haane eingesetzt. Diese Maschine ermöglicht das stufenlose Einstellen von Schweißgeschwindigkeiten bis zu 250 cm/min. Die Maschine verfügt über eine Stromerkennung, so daß der Vorschub automatisch bei Beginn des Schweißprozesses einsetzt und nach dem Abschalten des Lichtbogens stoppt.

Für die Reproduzierbarkeit der Schweißversuche und die exakte Auswertung ist es erforderlich, die genauen Schweißparameter zu kennen. Dies gilt insbesondere für die Schweißspannung, da die realen Werte der Lichtbogenspannung durch den Spannungsabfall im Schlauchpaket von den vorgegebenen Werten abweichen. Daher wurde der Schweißbrenner mit einem zusätzlichen Spannungsabgriff versehen. Der Schweißstrom wurde über einen induktionslosen Shunt gemessen. Die gemessenen Werte von Strom und Spannung wurden an einem gesonderten Meßgerät abgelesen, das in Bild 24 zwischen Drahtvorschubeinheit und Stromquelle zu erkennen ist.

6.2 Hochgeschwindigkeits-Filmaufnahmen

Der Werkstoffübergang im Lichtbogen erfolgt in einer Geschwindigkeit, die das menschliche Auge nicht mehr wahrnehmen kann. Die Hochgeschwindigkeitsfilmtechnik, bei der bis zu 6000 Bildern je Sekunde aufgenommen werden, ermöglicht es, solche Vorgänge sichtbar zu machen. Bild 26 zeigt den schematischen Aufbau der verwendeten Kamera mit der Typenbezeichnung "Hycam" der Firma John Hadland Ltd. Durch das Objektiv fällt der Lichtstrahl ein und wird über ein rotierendes Prisma auf den Film projiziert. Die Umfangsgeschwindigkeit des Prismas entspricht der Vorschubgeschwindigkeit des Films. Auslösung und Geschwindigkeitsüberwachung der Kamera erfolgen über ein separates Steuergerät.

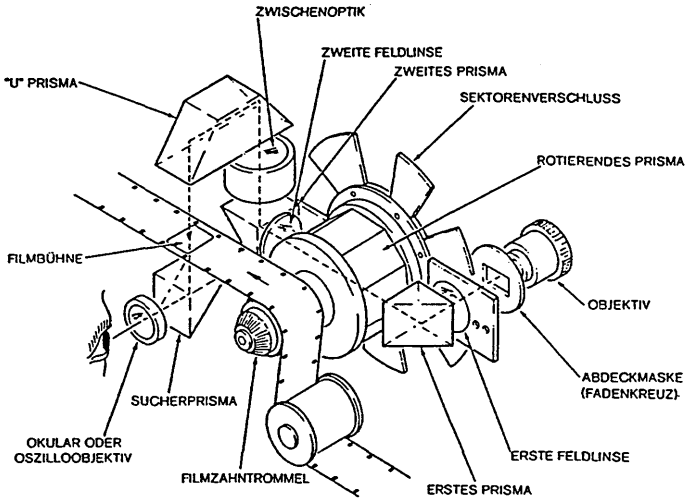


Bild 26: Schematischer Aufbau der Hochgeschwindigkeits-Filmkamera nach [107]

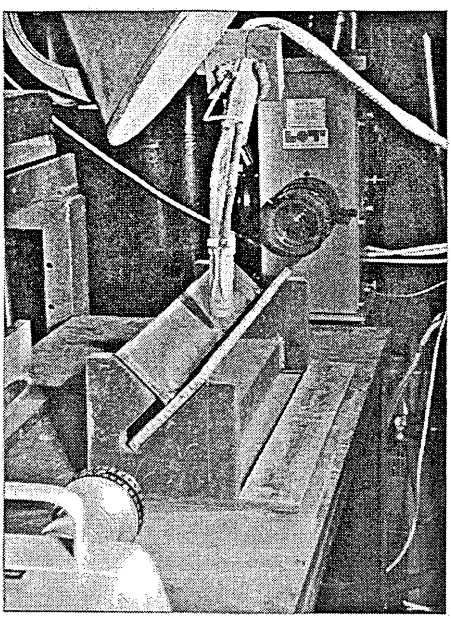


Bild 27: Versuchsaufbau zur Aufnahme der Hochgeschwindigkeitsfilme

Der Versuchsstand ist so aufgebaut, daß alle Aufnahmen mit Gegenlicht gefilmt werden, Bild 27. Dabei erfordert die Geometrie einer Kehlnaht die Durchstrahlung des Lichtbogens längs zur Nahtrichtung. Am unteren Bildrand ist die Hochgeschwindigkeitsfilmkamera zu erkennen. In der Mitte befindet sich die Schweißvorrichtung mit den zu verschweißenden Blechen. Rechts oben ist die zur Durchstrahlung notwendige Quecksilberdampflampe zu sehen. Damit der helle Lichtbogen nicht den Werkstoffübergang beim Schweißen überstrahlt, wurde das Kameraobjektiv mit einem Interferenzfilter versehen. Der Filter sperrt Lichtstrahlen mit einer Wellenlänge von 530 nm, was unge-

fähr der Wellenlänge des vom Lichtbogen emittierten Lichts entspricht.
In der in Bild 27 gezeigten Anordnung wurde mit bewegtem Brenner bei feststehendem Werkstück geschweißt. Visuell wurde der Bereich festgelegt, in dem die Filmkamera gestartet wurde. Gefilmt wurde mit 4000 Bildern pro Sekunde, so daß bei den verwendeten Filmen ein Aufnahmezeitraum von ca. einer Sekunde zur Verfügung stand. Bei einer Schweißgeschwindigkeit von 35 cm/min entspricht dies einer Strecke von ca. 0,6 cm. Der Bereich ausreichender Tiefenschärfe der Kamera betrug ca. 4 cm, so daß die gesamte Aufnahme scharf abgebildet werden konnte.
Die Hochgeschwindigkeits-Filmtechnik wurde im Rahmen dieser Arbeit eingesetzt, um den Werkstoffübergang beim Schweißen mit Fülldrahtelektroden zu dokumentieren.

6.3 Hochleistungs-Schutzgasschweißen mit Massivdrähten

6.3.1 Zusatzwerkstoffe

Als Schutzgas kam für alle Schweißungen das T.I.M.E.-Gas (Vergl. Kap. 2) zum Einsatz. Für die Optimierung der Schweißparameter wurde ein Draht vom Typ SG 2 eingesetzt, der aus einer Faßspule entnommen wurde. Bei diesem Draht handelt es sich um eine niedriglegierte Drahtelektrode zum MAG-Verbindungs- und Auftragschweißen von Bau- und Rohrstählen bis zu einer Streckgrenze von 355 MPa unter CO_2 oder Mischgasen.
Die Richtanalyse des Schweißgutes sowie die Richtwerte der mechanischen Eigenschaften beim Verschweißen unter CO_2 sind in den Tabellen A7 und A8 aufgeführt.

Mit Rücksicht auf die hohe Festigkeit des Stahls GW 4 wurde für die Verbindungsschweißungen dieses Stahls eine mittellegierte Massivdrahtelektrode D5 eingesetzt, die nach Herstellerangaben für Feinkornbaustähle mit Streckgrenzen bis zu 690 MPa geeignet ist.
Die Drahtelektrode D5 kann sowohl unter CO_2 als auch unter argonreichen Mischgasen verschweißt werden. Die Richtwerte des Drahtherstellers hinsichtlich Schweißgutzusammensetzung und mechanischer Eigenschaften sind in den Tabellen A7 und A8 zusammengestellt.

6.3.2 Ermittlung geeigneter Schweißparameter

Vor der eigentlichen Versuchsdurchführung mußten geeignete Schweißparameter festgelegt werden. Um die Zahl der Parameter zu begrenzen, wurden zunächst geeignete Randbedingungen für die Schweißversuche bestimmt. In Vorversuchen konnte die optimale Brennerneigung mit 5° stechend festgelegt werden. Weiterhin wurde der optimale Kontaktrohrabstand ermittelt. Zu diesem Zweck wurden Auftragschweißungen auf 30 mm dicke Bleche aus unlegiertem Baustahl durchgeführt. Bild 28 zeigt exemplarisch die Veränderung des Einbrandes bei Variation des Kontaktrohrabstandes bei einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von 25 m/min. Deutlich ist zu erkennen, daß mit kleiner werdendem Kontaktrohrabstand sich ein ausgeprägter "Argonfinger" bildet, eine Einbrandform, die für argonreiche Mischgase typisch ist. Mit größer werdendem Abstand wird der Einbrand flacher, bei einem Kontaktrohrabstand von 40 mm setzt dann eine stabile Lichtbogenrotation ein. Dies führt zu einem wannenförmigen Einbrand, allerdings ist der Prozeß wegen der vielen Spritzer unbrauchbar.

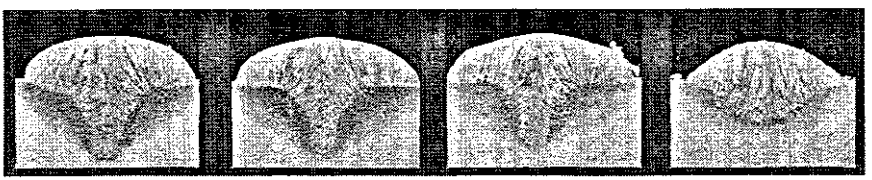


Bild 28: Einbrandprofil bei Variation des Kontaktrohrabstandes v_D=25m/min, U=42 V, v_S=17 cm/min

Auf der Basis solcher Vorversuche wude der opimale Kontaktrohrabstand mit 30 mm festgelegt. Dabei befindet sich das Kontaktrohr 5 mm innerhalb der Gasdüse, so daß der Abstand zwischen Gasdüse und Werkstück 25 mm beträgt.

Für den Start- und den Abschaltvorgang wurden als Werte für den Sprühlichtbogen folgende Parameter festgelegt:

Schweißspannung : 36 V

Drahtvorschubgeschwindigkeit: 10 m/min

Aus Vereinfachungsgründen wurde die Optimierung der Schweißparameter an Auftragschweißungen und Kehlnähten in Wannenlage vorgenommen. Ziel war es, die Obergrenze des stabilen Sprühlichtbogens zu erfassen, sowie Parameter

eines stabil rotierenden Lichtbogens zu ermitteln. Bei diesen Untersuchungen erfolgte die Optimierung, indem bei konstanter Schweißgeschwindigkeit die Drahtvorschubgeschwindigkeit vorgewählt und die Schweißspannung so nachgeführt wurde, daß sich ein möglichst stabiler Prozeßverlauf ergab.

Bei den oben erwähnten Randbedingungen wurde als Obergrenze eines stabil brennenden Sprühlichtbogens eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von 25 m/min ermittelt. Bei höheren Drahtvorschubgeschwindigkeiten kommt es zu einem instabilen Prozeß, bei dem der Lichtbogen zeitweise Ansätze zur Rotation zeigt, aber oft zwischen Sprüh- und rotierendem Lichtbogen wechselt. Der Wechsel zwischen den beiden Lichtbogenarten ist durch eine verstärkte Spritzerbildung gekennzeichnet. Weiterhin kann beobachtet werden, daß der Lichtbogen zeitweise nicht rotiert, sondern in einer Ebene pendelt, wobei es oft zu einem zufälligen "Kippen" der Pendelebene kommt.

Bei einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von 25 m/min bildet sich bei nicht exakter Einhaltung der Randbedingungen ein ausgeprägter fingerförmiger Einbrand, der im Extremfall bereits bei Auftragschweißungen Bindefehler und Poren zeigt, Bild 29.
Die Ausbildung der in Bild 29 sichtbaren Poren wird in [108] auf den hohen Lichtbogendruck oberhalb 300 A zurückgeführt. Dieser verursacht den tiefen Einbrand. Bild 30 zeigt eine schematische Darstellung der Equipotential-Linien und der Verteilung der Stromdichte (schattiert dargestellt) in einem Lichtbogen. Aufgrund der Lage der Equipotential-Linien bei tiefem Einbrand fließt der Strom von den Seitenwänden des Schmelzbades zur Elektrode. Folglich erreicht nur ein geringer Teil der thermischen Energie den Grund des Schmelzbades. Weiterhin treten an dieser Stelle Verwirbelungen auf und es wird ein weiteres Aufschmelzen des Grundwerkstoffes verhindert.

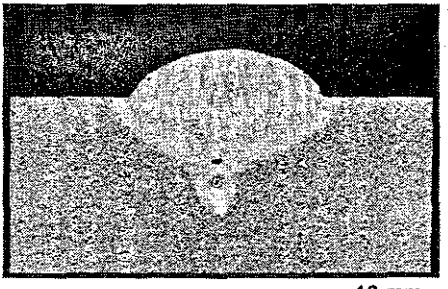


Bild 29: Einbrandform bei ungünstiger Parameterkombination, v_D=25 m/min, l_K=35 mm, U=50 V, I=490 A, v_S=50cm/min

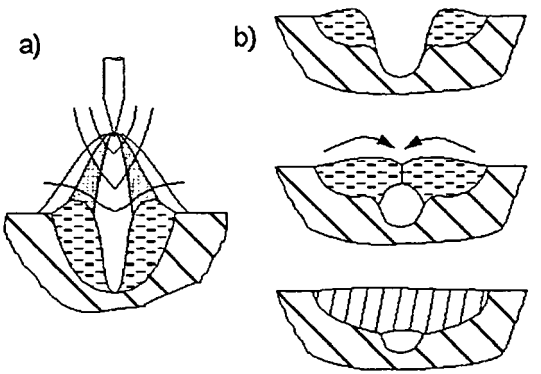


Bild 30: a) Schematische Darstellung der Equipotentiallinien und der Stromdichte nach [108]
b) Porenentstehung bei hohen Strömen nach [109]

Brennt der Lichtbogen nicht mehr an der gleichen Stelle, dann fällt der flüssige Werkstoff von den Seitenwänden des Schmelzbades in den Einbrand-Finger und bildet eine Pore, Bild 30. Diese Ergebnisse werden in [109] bestätigt.

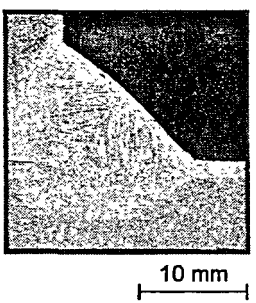


Bild 31: Einbrandprofil bei optimierten Schweißparametern für v_D=25 m/min *(Kehlnaht)*

Als optimale Schweißparameter für den Hochleistungs-Sprühlichtbogen wurden folgende Werte ermittelt:

v_d = 25 m/min
U = 39 V
I = 420 A
l_k = 30 mm

Das Einbrandprofil bei diesen Schweißparametern ist in Bild 31 gezeigt. Bei diesem Versuch betrug die Schweißgeschwindigkeit v_s = 40 cm/min.

Zur Optimierung der Schweißparameter für Schweißungen im rotierenden Lichtbogen wurde in der oben beschriebenen Weise vorgegangen. Es zeigte sich, daß bis zu einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von ca. 35 m/min der instabile Übergangsbereich zwischen Hochleistungs-Sprühlichtbogen und rotierendem Lichtbogen vor-

handen ist. Erst oberhalb dieses Wertes wurde eine stabile Lichtbogenrotation beobachtet. Zwar kann, wie bereits oben beschrieben, auch durch die Vergrößerung des Kontaktrohrabstandes die Lichtbogenrotation erzwungen werden, allerdings ist der Prozeß dann wegen der vielen Spritzer unbrauchbar.

Bei einer Drahtfördergeschwindigkeit von 40 m/min und einem Kontaktrohrabstand von 30 mm steigt der Schweißstrom bei angepaßter Spannung auf ca. 600 A. Infolge dieser hohen Lichtbogenleistung steigt die Kraft des Plasmastrahls auf den Lichtbogenansatzpunkt. Durch den hohen Strom wird das freie Drahtende sehr stark vorgewärmt, es wird weich und weicht dem Druck des Plasmastrahls aus, der Lichtbogen rotiert. Die Rotation setzt willkürlich ein, d.h. die Rotation kann in beide Richtungen erfolgen. Die Rotationsfrequenz liegt abhängig von der Spannung und dem Kontaktrohrabstand in der Größenordnung von 800-1000 Hz, daher ist die Rotation mit bloßem Auge nicht erkennbar. Allerdings ist die Lichtbogenrotation als deutliches Brummgeräusch akustisch wahrnehmbar. Bild A3 im Anhang zeigt eine Hochgeschwindigkeits-Filmsequenz des rotierenden Lichtbogens bei 35 m/min Drahtfördergeschwindigkeit. In dieser Aufnahme ist die Lichtbogenrotation gut zu erkenen.

Durch die Rotation entsteht ein breiter, wannenförmiger Einbrand. Bei angepaßter Spannung und richtigem Kontaktrohrabstand geht der Zusatzwerkstoff spritzerarm in die Schmelze über. Als optimale Parameter wurden folgende Werte ermittelt:

v_d = 40 m/min

l_k = 30 mm

U = 49 V

I = 600 A

Bild 32 zeigt das Einbrandprofil einer solchen Schweißung. Die Schweißgeschwindigkeit betrug bei diesem Versuch v_S=50 cm/min. Deutlich werden in diesem Bild die Vorzüge des rotierenden Lichtbogens. Die Oberraupe ist leicht unterwölbt und die Flankenanbindung ist sehr gut. Ein "Argonfinger" wie im Hochleistungs-Sprühlichtbogen ist nicht zu erkennen.

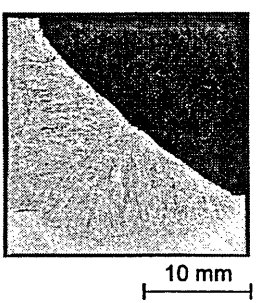


Bild 32: Einbrandprofil bei optimierten Schweißparametern für v_D=40 m/min

Bei allen Schweißungen zur Parameteroptimierung hat sich gezeigt, daß die Schutzgasmenge sowohl im Hochleistungs-Sprühlichtbogen, als auch im rotierenden

Lichtbogen gegenüber den für das MAG-Verfahren üblichen Werten angehoben werden muß, um die sich ausbildenden, großen Schmelzbäder zuverlässig zu schützen. Bei allen Versuchen wurde daher mit einem Gasstrom zwischen 18 und 30 l/min gearbeitet.

Bei der Variation der Schweißgeschwindigkeit zeigte sich, daß im Hochleistungsbereich ca. 60 cm/min Schweißvorschub die obere sinnvolle Grenze darstellen. Oberhalb dieser Schweißgeschwindigkeit können die großen Schmelzbäder nicht mehr zuverlässig vor Luftzutritt geschützt werden und es wird starke Porosität beobachtet. Aus diesem Grund wurden alle Versuche mit Schweißgeschwindigkeiten zwischen 35 und 50 cm/min durchgeführt.

6.3.3 Schweißen im Hochleistungs-Sprühlichtbogen

Zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen, die in beiden Lichtbogenbereichen erstellt wurden, sollten Stumpfnähte an einem Feinkornbaustahl vom Typ S 355 geschweißt werden. Zum Vergleich der Eigenschaften wurde eine Schweißung mit dem konventionellen Sprühlichtbogen durchgeführt.

Die Bleche für diese Schweißungen hatten die Abmessungen 500 mm x 100 mm x 35 mm. Als Fugenform wurde eine HV-Naht mit einem Öffnungswinkel von 45° gewählt. Rost und Zunder wurden durch Abschleifen entfernt.

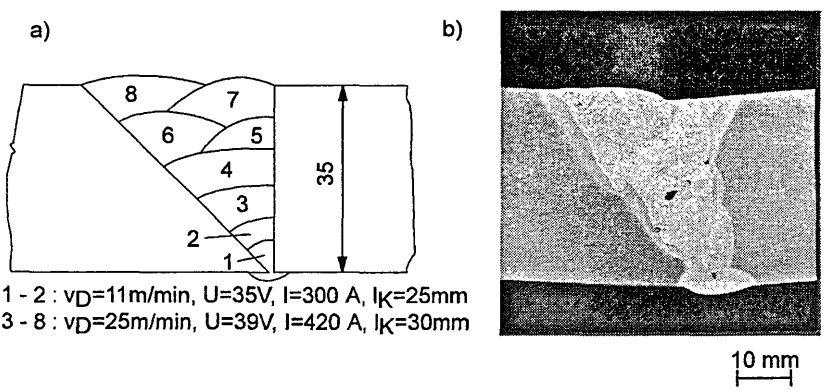


Bild 33: a) Schematischer Lagenaufbau und b) Makroschliff der Verbindungsschweißung im Hochleistungs-Sprühlichtbogen,vs=40cm/min

Als Zusatzwerkstoff wurde ein Schweißdraht vom Typ SG 2 mit einem Durchmesser von 1,2 mm eingesetzt.

Die Bleche wurden zunächst durch Elektrode-Hand-Schweißen mit einer Kapplage verbunden. Mit dem T.I.M.E.-Verfahren wurden zwei Wurzellagen mit v_D = 11 m/min geschweißt und das verbleibende Nahtvolumen im Hochleistungs-Sprühlichtbogen mit den optimierten Parametern in Strichraupentechnik gefüllt. Der Brenner war 5° stechend eingestellt und die zugeführte Schutzgasmenge betrug für die Lagen eins und zwei 14 l/min und für die übrigen Lagen 18 l/min.

Im Makroschliff, Bild 33, sind die Einbrandformen der einzelnen Lagen zu erkennen. Bei den Lagen mit v_d = 25 m/min ist der Einbrand tief und in den Deckraupen relativ breit. Deutlich ist zu sehen, daß die Raupen 4 und 5 im unteren Bereich des Einbrands Poren aufweisen. Die Entstehung dieser Schweißfehler wurde bereits erläutert. Der Makroschliff in Bild 33 zeigt ein besonders extremes Beispiel für das Auftreten dieser Poren. Allerdings traten diese Fehler in den Raupen 4 bis 8 über die gesamte Probenlänge auf. Infolge der Größe und der Häufigkeit der Fehler konnten aus diesem Blech keine geeigneten Proben für Kerbschlag- oder Zugversuche entnommen werden.

Die Vergleichsschweißung im konventionellen Sprühlichtbogen wurde an derselben Nahtvorbereitung durchgeführt. Bild 34 zeigt den Lagenaufbau und den Makroschliff der Schweißverbindung. Die Schweißparameter sind ebenfalls in Bild 34 angegeben. Mit diesen Parametern wurden zum Füllen des Querschnittes 20 Raupen benö-

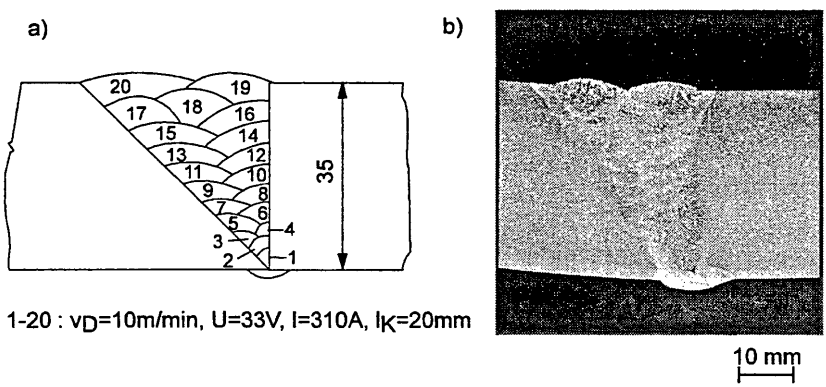
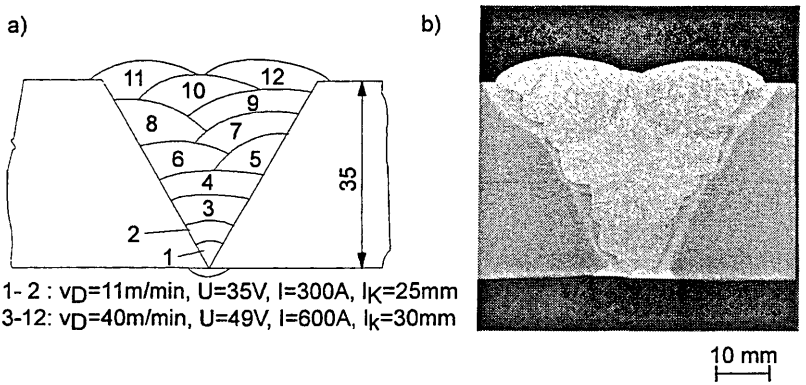


Bild 34: a) Schematischer Lagenaufbau und b) Makroschliff der Vergleichsschweißung im konventionellen Sprühlichtbogen, v_S=40cm/min

tigt. Als Schutzgas wurde ein handelsübliches Gasgemisch aus 82% Argon und 18% Kohlendioxid eingesetzt. Der Schutzgasstrom betrug 14 l/min. Erwartungsgemäß wurden bei dieser Schweißung keine Fehler beobachtet.

6.3.4 Schweißen im rotierenden Lichtbogen

Für die Schweißungen im rotierenden Lichtbogen wurde zunächst versucht, dieselbe Nahtvorbereitung wie beim Sprühlichtbogen zu verwenden. In den ersten Versuchen zeigte sich, daß es bei diesem relativ engen Fügequerschnitt wegen des großen benötigten Schutzgasstroms von 22 l/min zu einer "Injektorwirkung" kam und Luft mit eingesogen wurde. Daher wurde für die Versuche eine symmetrische V-Naht mit 60° Öffnungswinkel verwendet.
Die ersten zwei Wurzelraupen wurden im Sprühlichtbogen erstellt. Die Füllagen 3-12 wurden dann im rotierenden Lichtbogen geschweißt.
Bild 35 zeigt den Lagenaufbau und den Makroschliff dieser Schweißung.
Bei der Probenahme für die Zug- und Kerbschlagbiegeproben zeigte sich, daß das Schweißgut unzulässig viele Poren enthielt. Eine Durchstrahlungsprüfung der Schweißverbindung machte deutlich, daß es sich bei diesen Poren wegen ihrer Anzahl, Größe und Verteilung vermutlich nicht um eingewirbelte Luft handelt.
Um die Ursachen der Porosität zu klären, wurden Bleche der Größe 500 mm x 150 mm x 20 mm aus allgemeinem Baustahl vom Typ Fe 360 mit einer



1- 2 : v_D=11m/min, U=35V, I=300A, l_K=25mm
3-12: v_D=40m/min, U=49V, I=600A, l_K=30mm

Bild 35: a) Schematischer Lagenaufbau und b) Makroschliff der Verbindungsschweißung im rotierenden Lichtbogen, v_S=50cm/min

V-Naht (α = 60°) entsprechend DIN 8551 Teil 1 vorbereitet. Rost und Zunder wurden durch Abschleifen entfernt. Zunächst wurden zwei Wurzelraupen im konventionellen Sprühlichtbogen geschweißt. Anschließend wurde der Restquerschnitt mit 2 Füllagen im rotierenden Lichtbogen gefüllt (Schweißparameter siehe Bild 35).

Bild 36 zeigt in einem Ausschnitt das Ergebnis der Durchstrahlungsprüfung. Die Verteilung der Poren ist gleichmäßig und ihre Größe gering. Um den Poreninhalt zu analysieren, wurden aus der Schweißverbindung anhand der Röntgenbilder Proben mit größeren Poren ausgearbeitet und in der Vakuumkammer unter Hochvakuum gebrochen. Der gasförmige Inhalt der Poren wurde dann mit einem Massenspektrometer qualitativ analysiert. Es wurden Anteile von Argon, Helium und CO_2 nachgewiesen, Stickstoff oder Sauerstoff wurden nicht gefunden. Dieses Ergebnis zeigt, daß durch die große Turbulenz des Schmelzbades Schutzgas in die Schmelze eingewirbelt wird, das im Verlauf der Erstarrung nicht mehr entweichen kann und im Schweißgut eingeschlossen wird.

Die aus dem Schweißgut entnommenen Zugproben brachen ausnahmslos an eingeschlossenen Poren, so daß für das Schweißgut keine gültigen Zugfestigkeitswerte ermittelt werden konnten. Bei den entnommenen Kerbschlagbiegeproben aus der Schweißgutmitte wurden nach den Versuchen die Werte ausgesondert, bei denen in

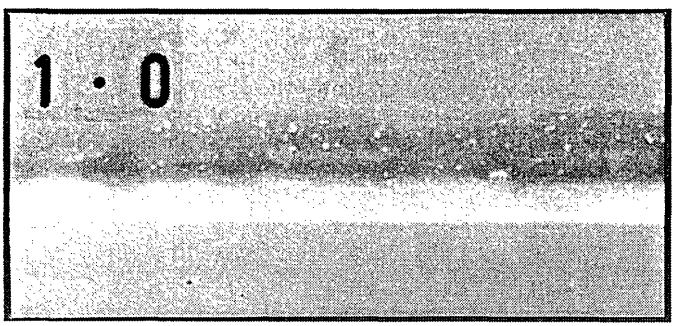


Bild 36: Röntgenaufnahme zur Untersuchung der Porosität

der Bruchfläche Poren zu erkennen waren. Die verbliebenen Kerbschlagarbeitswerte wurden dann ausgewertet und den Ergebnissen der Vergleichsschweißung gegenübergestellt. In beiden Fällen werden die Herstellerangaben für den Draht SG 2 von 80 J Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur deutlich übertroffen. Der Vergleich der beiden Kerbschlagarbeitskurven bei niedrigeren Temperaturen dagegen zeigt,

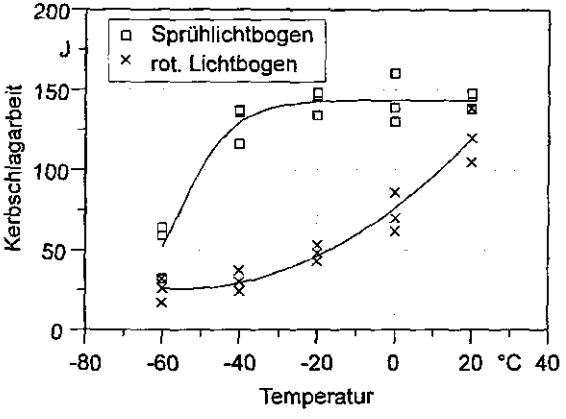


Bild 37: Vergleich der Kerbschlagarbeitskurven Sprühlichtbogen-rotierender Lichtbogen

daß beim Schweißen im rotierenden Lichtbogen die Zähigkeitswerte des Schweißgutes gegenüber der konventionellen Anwendung drastisch verschlechtert sind.

Ein Vergleich der chemischen Analysen verdeutlicht, daß der Abbrand insbesondere der sauerstoffaffinen Legierungselemente Silizium und Mangan wegen der geringeren Aktivgasanteile im T.I.M.E.-Gas deutlich geringer ist als unter einem Gasgemisch mit 18% CO_2, Tabelle 5. Dieses Ergebnis stimmt mit den Angaben in [110] überein.

Die Ursache für die deutlich schlechteren Zähigkeitswerte ist in den wesentlich vergrößerten Raupenquerschnitten und geringeren Anteilen umgekörnten Gefüges sowie in den größeren Abkühlzeiten zu suchen. So beträgt die Streckenenergie im konventionellen Sprühlichtbogen ca. 15,4 kJ/cm, im rotierenden Lichtbogen ca. 29,4 kJ/cm. Die daraus resultierenden Abkühlzeiten $t_{8/5}$ betragen ca. 9 s (konventioneller Sprühlichtbogen) bzw. ca. 18 s (rotierender Lichtbogen).

Zusammensetzung in Gew.-%	C	Si	Mn	P	S	Cu
rotierender Lichtbogen	0,0781	0,641	1,260	0,0055	0,0147	0,106
konventioneller Sprühlichtbogen	0,0819	0,551	1,080	0,0051	0,0142	0,106

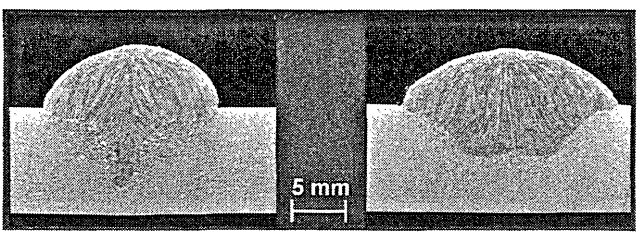
Tabelle 5: Vergleich der chemischen Analysen der Schweißgüter

6.3.5 Zwischendiskussion

Nach den erzielten Ergebnissen im Hochleistungs-Sprühlichtbogen und im rotierenden Lichtbogen mußte eine Entscheidung über die weitere Vorgehensweise getroffen werden.

Die Porenanfälligkeit im rotierenden Lichtbogen durch Einschlüsse von Schutzgas lassen als einzige Gegenmaßnahme ein Absenken der Schweißgeschwindigkeit zu, um die Entgasungsmöglichkeit des Schmelzbades zu verbessern. Allerdings ist bereits bei einer Schweißgeschwindigkeit von 50 cm/min ein Vorlaufen des Schmelzbades zu beobachten, so daß bei diesen hohen Leistungen ein Absenken der Schweißgeschwindigkeit nicht mehr sinnvoll erscheint. Weiterhin würde ein weiteres Absenken der Schweißgeschwindigkeit zu wesentlich höheren Streckenenergien führen, was im Hinblick auf die in Bild 37 ermittelten Kerbschlagarbeitswerte bei ca. 30 kJ/cm ebenfalls nicht sinnvoll ist. Nach Diskussionen mit Anbietern und Anwendern des Verfahrens wurde entschieden, die Versuche im rotierenden Lichtbogen nicht fortzusetzen, sondern den Bereich des Hochleistungs-Sprühlichtbogens zu optimieren.

Hier besteht das Hauptproblem in dem extrem tiefen fingerförmigen Einbrand, der sehr stark zu einer Porenanfälligkeit im Wurzelbereich neigt. Dieser tiefe Einbrandfinger ist durch Pendeln des Brenners quer zur Nahtrichtung sehr einfach zu unterdrücken. Bei Pendelfrequenzen von ca. 4 Hz und Pendelbreiten von wenigen Millimetern nimmt bereits die Porenanfälligkeit durch die Verbreiterung des Einbrandfingers drastisch ab. Größere Pendelbreiten von 5-8 mm führen zu einer Verringerung der Einbrandtiefe und einem wesentlich günstigeren Raupenprofil. Bild 38 zeigt die



ohne Pendeln

Pendelfrequenz 4 Hz
Pendelbreite 7 mm

Bild 38: Einbrandprofil beim Schweißen mit und ohne Pendelung
v_D = 25 m/min, U=39V, I= 420A, l_K=30mm, vs=40cm/min

Veränderung des Einbrandprofils bei gleichen Schweißparametern als Folge der Querpendelung.
Deutlich ist die Verbreiterung des Einbrandes und der Rückgang der Einbrandtiefe zu erkennen. Beim Schweißen mit Pendelung wurden die oben beschriebenen Fehlererscheinungen nicht mehr beobachtet.
Zur Ermittlung der Schweißgut- und WEZ-Eigenschaften von Schweißverbindungen im Hochleistungs-Sprühlichtbogen wurden daher mit den als günstig ermittelten Schweißparametern Stumpfnähte an dem Stahl GW 4 (vergl. Kapitel 4) in 40 mm Blechdicke geschweißt.

6.3.6 Verbindungsschweißungen zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

Für die Hochleistungs-Schutzgasschweißungen an dem Stahl GW 4 wurde dieselbe Nahtvorbereitung wie zum UP-Dreidrahtschweißen eingesetzt, Bild 22.
Da wegen der engen Fuge bei den Wurzelraupen der Brenner nicht gependelt werden konnte, wurden zunächst drei Wurzelraupen mit konventionellem Sprühlichtbogen geschweißt. Ab der 4. Raupe wurde dann mit dem Hochleistungs-Sprühlichtbogen mit einem Drahtvorschub von 25 m/min geschweißt. Bei allen Raupen im Hochleistungsbereich wurde mit Pendelung quer zur Schweißrichtung gearbeitet, angepaßt an die Fuge betrug die Pendelbreite zwischen 4 und 8 mm. Die Pendelfrequenz lag dabei konstant bei 4 Hz.
Um an der senkrechten Fugenflanke die Anbindung sicherzustellen, wurde bei den entsprechenden Raupen der Brenner um bis zu 30° gegen die Steilflanke geneigt.
Die Schweißparameter sind in Tabelle A9 im Anhang zusammengestellt.
Mit diesen Parametern wurde der Fügequerschnitt mit 13 Raupen gefüllt, Bild 39.
Bei diesen Werten betrug die Abschmelzleistung 13,5 kg/h, die rechnerische Streckenenergie lag bei 25 kJ/cm. Bei einer Zwischenlagentemperatur von 150 °C wurde mit dem in Kapitel 5.2 beschriebenen Meßgerät eine maximale Abkühlzeit von 16 s gemessen. Wird die Abkühlzeit nach SEW 088 [103] berechnet, ergibt sich ein Wert von 14 s, wenn ein relativer thermischer Wirkungsgrad von 0,8 für das Schweißen unter Mischgas angenommen wird.
Bei der Probenahme für die mechanisch-technologischen Untersuchungen zeigten sich lediglich im Wurzelbereich vereinzelte Bindefehler, die auf die niedrige Streckenenergie im Wurzelbereich zurückzuführen waren. Ansonsten waren alle mit die-

sen Werten erstellten Schweißverbindungen fehlerfrei, speziell das Auftreten von Poren wurde nicht beobachtet.

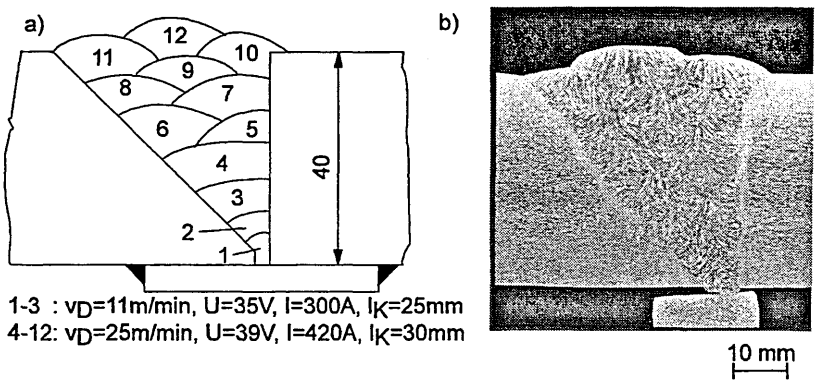


Bild 39: Schematischer Nahtaufbau und Makroschliff der Hochleistungs-Schutzgasschweißung am Stahl GW 4

6.4 Hochleistungs-Schutzgasschweißen mit Fülldrahtelektroden

Wegen der bereits oben beschriebenen Vorteile bei der Verwendung von Fülldrahtelektroden zum Schutzgasschweißen sollte untersucht werden, ob diese Vorzüge auch beim Schweißen mit hohen Drahtvorschubgeschwindigkeiten erhalten bleiben. Zu diesem Zweck erfolgten im Rahmen dieser Arbeit Schweißversuche mit vier verschiedenen Fülldrähten .

Für die Untersuchungen wurde die in Kapitel 6.1 beschriebene Schweißmaschine eingesetzt.

6.4.1 Zusatzwerkstoffe

Die Schweißungen mit Fülldrahtelektroden erfolgten, wie auch die Schweißungen mit Massivdrähten, unter dem bereits oben beschriebenen T.I.M.E.-Gas.

Untersucht wurden drei grundsätzlich verschiedene Drahttypen: Metallpulverfülldraht, basischer und rutiler Fülldraht. Von den Drahtherstellern werden die untersuchten Drähte wie folgt spezifiziert:

- Der Metallpulver-Fülldraht FD M1 ist ein mittellegierter Draht zum Schweißen an hochfesten Feinkornbaustählen bis zu einer Streckgrenze von 690 MPa. Bei diesem Draht handelt es sich um einen geschlossenen, verkupferten Fülldraht gem.

Bild 14 a. Er verfügt über hervorragende Schweißeigenschaften im Kurz- und Sprühlichtbogen. Durch seine hervorragende Wiederzündfähigkeit ist der Draht besonders für Roboterschweißungen geeignet. Wegen der geringen Oxidbildung auf der Nahtoberfläche ist das mehrlagige Schweißen ohne Zwischenreinigung möglich [102].

- Der zweite Metallpulver-Fülldraht FD M2 ist, wie auch die beiden schlackeführenden Drähte, ein Stumpfstoßdraht gem. Bild 14 b, dessen Oberfläche nicht verkupfert ist. Er ist geeignet zum Schweißen von Feinkornbaustählen bis zu 460 MPa Streckgrenze. Wegen der geringen Oxidbildung ist er besonders für das Mehrlagenschweißen geeignet. Der Draht kann im Kurz- und Sprühlichtbogen verarbeitet werden, er ist für im Kurzlichtbogen für Wurzelschweißungen bis zu 5 mm Spaltweite einsetzbar [111].
- Der Rutil-Fülldraht FD R wurde für leichte Verschweißbarkeit und hochqualitatives Nahtaussehen entwickelt. Der Draht ist geeignet für Stähle bis zu einer Streckgrenze von 460 MPa. Dieser Draht ist vor allem zum Schweißen von Kehlnähten in Horizontal- und Wannenposition geeignet. Aufgrund des flachen Profils der Oberraupe eignet er sich besonders zum Schweißen von Kehl- und Stumpfnähten, die auf Ermüdung beansprucht werden. Die Schlacke des Drahtes ist meist selbstabhebend [111].
- Der basische Fülldraht FD B ist für das Schweißen in Zwangslagen entwickelt worden. Er ist geeignet für Feinkornbaustähle bis zu einer Streckgrenze von 420 MPa. Das Schweißgut erreicht bis zu -60°C hervorragende Zähigkeitswerte. Der Draht bietet eine gute Flankenbenetzung und eine flache Nahtoberfläche. Die Schlacke ist leicht zu entfernen. [111]

Die Richtwerte der mechanischen Eigenschaften und die Richtanalysen des Schweißgutes sind in den Tabellen A7 und A8 im Anhang zusammengestellt.

6.4.2 Ermittlung geeigneter Schweißparameter

Für die Ermittlung geeigneter Schweißparameter im Hochleistungsbereich wurde analog wie bei den Massivdrähten vorgegangen. Durch Auftragschweißungen sind zunächst Startwerte für die folgenden Kehlnahtschweißungen in Wannenlage ermittelt worden. Zur Einschränkung der variierten Parameter erfolgte die Festlegung folgender Randbedingungen :

Drahtvorschubgeschwindigkeit : 25 m/min, 35 m/min und 45 m/min
Kontaktrohrabstand : 25 mm wobei das Kontaktrohr 8 mm innerhalb der Gasdüse endet
Brennerneigung : 5° stechend
Schutzgas: T.I.M.E., 25 l/min

Unter diesen Randbedingungen wurden Auftragraupen geschweißt, wobei die Schweißspannung schrittweise um 2V in einem Bereich von 10 V variiert wurde.
Bereits bei den Auftragschweißungen konnte ein grundsätzlich anderes Verhalten der Fülldrähte gegenüber den Massivdrähten beobachtet werden:

- im gesamten Leistungsbereich brennen alle Fülldrahttypen im stabilen Sprühlichtbogen. Ein Übergang zum rotierenden Lichtbogen tritt nicht auf. Die Spannung kann gegenüber den Massivdrähten in einem wesentlich größeren Bereich variiert werden, ohne daß es zu Störungen im Prozeß kommt, die Variation der Spannung bewirkt lediglich eine deutliche Veränderung des Profils der Oberraupe und der Einbrandtiefe.

Entgegen den Erwartungen ließen sich die sehr weichen Fülldrähte bei allen Vorschubgeschwindigkeiten problemlos fördern. Voraussetzung hierfür ist eine sehr genaue Anpassung Länge der Drahtführungsseele an das Schlauchpaket. Bei geringem Spiel der Führungsseele im Schlauchpaket kann es zu einem Ausknicken des Drahtes und somit zu Störungen der Drahtförderung kommen. Ein Ausknicken des Drahtes am Einlauf wurde lediglich beobachtet, wenn der Prozeß nicht einwandfrei zündete.

6.4.3 Werkstoffübergang und Prozeßverhalten der Fülldrähte im Hochleistungsbereich

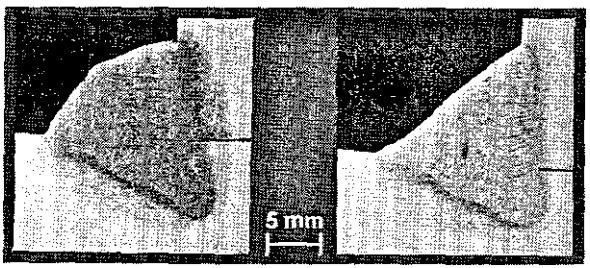
Im Anschluß an die Auftragschweißungen wurden die Schweißparameter an Kehlnähten in Wannenlage optimiert. Der Werkstoffübergang wurde mittels der Hochgeschwindigkeits-Filmtechnik (vergl. Kapitel 6.2) dokumentiert und mit Aufnahmen von Massivdrähten verglichen. Exemplarisch für die durchgeführten Untersuchungen sind im Anhang in Bild A3 Ausschnitte aus den Filmaufnahmen bei einer Drahtfördergeschwindigkeit von 35 m/min zusammengestellt. Bei anderen Drahtfördergeschwindigkeiten ergeben sich für die Fülldrahtelektroden gegenüber diesen Bildern

im wesentlichen qualitative Unterschiede, die aber nur bei laufendem Film erkennbar sind.

Gefilmt wurde jeweils der Werkstoffübergang bei optimierten Schweißparametern für die verschiedenen Drähte. Der Fülldraht FD M1 ist hier nicht dargestellt, da beide Metallpulver-Fülldrähte grundsätzlich das gleiche Lichtbogenverhalten zeigten. Zur Vervollständigung sind in Bild A3 Aufnahmen einer Massivdrahtschweißung mit aufgenommen, um das deutlich andere Verhalten im Hochleistungsbereich sichtbar zu machen. Ein stabiler, spritzerarmer Prozeß ergibt sich beim Massivdraht bei gegenüber den Fülldrähten stark erhöhter Spannung. Die Lichtbogenrotation ist in Bild A3 im Anhang deutlich zu erkennen; ebenso daß diese Rotation bei den untersuchten Fülldrähten ausbleibt. Die Lichtbogenlänge ist bei den Fülldrähten gegenüber dem Massivdraht stark verkürzt.

6.4.3.1 Metallpulver-Fülldraht

Bei den durchgeführten Versuchen konnte im Prozeßverhalten und beim Einbrand keine wesentlichen Unterschiede zwischen den beiden untersuchten Metallpulverdrähten festgestellt werden. In der Reihe der untersuchten Fülldrähte erwiesen sich die beiden Metallpulvertypen als relativ empfindlich bezüglich der Variationsbreite von Spannung und Kontaktrohrabstand, wobei gegenüber den Massivdrähten das Toleranzfeld hinsichtlich der Parameter und der Randbedingungen deutlich größer ist. Beide Drähte neigen im Hochleistungsprozeß zu starker Prozeßunruhe mit starker Spritzerbildung.



FD M1
U=35,5 V, I=450 A
v_S=35 cm/min

FD M2
U=36,4 V, I=495 A
v_S=35 cm/min

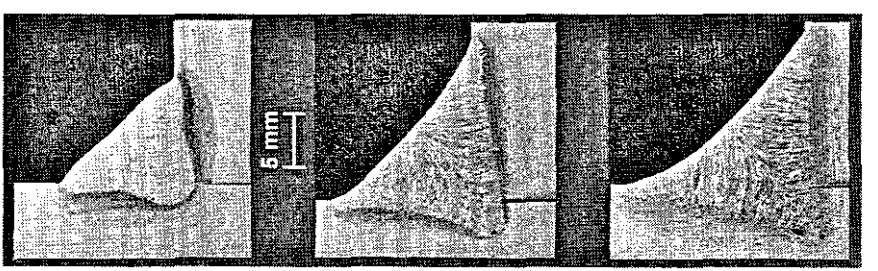
Bild 40: Makroaufnahmen von Kehlnähten bei 25m/min Drahtvorschubgeschwindigkeit

Beide Drahttypen brennen mit sehr kurzen Lichtbögen. Die Hochgeschwindigkeitsfilmaufnahmen dokumentieren einen grobtropfigen Werkstoffübergang mit einem zerfallenden Pulverkegel, wie er in Bild 15 dargestellt ist. Eine Erhöhung der Drahtvorschubgeschwindigkeit

hat einen verlängerten Pulverkegel zur Folge. Die Pulversäule schmilzt aber noch vor Erreichen des Schmelzbades auf und geht in dieses über, ohne Einschlüsse zu erzeugen. Die kurz brennenden Lichtbögen begünstigen extrem tiefe Einbrände mit überhöhten Oberraupen. Bild 40 zeigt exemplarisch aus den Versuchsreihen je eine Kehlnaht bei 25 m/min Drahtvorschubgeschwindigkeit.
Deutlich ist bei beiden Drähten der schmale, tiefe Einbrand zu erkennen. Es gelang nicht, mit diesen Drähten bei höheren Drahtvorschubgeschwindigkeiten akzeptable Nahtformen zu erzielen. Relativ geringe Spannungen führen zu starken Nahtüberhöhungen, ein Anheben der Spannung resultiert in starker Porosität. Aus diesem Grund wurden für die Metallpulver-Fülldrähte keine Stumpfnähte zur mechanischen Prüfung geschweißt.

6.4.3.2 Rutil-Fülldraht

Der rutile Fülldraht FD R zeigte den stabilsten Prozeßverlauf im Vergleich der untersuchten Fülldrähte. Der Prozeß lief sehr ruhig, leise und ohne jegliche Spritzer. Dieses Verhalten erstreckte sich über einen relativ großen Spannungsbereich von ca. 10 V. Die Schweißraupen waren vollständig von Schlacke bedeckt, die Schlacke löste sich zumeist selbsttätig. Die Nahtoberfläche ist demzufolge sehr glatt. Bild 41 zeigt die erzielten Einbrandprofile beim Schweißen mit 25, 35 und 45 m/min.
Deutlich wird hier die sehr günstige Form des Einbrandes. Bei allen Leistungen zeigt dieser Fülldraht ein nahezu dreieckiges Einbrandprofil und eine Flankenanbindung, die der des rotierenden Lichtbogens entspricht. Wegen der großen Menge von Schlackenbildnern in diesem Draht kam es im Hochleistungsbereich zu Problemen,



v_D=25 m/min U=33,3 V, I=380 A v_S=35 cm/min	v_D=35 m/min U=41,5 V, I=500 A v_S=35 cm/min	v_D=45 m/min U=44,5 V, I=565 A v_S=40 cm/min

Bild 41: Einbrandprofile des Rutil-Fülldrahtes im Hochleistungsbereich

da bereits nach kurzen Schweißstrecken die Schlacke vorlief. Dieser Effekt konnte auch durch Variation des Brennerwinkels nicht unterdrückt werden. Bei einer Drahtfördergeschwindigkeit von 45 m/min wurden daher Schlackeeinschlüsse in großer Zahl festgestellt. Kehlnahtschweißungen bis zu 30 m/min Drahtvorschub ließen sich mit guten Ergebnissen durchführen.

Im Hochgeschwindigkeitsfilm konnte ein durchgehender Säulenübergang, analog zu Bild 15 b beobachtet werden, der zeitweise abbrach. Mit steigender Drahtfördergeschwindigkeit wurden die Unterbrechungen häufiger, es bildete sich ein grobtropfiger säulenförmiger Übergang entsprechend Bild 15 c aus. Auf den Filmausschnitten in Bild A3 ist ansatzweise die Bewegung des Lichtbogens entlang des Mantels um den Pulverkern zu erkennen. Die beobachteten Schlackeeinschlüsse sind vollständig aufgeschmolzen und bevorzugt im Bereich der Nahtwurzel zu finden. Verursacht werden sie daher nicht durch unaufgeschmolzenes Pulver, sondern entstehen durch das Überschweißen der vorlaufenden Schlacke.

6.4.3.3 Basischer Fülldraht

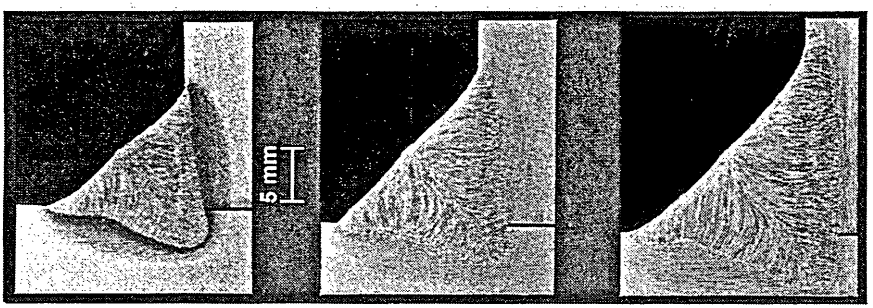
Die Prozeßstabilität des basischen Fülldrahtes FD B erwies sich als fast ebenso gut wie beim Rutil-Fülldraht. Der Toleranzbereich der Spannung für einen stabilen Prozeß beträgt ca. 9 V. Der basische Fülldraht läßt sich problemlos mit Drahtfördergeschwindigkeiten von bis zu 45 m/min verschweißen.

Weitere positive Eigenschaften dieses Drahtes sind eine gute Nahtwurzelausbildung, eine gute Flankenanbindung und ohne größere Probleme entfernbare Schlakkeinseln. Der Einbrand ist ebenfalls nahezu dreieckig, der Übergang zur Blechoberfläche ist etwas ungünstiger als beim Rutil-Fülldraht, Bild 42.

Im Vergleich zum Rutil-Fülldraht zeigt der basische Draht eine rauhe Nahtoberfläche und laute Prozeßgeräusche.

Probleme durch vorlaufende Schlacke traten wegen der geringeren Menge an Schlackebildnern gegenüber dem Rutil-Fülldraht erst bei wesentlich längeren Schweißstrecken auf. Eine Variation der Schweißgeschwindigkeit zeigte, daß bei einer Drahtfördergeschwindigkeit von 45 m/min die sinnvolle Obergrenze der Schweißgeschwindigkeit bei ca. 60 cm/min liegt. Höhere Schweißgeschwindigkeiten führen zu stark überhöhten Nahtoberraupen, wobei gleichzeitig Einbrandkerben an den Flanken auftreten.

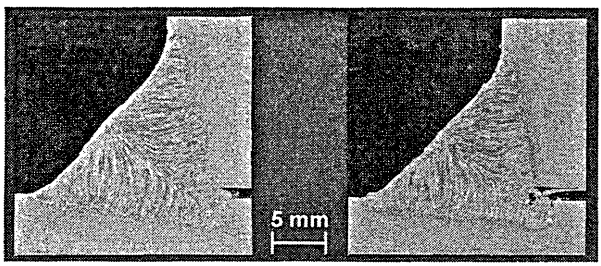
Der Hochgeschwindigkeitsfilm zeigt bei allen Drahtfördergeschwindigkeiten einen grobtropfigen Werkstoffübergang mit zerfallendem Pulverkegel gem. Bild 15 c. Auch bei diesem Draht kann ansatzweise ein Wandern des Lichtbogens auf dem äußeren Rand der Fülldrahtelektrode beobachtet werden, Bild A3. Einschlüsse, die durch einen nicht aufgeschmolzenen Pulverkegel entstehen, wurden nicht beobachtet.



v_D=25 m/min U=34,8 V, I=385 A v_S=35 cm/min	v_D=35 m/min U=40,2 V, I=505 A v_S=35 cm/min	v_D=45 m/min U=48,4 V, I=660 A vs=35 cm/min

Bild 42: Einbrandprofile des basischen Fülldrahtes im Hochleistungsbereich

Wegen des günstigen Verhaltens bezüglich der vorlaufenden Schlacke wurde eine Schweißung mit einem Meter Nahtlänge in Strichraupentechnik durchgeführt, um die Prozeßstabilität bei längeren Schweißstrecken zu überprüfen. Dabei zeigte sich, daß bei einer Schweißgeschwindigkeit von 60 cm/min und einem Drahtvorschub von 45 m/min nach ca. 30 cm der vorlaufende Schlacketropfen überschweißt wird und zu einem Schlackeeinschluß im Wurzelbereich führt. Versuche, diesen Effekt durch Pendeln zu unterdrücken, waren nur begrenzt erfolgreich.



U=47,5 V, I=540 A, v_D=45 m/min, v_S=60 cm/min, E=25,6 kJ/cm

Bild 43: Einbrandprofil und typischer Schlackeeinschluß des Drahtes FD B

Bild 43 zeigt Makroschliffe aus dieser Schweißung, in denen sowohl das günstige Einbrandprofil, als auch ein typischer Schlackeeinschluß im Wurzelbereich erkennbar sind.

6.4.4 Verbindungsschweißungen zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

Im Anschluß an die Untersuchung des Prozeßverhaltens der Fülldrähte sollten die mechanischen Eigenschaften beim Schweißen im Hochleistungsbereich ermittelt werden.

Wegen des ungünstigen Verhaltens der Metallpulverfülldrähte unter T.I.M.E.-Gas erfolgten diese Untersuchungen lediglich für den rutilen und den basischen Fülldraht. Zur Ermittlung der Obergrenze der erzielbaren Schweißleistung, wurden die Schweißungen bei der größtmöglichen anwendbaren Drahtfördergeschwindigkeit durchgeführt. Auf der Basis der Erfahrungen beim Schweißen von Kehlnähten sind für den Draht FD R ein Drahtvorschub von 30 m/min, für den Draht FD B eine Fördergeschwindigkeit von 45 m/min gewählt worden. Der Schweißvorschub betrug einheitlich 60 cm/min. Als Grundwerkstoff wurde der in Kapitel 3 beschriebene Feinkornbaustahl GW 5 verwendet.

Zur Prüfung der Schweißguteigenschaften wurden die Bleche mit einer Y- Nahtvorbereitung mit 45° Öffnungswinkel und 2 mm Steg versehen. Zur Prüfung der Zähigkeit der Wärmeeinflußzone erhielten die Bleche eine HV-Nahtvorbereitung mit 45° Öffnungswinkel ohne Steg. Die Prüfung der Wärmeeinflußzone erfolgte wegen der höheren auftretenden Streckenenergie nur für die Schweißungen mit dem Fülldraht FD B.

Die Schweißung der gehefteten Bleche erfolgte auf einer wassergekühlten Kupferschiene als Badsicherung. Die Schweißparameter sind in Tabelle A9 im Anhang zusammengefaßt. Wurzelraupen und Füllagen sind mit beiden Drähten bei jeweils gleichen Parametern geschweißt worden. Durch den breit brennenden Lichtbogen und die schmale Fugenöffnung ergaben sich bei den Wurzelraupen gegenüber den Angaben in Tabelle A9 um bis zu 100 A höhere Schweißströme. Bei einigen Werkstücken war die Wurzel nicht vollständig durchgeschweißt worden; in diesem Fall erfolgte ein Beschleifen der Wurzel von der Rückseite und das Schweißen einer Gegenlage mit konventionellem Sprühlichtbogen.

Die Füllagen wurden bei allen Werkstücken mit Pendelung geschweißt, wobei die Pendelbreite an die Fugenöffnung angepaßt wurde. Mit dieser Vorgehensweise

konnten die Fügequerschnitte mit 3 Raupen (FD B, Y-Naht), bzw. 4 Raupen (FD B, HV-Naht und FD R, Y-Naht) gefüllt werden.

Die Makroschliffe dieser Schweißungen sind in Bild 44 wiedergegeben.

Vor der Probenahme zur mechanisch-technologischen Untersuchung wurden die Werkstücke mitels Durchstrahlungsprüfung auf Einschlüsse untersucht. Hier bestätigte sich das günstigere Verhalten des basischen Drahtes hinsichtlich der geringeren Zahl von Schlackeeinschlüssen.

Anhand der Röntgenaufnahmen erfolgte die Festlegung der Bereiche der Schweißnähte, aus denen die Proben zur mechanisch-technologischen Prüfung entnommen wurden.

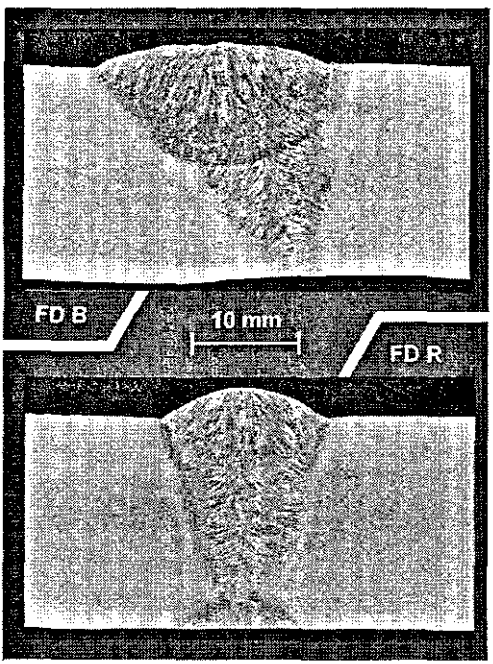


Bild 44: Makroschliffe der Verbindungsschweißungen
Schweißparameter s. Tabelle A9

7 Untersuchungen der Schweißverbindungen

Die Charakterisierung der Schweißnahtqualität erfolgte durch Bestimmung der chemischen Schweißgutanalyse, Ermittlung des Härteprofils im Bereich der Wärmeeinflußzone, Bestimmung der Festigkeitskennwerte sowie vor allem durch Ermittlung des Zähigkeitsverhaltens im Schweißgut, in der Wärmeeinflußzone sowie im Grundwerkstoff.

Das Härteprofil der Wärmeeinflußzonen wurde mittels eines automatisierten Kleinlast-Härteprüfgerätes nach Vickers gemäß DIN 50133 [112] aufgenommen.

Die Härteverläufe sollten insbesondere Auskunft geben, inwieweit Aufhärtungen oder Erweichungen in der WEZ der Schweißverbindungen auftraten. Die Lage der Härtereihen ist schematisch in Bild 45 dargestellt.

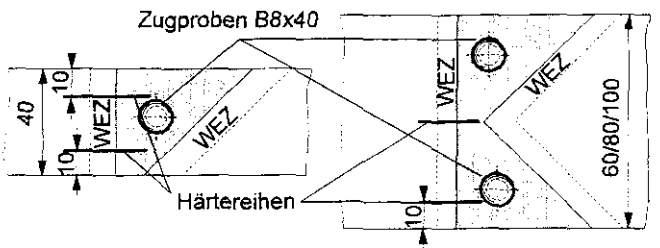


Bild 45: Lage der Härtereihen und der Zugproben

Zur Charakterisierung der Festigkeitseigenschaften wurden den Grundwerkstoffen und den Schweißgütern Rundzugproben der Abmessung B 8x40 gem. DIN 50 125 [113] entnommen. Die Grundwerkstoffproben lagen längs zur Walzrichtung, bei den großen Blechdicken wurde zusätzlich zwischen der Probenahme "Blechrand" und "Blechmitte" unterschieden, um eventuelle Gefügeinhomogenitäten über der Blechdicke sichtbar zu machen.

Die Festigkeitseigenschaften der Grundwerkstoffe sind bereits in Kapitel 4 besprochen worden.

Die Entnahme der Schweißgutproben erfolgte für alle Schweißverbindungen aus der Schweißgutmitte im Bereich der Füllagen. Die Festigkeitswerte des Schweißgutes nehmen erfahrungsgemäß vom Wurzelbereich zu den Füllagen hin ab, dieser Effekt ist bedingt durch die abnehmenden Anteile des Grundwerkstoffes in der Schweißnaht [31]. Zur Ermittlung der unteren Grenze der Festigkeitswerte ist daher die Ent-

nahme aus den Füllagen sinnvoll. Bild 45 zeigt die Lage der Zugproben im Schweißgut. Alle Zugversuche wurden gem. DIN 50 145 [114] bei Raumtemperatur durchgeführt.

Zur Charakterisierung des Zähigkeitsverhaltens wurden aus den Schweißverbindungen Kerbschlagbiegeproben gemäß DIN 50 114 [115] aus Grundwerkstoff und Schweißgut quer zur Walzrichtung entnommen. Weiterhin wurde zwischen der Probeentnahme "Rand" (2 mm unter der Blechoberfläche) und "Blechmitte" unterschieden.

Für die Zähigkeitscharakterisierung der Schweißnähte erfolgte die Probenahme ebenfalls je nach Blechdicke gem. Bild 46 aus verschiedenen Bereichen über der Blechdicke. Die Probenrohlinge wurden angeätzt, um die Schweißnaht sichtbar zu machen. Eine Variation der Kerblage erfolgte nach Schweißgut (SG) und Schmelzlinie (SL), Bild 46. Zur Prüfung der Kerbschlagbiegeproben kam ein Pendelschlagwerk mit einer maximalen Schlagarbeit von 300 J zum Einsatz. Die Wahl der Prüftemperaturen erfolgte so, daß die Bereiche Tieflage, Steilabfall und Hochlage abgedeckt waren. Im Bereich großer Streuungen, insbesondere im Steilabfall, wurden für jede Prüftemperatur mehrere Proben geschlagen. Anhand der so ermittelten Kerbschlagarbeitskurven erfolgte die Bestimmung der Werte für die Hochlagenzähigkeit sowie die Übergangstemperaturen der halben Hochlagenzähigkeit ($T_{\ddot{U}Avmax/2}$) und Unterschreiten von 27 J ($T_{\ddot{U}27J}$). Für die Prüfung der Hochleistungs-Schutzgasschweißungen mit Fülldrähten wurden wegen der Blechdicke von 20 mm lediglich Proben aus der Blechmitte ausgearbeitet.

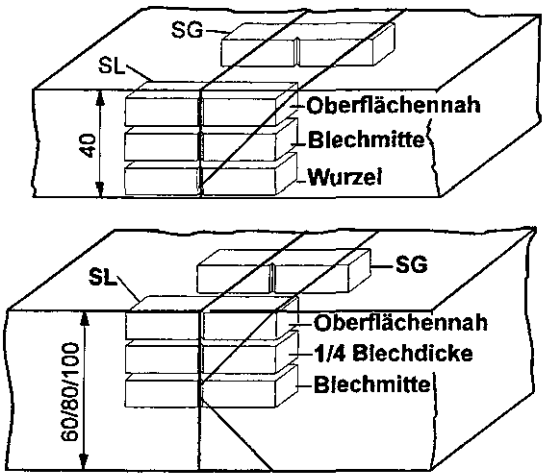


Bild 46: Lage der Kerbschlagarbeitsproben in der Schweißnaht

7.1 UP-Dreidrahtschweißungen

Wie bereits in Kapitel 3.3 beschrieben, kamen bei den UP-Dreidrahtschweißungen drei verschiedene Zusatzwerkstoffkombinationen zum Einsatz. Die chemischen Analysen der verschiedenen Schweißgüter sind in Bild 47 zusammengestellt.

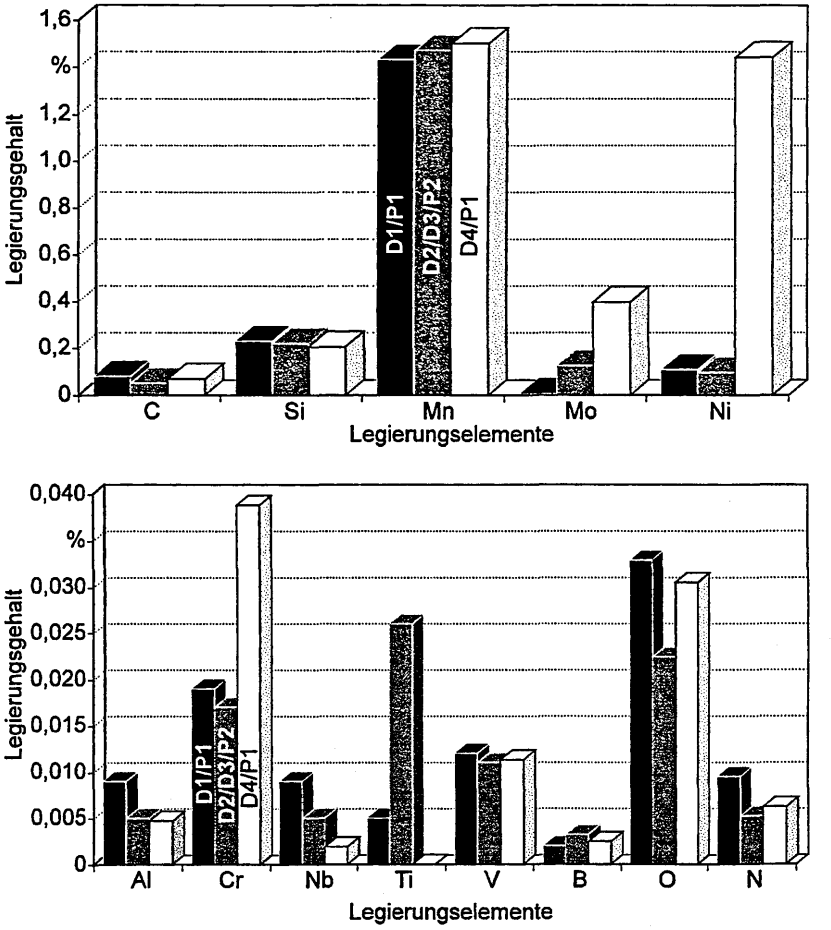


Bild 47: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Schweißgüter

Bei allen chemischen Analysen der Schweißgüter sind Mittelwerte angegeben worden. Zwar ist bei einigen Legierungselementen ein geringer Konzentrationsgradient von der Wurzel zur Decklage als Folge der geringer werdenen Aufmischung nach-

weisbar, wegen der geringen Unterschiede soll aber darauf nicht näher eingegangen werden.
Verglichen mit dem konventionell legierten Schweißgut D1/P1 auf C-Mn-Basis, fallen beim mikrolegierten Schweißgut D2/D3/P2 die erhöhten Gehalte an Ti und Mo auf. Bedingt durch die höheren Ti-Gehalte ist der Sauerstoffgehalt des Schweißgutes trotz der Verwendung des mittelbasischen Pulvers P2 auf 220 ppm reduziert. Das Schweißgut liegt somit an der unteren Grenze des als optimal angesehenen Bereiches für mikrolegierte Schweißgüter zur Erzielung optimaler Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften (vergl. Kapitel 2.4.1.2). Das Schweißgut D4/P1 ist gegenüber den anderen Schweißgütern zur Einstellung erheblich höherer Festigkeitswerte zusätzlich mit den Elementen Mo, Ni und Cr legiert. Demgegenüber ist der Gehalt der Mikrolegierungselemente Nb und Ti deutlich gesenkt. Der Sauerstoffgehalt liegt bei 310 ppm, ähnlich hoch wie beim UP-Schweißgut D1/P1.
Mit diesen Analysen liegen alle Schweißgüter im Bereich der Herstellerangaben gem. Tabelle A4 im Anhang, hinsichtlich der Mangangehalte sogar geringfügig darüber. Die Herstellerangaben der chemischen Analyse und der mechanischen Eigenschaften werden üblicherweise an reinem Schweißgut anhand von Auftragschweißungen im UP-Eindrahtprozeß ermittelt. Für die Verbindungsschweißungen im Mehrdrahtprozeß können diese Angaben daher nur als Richtwerte dienen.

Die ermittelten Zugfestigkeitswerte der Schweißverbindungen sind in Bild 48 zusammengefaßt und den Werten der Grundwerkstoffe gegenübergestellt worden.
Deutlich ist zu erkennen, daß das Schweißgut D1/P1 für Stähle mit einer spezifizierten Streckgrenze von 355 MPa hervorragend geeignet ist. Die untere Streckgrenze beträgt 483 MPa, womit die Streckgrenzenwerte der Stähle GW 1 und 2 um mindestens 100 MPa überschritten werden. Ähnlich sind die Verhältnisse bei der Zugfestigkeit. Die Bruchdehnung beträgt 27%. Mit diesen Werten sind die Herstellerangaben für dieses Schweißgut gem. Tabelle A5 im Anhang sicher erreicht worden.
Das mikrolegierte Schweißgut D2/D3/P2 liegt bezüglich der Zugfestigkeit mit 620 MPa an der oberen Grenze der Herstellerangaben. Die Streckgrenze des Schweißgutes liegt mit 520 MPa ca. 70 MPa über dem Grundwerkstoff GW 3. Die Bruchdehnung beträgt bei Grundwerkstoff GW 3 und beim Schweißgut 27%. Auch bei diesen Werten sind die Herstellerangaben gem. Tabelle A5 voll erfüllt worden.

Bei dem Stahl GW 4 werden die Streckgrenzen- und Zugfestigkeitswerte des Grundwerkstoffes vom Schweißgut knapp um jeweils 7 MPa unterschritten. Die Ursache liegt hier in der gegenüber der Spezifikation zu hohen Streckgrenze des Grundwerkstoffes (vergl. Kapitel 3.2). Mit einer Streckgrenze von 561 MPa, einer Zugfestigkeit von 652 MPa und einer Bruchdehnung von 26 % werden auch von diesem Schweißgut die Herstellerangaben gem. Tabelle A5 sicher erfüllt.

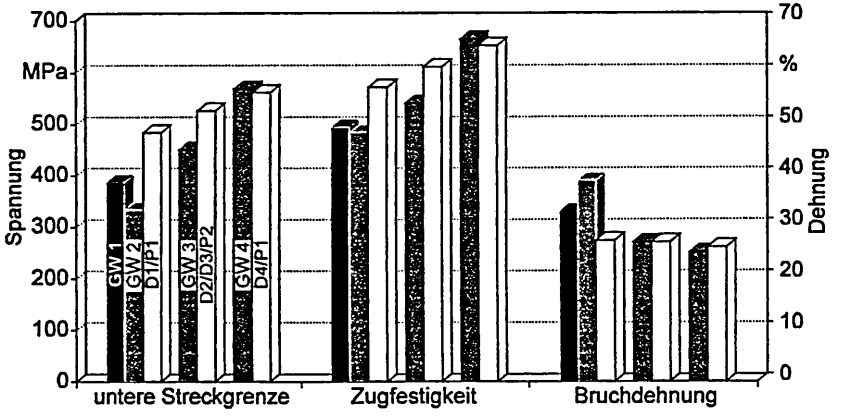


Bild 48: Kennwerte des Zugversuchs nach DIN 50145

In den Bildern A4-A7 im Anhang sind die ermittelten Härteprofile der untersuchten UP-Dreidrahtschweißungen wiedergegeben. In jedem Bild ist die Lage der Härtereihen nach Wurzel- und Füllagenbereich gem. Bild 45 unterschieden.

In allen Bildern ist deutlich der Einfluß der steigenden Zwischenlagentemperatur und der geringer werdenden Aufmischung auf die Schweißguthärte zu erkennen. So ist das Schweißgut bei allen Schweißungen in den Decklagen etwas weicher als im Wurzelbereich. Die Unterschiede liegen bei allen Schweißungen in der Größenordnung von maximal 20 HV 1.

In den Bildern A4 und A5 zeigt sich deutlich ein Effekt der unterschiedlichen Legierung der untersuchten Stähle. So ist beim normalgeglühten Stahl GW 2 während des Schweißens der Wurzellage wegen der fehlenden Vorwärmung ein deutlicher Härteanstieg im Bereich der WEZ erkennbar, Bild A5, der bei einer Maximalhärte von 238 HV1 allerdings nicht als kritisch zu bewerten ist. Mit zunehmender Zwischenlagentemperatur verringert sich dieser Effekt zur Füllage hin. Dieser Härte-

anstieg ist insbesondere auf den höheren Kohlenstoffgehalt des normalgeglühten Stahls zurückzuführen.
Bei dem thermomechanisch gewalzten Stahl GW 1 ist ein solcher Härteanstieg in der WEZ nicht zu beobachten. Ebenso wurden bei den Messungen keine signifikanten Bereiche deutlich verringerter Härte beobachtet.

Unterschiede ergaben sich in den Härtewerten der Grundwerkstoffe, so liegt die Härte des Stahls GW 1 bei ca. 180 HV1, während der normalgeglühte Stahl GW 2 eine Grundwerkstoffhärte von ca. 150 HV1 aufweist. Bei beiden Stählen beträgt die Schweißguthärte ca. 200 HV1.

In den Bildern A6 und A7 sind die Härteprofile der Dreidrahtschweißungen der beiden TM-Stähle GW 3 und 4 dargestellt. Bei beiden Stählen zeigen sich keine signifikanten Unterschiede zwischen dem Wurzel- und dem Füllagenbereich.
Erweichungen der Wärmeeinflußzonen können nicht beobachtet werden, lediglich ein geringfügiger Anstieg der Härte in der WEZ, der aber nur 20 HV1 beträgt. Die Grundwerkstoffhärte des Stahls GW 3 beträgt etwa 180 HV1, die des Stahls GW 4 ca. 200 HV1.

Das Mikrogefüge der drei Schweißgüter jeweils im dendritischen Bereich ist in Bild A8 dargestellt. Deutlich ist zu erkennen, daß der Anteil an proeutektoidem Ferrit (weiße Gefügebereiche) beim C-Mn-Schweißgut D1/P1 am höchsten ist, am niedrigsten beim Schweißgut D4/P1. Das mikrolegierte Schweißgut nimmt hier eine Mittelstellung ein. Der Vergleich der oberen beiden Teilbilder verdeutlicht die Wirkung der Mikrolegierungselemente im Schweißgut. Bei gleichem Gehalt an Legierungselementen, hier vereinfacht zusammengefaßt zum Kohlenstoffäquivalent CE, erfolgt eine deutliche Verringerung des Anteils an proeutektoidem Ferrit. Auf dem Weg der konventionellen Legierung kann derselbe Effekt erst durch bedeutend höhere Gehalte an Legierungselementen erreicht werden, unteres Teilbild.

Bei der Auswertung der Kerbschlagarbeitswerte konnten für die Grundwerkstoffproben quer zur Walzrichtung bei allen Stählen keine signifikanten Auswirkungen der Probeentnahme in Blechdickenrichtung festgestellt werden.

Ebenso wurde im geschweißten Zustand für die Stähle 2 und 4 keine Auswirkung des Probeentnahmeortes in Blechdickenrichtung festgestellt.
Daher konnte bei der Darstellung der Kerbschlagarbeitskurven dieser Schweißverbindungen auf eine getrennte Darstellung der Kurven für aus dem Wurzelbereich, der Blechmitte und oberflächennah entnommene Proben verzichtet werden. Bei den Stählen GW 1 und 3 zeigte sich dagegen im geschweißten Zustand ein deutlicher Einfluß der Probenahme. Daher sind für diese Stähle die Kurven für die jeweiligen Probelagen getrennt dargestellt worden.

Die Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 1 für Grundwerkstoffproben sowie für schmelzliniengekerbte Proben zeigt Bild 49.

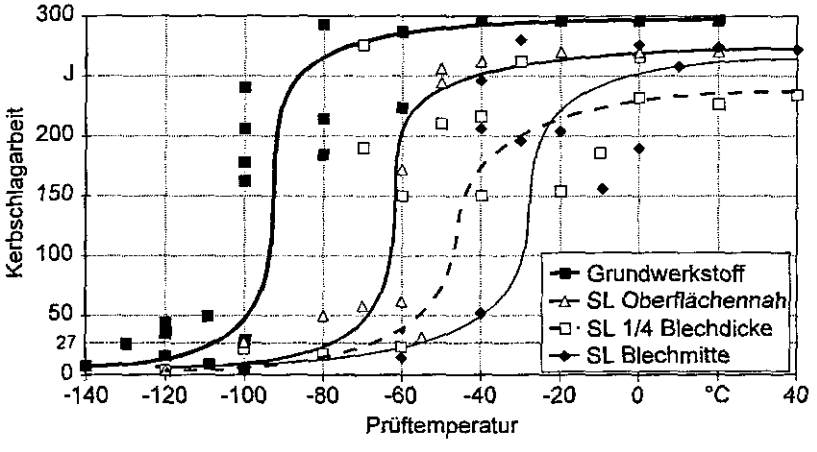


Bild 49: Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 1, Kerblage: Grundwerkstoff und Schmelzlinie

Deutlich wird in dieser Darstellung die extrem große Zähigkeit des Grundwerkstoffes. Oberhalb von -60°C wurden für diesen Werkstoff Kerbschlagarbeitswerte über 300 J ermittelt, d.h. das Arbeitsvermögen des Kerbschlaghammers reichte nicht aus, um die Proben zu zerschlagen. Die Übergangstemperatur $T_{ÜAvmax/2}$ wird bei ca. -90°C erreicht, 27 J werden auch von Einzelwerten erst bei -100°C unterschritten.
Naturgemäß ist das Zähigkeitsverhalten der Wärmeeinflußzone beim Schweißen mit hohen Streckenenergien deutlich ungünstiger als das des Grundwerkstoffes. Die

Übergangstemperaturen sind daher für die schmelzliniengekerbten Proben zu deutlich höheren Werten verschoben.

In Bild 49 wird auch der Einfluß der Probeentnahme über der Blechdicke deutlich. So zeigen oberflächennah entnommene Proben der WEZ die tiefsten Übergangstemperaturen, die zur Blechmitte hin um ca. 30°C ansteigen. In der Blechmitte beträgt die Übergangstemperatur $T_{ÜAVmax/2}$ ca. -30°C, 27J Kerbschlagarbeit werden bei - 55°C unterschritten.

Nach DIN EN 10113 wird für Grundwerkstoffproben quer zur Walzrichtung ein Mindestwert von 16 J bei - 50°C gefordert, dieser Wert wird auch von der Wärmeeinflußzone sicher erfüllt.

Bild 50 zeigt die Kerbschlagarbeitskurven des Schweißgutes derselben Schweißverbindung.

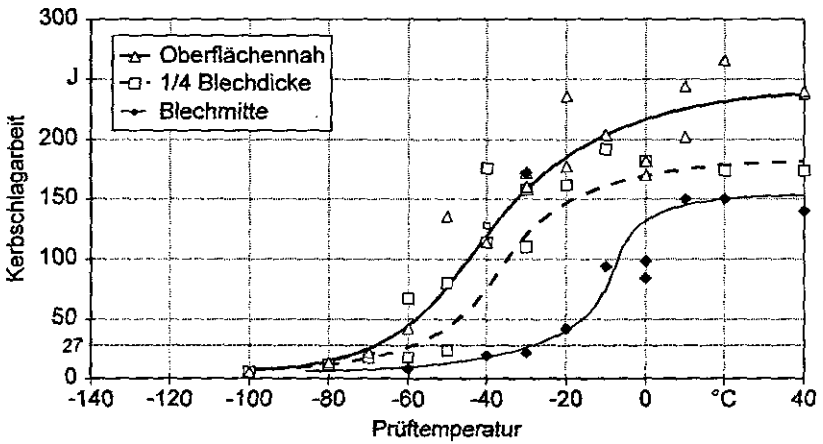


Bild 50: Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 1, Kerblage Schweißgut

Der Verlauf der Kerbschlagarbeitskurven ist deutlich flacher als der Verlauf der Grundwerkstoffproben. Die Hochlage des Schweißgutes liegt bei ca. 200 J. Die Herstellerangaben hinsichtlich der Zähigkeit, Tabelle A5 und [103], werden bei den Füllagen sicher erreicht. Deutlich schlechter ist der Kurvenverlauf im Wurzelbereich. In diesem Bereich hoher Aufmischung erreicht das Schweißgut nicht annähernd die Herstellerangaben. So wird hier die halbe Hochlage bereits bei -10°C unterschritten, bei -30°C werden 27 J nicht mehr erreicht.

Die Kerbschlagarbeitskurven von Grundwerkstoff, Schmelzlinie und Schweißgut des Stahls GW 2 sind in Bild 51 zusammengestellt. Die Übergangstemperaturen des Grundwerkstoffes GW 2 liegen gegenüber dem Stahl GW 1 um ca. 20°C höher, die Hochlage beträgt ca. 280 J.

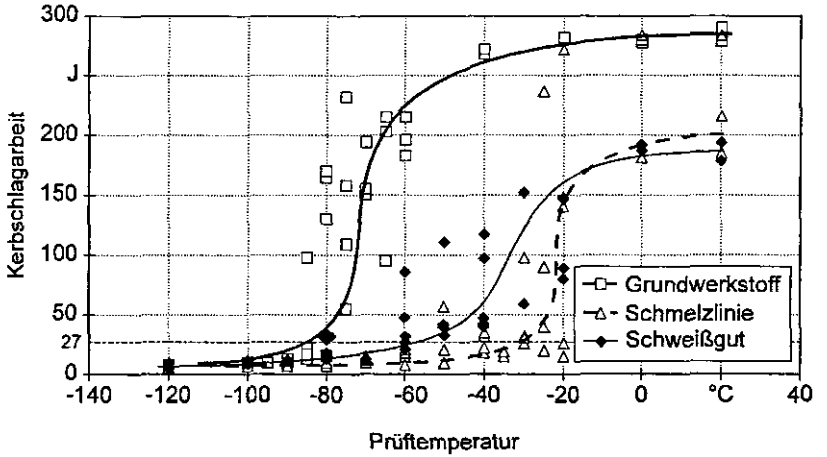


Bild 51: Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 2

Bei diesem Stahl ist ein besonders großer Zähigkeitsverlust in der WEZ zu erkennen. Die Kurve für die Kerblage SL unterschreitet 27J Kerbschlagarbeit bereits bei -30°C Prüftemperatur. Bei dieser Schweißung werden die Herstellerangaben für das Schweißgut bei -20°C erfüllt, bei -40° werden 100 J Kerbschlagarbeit nicht mehr sicher erreicht. Da $T_{Ü27\ J}$ bei -60°C liegt und wegen des flachen Verlaufs der Kerbschlagarbeitskurve können die Zähigkeitswerte als ausreichend betrachtet werden. Der Verlauf der Kerbschlagarbeitskurve des Schweißgutes entspricht erwartungsgemäß im wesentlichen den Kurven, die bei den Füllagen des Stahls GW 1 ermittelt wurden.

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung am Stahl GW 3 für den Grundwerkstoff und die Schmelzlinie sind in Bild 52 dargestellt. Der Stahl GW 3 zeigt ebenfalls im Grundwerkstoff sehr hohe Zähigkeitswerte, die Kerbschlagarbeitskurve hat einen deutlich flacheren Verlauf als bei dem Stahl GW 1. Die Hochlagenzähigkeit beträgt ca. 290 J, die Übergangstemperatur der halben Hochlage wird bei -80°C erreicht, 27 J werden bei -100°C unterschritten. Der Zähigkeitsverlust in der WEZ ist bei diesem Stahl im Bereich der Füllagen relativ gering. Die Kurven für oberflächennah entnommene Proben und Proben aus ¼ der Blechdicke liegen in einem gemeinsa-

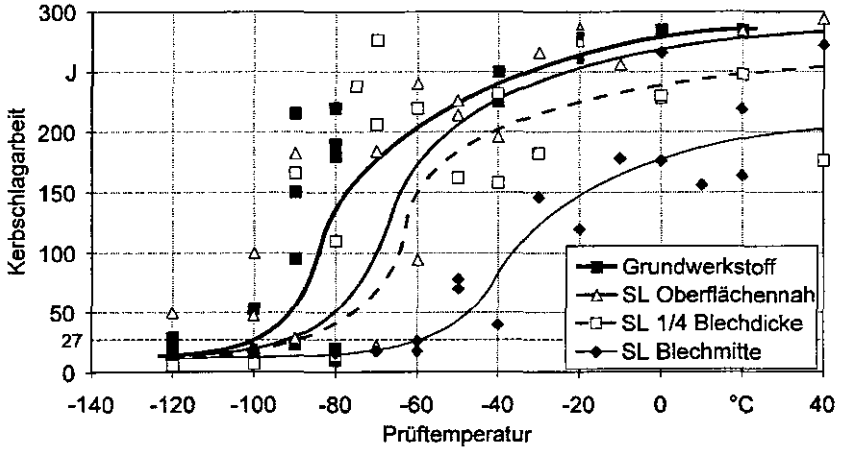


Bild 52: Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 3, Kerblage: Grundwerkstoff und Schmelzlinie

men Streuband. Für diese Probelagen beträgt die Hochlagenzähigkeit ca. 260 J. Die Übergangstemperatur $T_{ÜAvmax/2}$ beträgt -70°C, $T_{Ü27J}$ liegt bei -90°C. Ähnlich wie bei dem Stahl GW 1 ist in der Blechmitte die Zähigkeit deutlich verringert. Hier beträgt die Hochlage auf der Schmelzlinie nur ca. 200 J, die halbe Hochlage wird bei -35°C erreicht und 27J werden bei -60°C unterschritten.

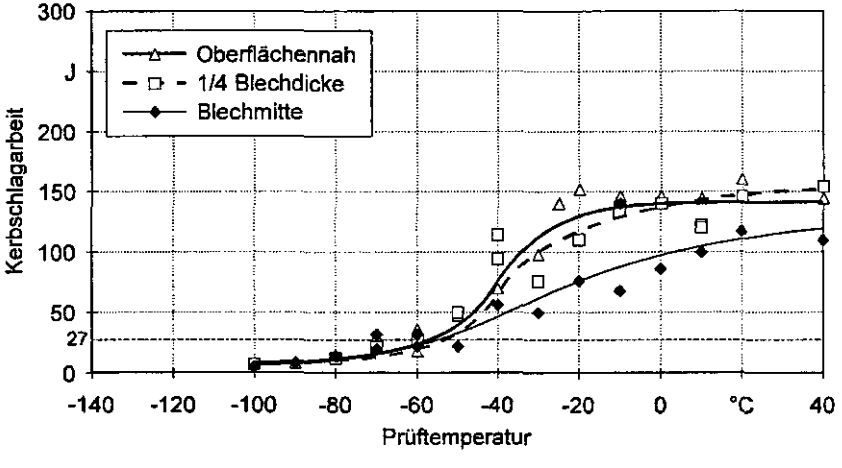


Bild 53: Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 3, Kerblage:Schweißgut

Die ermittelten Kerbschlagarbeitswerte für das Schweißgut D2/D3/P2 sind in Bild 53 zusammengestellt.

Ähnlich wie bei den Schweißverbindungen des Stahls GW 1 zeigt sich hier eine Zunahme der Zähigkeit von der Wurzel zu den Füllagen hin, die Unterschiede sind allerdings deutlich geringer als bei dem Schweißgut D1/P1.

Die Hochlagenzähigkeit in den Füllagen beträgt ca. 150 J, die halbe Hochlage wird bei -40°C erreicht. Für alle Probelagen beträgt die Übergangstemperatur $T_{Ü27J}$ einheitlich -55°C. Die Richtangaben des Drahtherstellers, Tabelle A5 und [104] werden in den Wurzellagen nur knapp erreicht. Allerdings wird für dieses Schweißgut in [104] darauf hingewiesen, daß die erzielbaren mechanischen Eigenschaften stark von den Aufmischungsverhältnissen abhängen.

Die Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 4 sind in Bild 54 dargestellt. Auch hier wurde kein Einfluß der Probenahme in Blechdickenrichtung festgestellt.

Auch dieser Grundwerkstoff zeigt sehr hohe Zähigkeitswerte. Der Verlauf der Kerbschlagarbeitskurve verläuft deutlich flacher als bei den anderen Grundwerkstoffen. Die Hochlagenzähigkeit beträgt ca. 250 J, die Übergangstemperatur $T_{ÜAvmax/2}$ liegt bei ca. -90°C, 27 J werden bei -115°C unterschritten.

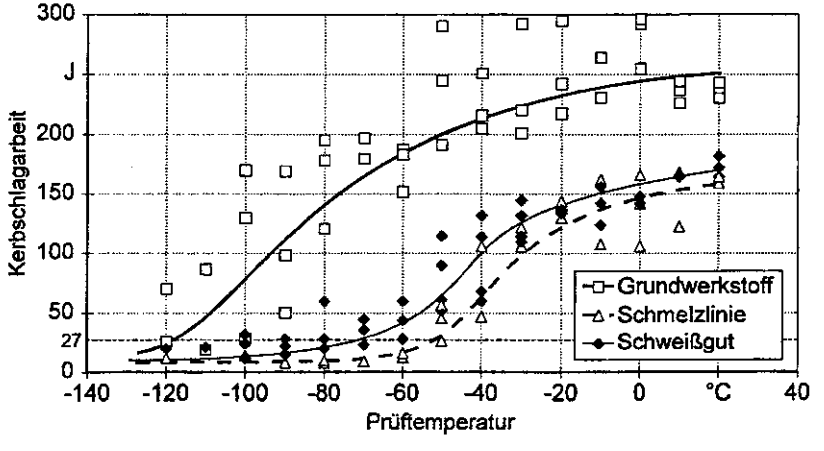


Bild 54: Kerbschlagarbeitskurven des Stahls GW 4

Die Werte für die Schmelzlinie liegen demgegenüber auf deutlich niedrigerem Niveau. Für diese Proben konnte eine Hochlagenzähigkeit von 140 J ermittelt werden. Die Übergangstemperatur $T_{ÜAvmax/2}$ liegt bei -30°C, $T_{Ü27J}$ bei -50°C.

Das bei diesem Stahl verwendete, höherfeste Schweißgut zeigt einen Kurvenverlauf, der den anderen Schweißgütern ähnelt. Die Hochlage des Schweißgutes beträgt 170 J. Die Herstellerangaben für die Zähigkeitswerte im unbehandelten Zustand von 140 J bei 0°C und 120 J bei -20°C werden sicher erreicht. Erst bei -40°C werden die Richtwerte von 100 J nicht mehr reproduzierbar überschritten. Für dieses Schweißgut wurde die Temperatur $T_{Ü27J}$ = -70°C und $T_{ÜAvmax/2}$= -45°C bestimmt.

7.2 Hochleistungs-Schutzgasschweißungen

Die chemischen Analysen der untersuchten Schweißgüter zum Hochleistungs-Schutzgasschweißen sind in Bild 55 dargestellt.

Für die Schweißungen an dem Stahl GW 4 wurde eine mittellegierte Massivdrahtelektrode eingesetzt, die sich insbesondere durch erhöhte Gehalte an Mo, Ni und Ti auszeichnet. Die Herstellerangaben hinsichtlich der Legierung werden nur knapp erreicht, die Abweichungen liegen aber im Rahmen der üblichen Toleranzen und sind auf die Aufmischung mit dem Grundwerkstoff zurückzuführen. Das Schweißgut enthält 450 ppm Titan, der Sauerstoffgehalt liegt mit 300 ppm auf dem Niveau der UP-Schweißgüter.

Die Schweißgüter der beiden untersuchten Fülldrahttypen sind einander hinsichtlich der Analyse sehr ähnlich. Entsprechend den Herstellerangaben enthält der Rutil-Fülldraht etwas weniger Mangan als der basische Draht. Beide Schweißgüter enthalten ca. 0,6% Ni, wobei wegen der Aufmischung die Richtwerte nur knapp erreicht werden. Der basische Draht weist nur geringe Mengen der Mikrolegierungselemente Niob und Vanadium auf, Titan ist nicht nachweisbar. Der Sauerstoffgehalt liegt mit 478 ppm im üblichen Rahmen für basisches Schweißgut.

Das Schweißgut des Rutil-Fülldrahtes zeigt demgegenüber deutlich höhere Gehalte der Mikrolegierungselemente, insbesondere der Titangehalt beträgt 350 ppm. Typisch für Rutil-Schweißgut sind die hohen Sauerstoffgehalte von 972 ppm, die ein dünnflüssiges Schweißgut und eine sehr glatte Nahtoberfläche bewirken.

Hinsichtlich der Herstellerangaben der chemischen Analyse und der mechanischen Eigenschaften gilt für die Schutzgasschweißgützer sinngemäß dasselbe wie für die UP-Schweißgüter. Die Herstellerangaben werden an reinem Schweißgut, erstellt unter Misschgas M21 im konventionellen Schutzgasprozeß ermittelt. Diese Werte

können daher im Rahmen der Untersuchungen lediglich als Richtwerte herangezogen werden.

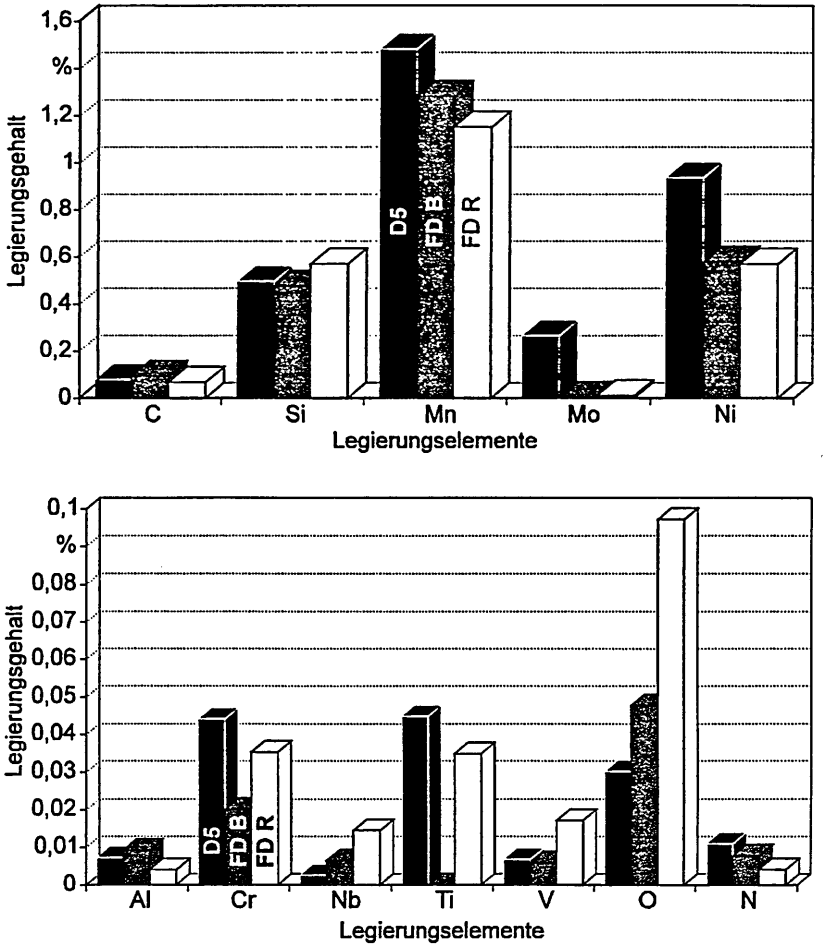


Bild 55: Chemische Analyse der verwendeten Schutzgas-Schweißgüter

Die Härteprofile der Hochleistungs-Schutzgasschweißungen sind in den Bildern A9-A11 gezeigt.

Ähnlich wie bei den UP-Schweißungen sind bei den Härteverläufen keine bemerkenswerten Aufhärtungen oder Erweichungszonen feststellbar.

Demgegenüber ist ein Absinken der Härte von der Wurzel zu den Füllagen nicht feststellbar, dies ist auf die wesentlich geringeren Aufmischungsgrade des Schweiß-

verfahrens zurückzuführen. Wegen der erheblich geringeren Streckenenergie ist die WEZ bei den Schutzgasschweißungen deutlich schmaler als bei den UP-Schweißungen.

Das Mikrogefüge der drei untersuchten Schweißgüter ist in Bild A14 dargestellt. Analog zu der Ähnlichkeit der chemischen Analyse zeigt sich bei den beiden Fülldrähten ein ähnliches Mikrogefüge mit ausgeprägten Bändern aus proeutektoidem Ferrit. In Korrelation zum Sauerstoffgehalt ist im Schweißgut des Rutil-Fülldrahtes FD B der Anteil an proeutektoidem Ferrit gegenüber dem basischen Schweißgut des Drahtes FD B deutlich erhöht.
Das Schweißgut des Drahtes D5 zeigt demgegenüber ein deutlich feineres Gefüge mit nur geringen Anteilen an proeutektoidem Ferrit. Hinsichtlich des Gefüges und der chemischen Analyse ähnelt es dem UP-Schweißgut D4/P1, dem es hinsichtlich der Herstellerangaben der mechanischen Kennwerte auch in etwa entspricht.

Die Festigkeitskennwerte der Schutzgasschweißgüter liegen auf hohem Niveau. Die Kennwerte sind in Bild 56 zusammengestellt und den Werten der jeweiligen Grundwerkstoffe gegenübergestellt worden.

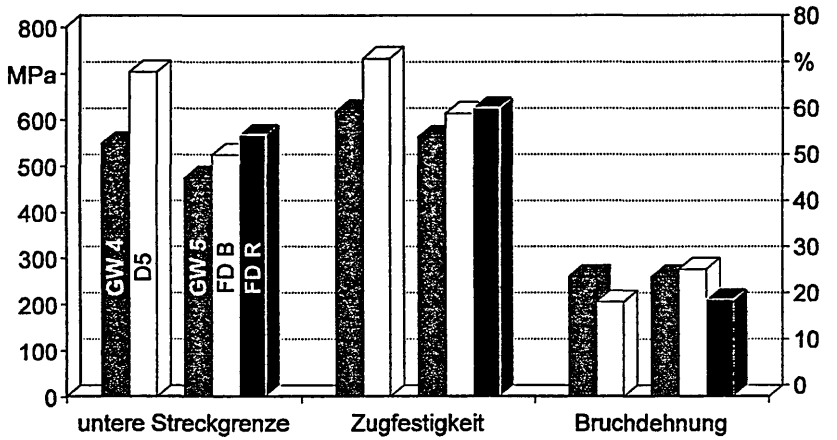


Bild 56: Festigkeitskennwerte der Hochleistungs-Schutzgasschweißungen, Schweißparameter s. Tabelle A9

Das Schweißgut der Drahtes D5 erfüllt mit einer Streckgrenze von 704 MPa, einer Zugfestigkeit von 720 MPa und einer Bruchdehnung von 21% voll die Herstelleran-

gaben gem. Tabelle A8. Mit diesen Werten werden auch die Festigkeitswerte des Stahls GW 4 sicher übertroffen.

Das Schweißgut des basischen Fülldrahtes liegt mit einer Streckgrenze von 532 MPa und einer Zugfestigkeit von 613 MPa deutlich über den Werten des Grundwerkstoffes GW 5. Die Bruchdehnung dieses Schweißgutes übertrifft mit 27,6% sogar noch die Werte des Grundwerkstoffes. Damit sind auch bei diesem Schweißgut die Herstellerangaben gem Tabelle A8 voll erfüllt.
Die Festigkeitskennwerte des Schweißgutes FD R liegen ebenfalls deutlich über den Werten des Grundwerkstoffes GW 5. Mit einer Streckgrenze von 567 MPa und einer Zugfestigkeit von 625 MPa werden auch hier die Herstellerangaben sicher erreicht. In den Zugproben dieses Schweißgutes befanden sich sehr viele Schlackeeinschlüsse. Da alle geprüften Proben in der Bruchfläche Schlackeeinschlüsse aufwiesen, konnten für dieses Schweißgut keine gültigen Bruchdehnungswerte ermittelt werden.
Trotz dieser Fehler lag die ermittelte Bruchdehnung mit 21 % immer noch auf hohem Niveau, wenn auch die Herstellerangaben von 26 % nicht erreicht wurden.

Die Kerbschlagarbeitskurven der Massivdrahtschweißungen an dem Stahl GW 4 sind in Bild 57 dargestellt.

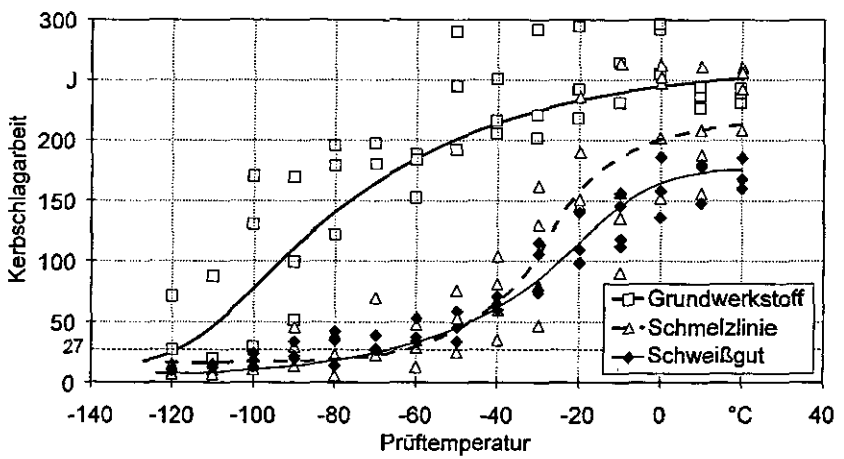


Bild 57: Kerbschlagarbeitskurven der Massivdrahtschweißung am Stahl GW 4, Schweißparameter s. Tabelle A9

Der Kurvenverlauf des Grundwerkstoffes ist bereits unter Kapitel 7.1 besprochen worden.

Für die auf der Schmelzlinie gekerbten Proben ist, ähnlich wie bei der UP-Schweißung, ein drastischer Zähigkeitsverlust gegenüber dem Grundwerkstoff festzustellen. Die Hochlagenzähigkeit beträgt bei diesen Proben ca. 210 J. Die Übergangstemperatur $T_{ÜAvmax/2}$ beträgt -30°C, $T_{Ü27J}$ wird bei -70°C erreicht.

Das Schweißgut zeigt eine Hochlagenzähigkeit von 170 J, die Übergangstemperaturen entsprechen bei dieser Schweißung denen der Schmelzlinie. Die Herstellerangaben der Zähigkeit von 80 J bei -20°C werden von dieser Drahtelektrode voll erfüllt.

*Die Kerbschlagarbeitskurven der Fülldrahtschweißungen sind in Bild 58 zusammen*gestellt.

Auffällig ist in diesem Diagramm der Verlauf der Kerbschlagarbeitskurve für den Grundwerkstoff GW 5. Im Vergleich zu den anderen Grundwerkstoffen wird bei diesem Stahl die Hochlage erst bei Temperaturen von +20°C erreicht. $T_{Ü27J}$ liegt zwar mit -90°C auf hohem Niveau, $T_{ÜAvmax/2}$ ist aber gegenüber den anderen Stählen *mit -30°C zu sehr hohen Temperaturen* verschoben. Die Hochlagenzähigkeit beträgt bei diesem Stahl ca. 250 J und liegt damit ebenfalls deutlich geringer als bei den anderen Grundwerkstoffen.

Bei der Prüfung der schmelzliniengekerbten Proben und der Schweißgutproben wurden in einigen Proben Schlackeeinschlüsse festgestellt. Nach der Kerbschlagbiegeprüfung wurden daher die Bruchflächen aller Proben auf Schweißfehler hin untersucht. In die Auswertung wurden nur Proben einbezogen, deren Bruchflächen fehlerfrei waren.

Wegen der höheren Streckenenergie beim Schweißen mit dem basischen Fülldraht, wurde nur für diese Schweißungen die Zähigkeit auf der Schmelzlinie bestimmt. Der Verlauf der Kerbschlagarbeitskurve für die schmelzliniengekerbten Proben zeigt gegenüber dem Grundwerkstoff kaum eine Verschlechterung der Zähigkeitswerte, zum Teil liegen die ermittelten Werte sogar über den Werten des Grundwerkstoffes.

Die Übergangstemperaturen sind gegenüber dem Grundwerkstoff um ca. 15°C zu höheren Temperaturen verschoben, die Hochlagenzähigkeit beträgt ca. 220 J.

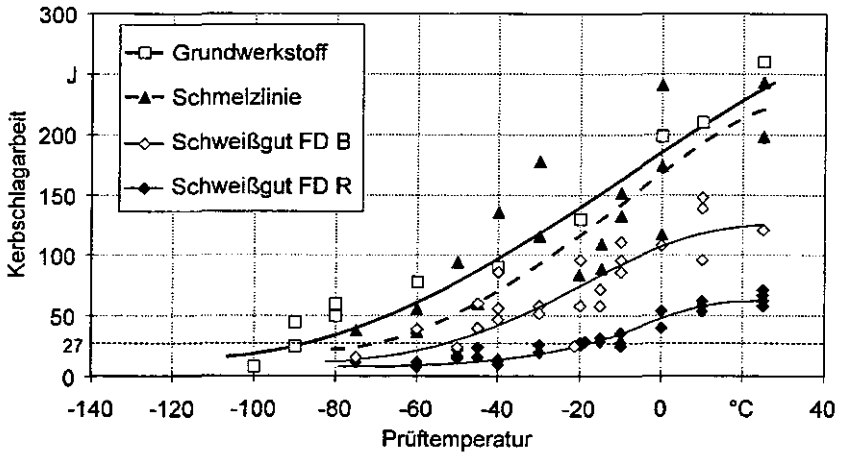


Bild 58: Kerbschlagarbeitskurven der Fülldrahtschweißungen am Stahl GW 5, Schweißparameter s. Tabelle A9

Deutlich unterschiedlich sind die Schweißgutkurven der beiden untersuchten Fülldrahttypen. So liegt die Hochlagenzähigkeit des basischen Schweißgutes bei 130 J, die Übergangstemperaturen wurden zu $T_{ÜAvmax/2}$ = -25°C und $T_{Ü27J}$ = -53°C bestimmt. Die vom Hersteller angegebenen Werte für die Schweißgutzähigkeit gem. Tabelle A8 von 100 J bei -40°C bzw. 54 J bei -60°C wurden bei dieser Schweißung nicht erreicht.

Erwartungsgemäß liegen die Zähigkeitswerte des rutilen Schweißgutes auf deutlich geringerem Niveau. Die Hochlage beträgt hier nur 60 J, $T_{Ü27J}$ liegt bei -18°C. Somit werden auch bei diesem Schweißgut die Herstellerangaben gem. Tabelle A8 von 54 J bei -20°C nicht erreicht.

8 Bewertung der ermittelten mechanischen Eigenschaften

8.1 UP-Schweißungen

Untersucht wurden jeweils 2 Stähle der Festigkeitsklassen S 355 und S 460. Die TM- gewalzten und beschleunigt abgekühlten Bleche GW 1 und 3 mit 80 bzw. 100 mm Blechdicke liegen in Bezug auf die Kennwerte des Zugversuchs voll im Rahmen der Spezifikationen. Die beiden Vergleichswerkstoffe zeigen dagegen ein ungewöhnliches Verhalten. Der normalgeglühte Stahl GW 2 mit 60 mm Blechdicke erreicht die spezifizierte Streckgrenze nur knapp, der ebenfalls TM-gewalzte und beschleunigt abgekühlte Stahl GW 4 überschreitet die spezifizierte Streckgrenze um ca. 120 MPa. Nach Angaben des Stahlherstellers wurde, wie bereits vorn erwähnt, der Stahl GW 4 aus einer Charge gewalzt, die zur Erzeugung 60 mm dicker Bleche genutzt wurde. Beim weiteren Walzen auf 40 mm Blechdicke kommt es dabei zwangsläufig zu höheren Abkühlgeschwindigkeiten, und somit zu einer höheren Festigkeit des Grundwerkstoffes.

Für die Stähle GW 1 bis 3 erwiesen sich die verwendeten Schweißgüter als geeignet, um eine ausreichende Festigkeit zu erzielen. Für diese drei Stähle liegt die Festigkeit des Schweißgutes deutlich oberhalb der der Grundwerkstoffe.
Wegen der extremen Überschreitung der spezifizierten Streckgrenze des Stahls GW 4 konnten die Festigkeitswerte des Grundwerkstoffes im Schweißgut nicht erreicht werden.
Seitens des Herstellers wird eine Streckenenergie von <22 kJ/cm für die verwendeten Drähte empfohlen. Obwohl in den Versuchen mit einer Streckenenergie von ca. 59 kJ/cm erheblich von dieser Empfehlung abgewichen wurde, erfüllt das Schweißgut hinsichtlich der Festigkeit voll die Herstellerangaben.
Schweißgüter mit noch höheren Streckgrenzen, die zum UP-Dreidrahtschweißen geeignet sind, stehen aber nicht zur Verfügung, so daß in diesem Fall ein leichtes "undermatching" in Kauf genommen werden mußte.

Die exakte Abstimmung des Schweißgutes auf das Schweißverfahren zeigt sich deutlich bei dem mikrolegierten Schweißgut D2/D3/P2. Bei sehr geringem Gehalt an Legierungselementen wird hier ein feines Korn mit geringen Anteilen von proeutek-

toidem Ferrit erzielt. Hinsichtlich der Festigkeitswerte ist dieses mit einer Streckgrenze von 520 MPa für die Festigkeitsklasse S 460 hervorragend geeignet.

Alle untersuchten Stähle liegen hinsichtlich der Grundwerkstoffzähigkeiten weit über den Anforderungen, die nach DIN EN 10113 [4] an die Grundwerkstoffe gestellt werden. Nach dieser Norm wird für TM-gewalzte Stähle der Festigkeitsklasse S 355 oder S 460 bei -50°C eine Kerbschlagarbeit von 16 J für Querproben gefordert. Gemessen an dieser Vorschrift liegen alle untersuchten Stähle auf extrem hohem Niveau.

Die Übergangstemperaturen der Grundwerkstoffe und die zugehörigen Werte für schmelzliniengekerbte Proben sind in Bild 59 zusammengestellt.

Der normalgeglühte Stahl GW 2 zeigt im ungeschweißten Zustand die höchsten Übergangstemperaturen, allerdings liegen alle Stähle in einem gemeinsamen Streuband von 30°C.

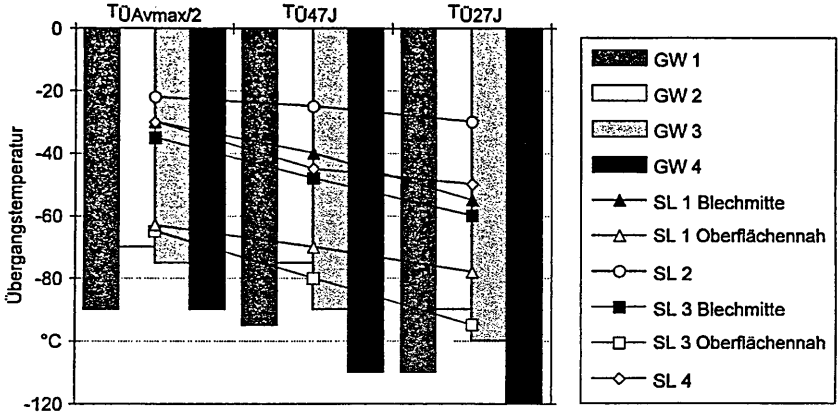


Bild 59: Übergangstemperaturen der Grundwerkstoffe und der Wärmeeinflußzonen der UP-Schweißungen

In der Wärmeeinflußzone liegen die Übergangstemperaturen für den normalgeglühten Stahl GW 2 deutlich über den Grundwerkstoffanforderungen nach DIN EN 10113 [4]. In dieser Norm wird für den Grundwerkstoff eine Kerbschlagarbeit von 27 J bei -20°C gefordert. In der WEZ des Stahls GW 1 liegt aber bereits die Übergangstemperatur $T_{ÜAvmax/2}$ bei -25°C.

Bei diesem Werkstoff wird durch die Titannitridausscheidungen das unkontrollierte Austenitkornwachstum während des Schweißwärmezyklus verhindert und günstige

Umwandlungsbedingungen gewährleistet. Dies führt nach der Abkühlung trotz der für Viellagenschweißungen extrem hohen Streckenenergie zu akzeptablen Zähigkeitswerten.

Ein noch wesentlich verbessertes Zähigkeitsverhalten zeigen die untersuchten TM-Stähle.
Legt man für einen Vergleich der WEZ-Zähigkeiten die in Blechmitte ermittelten Zähigkeitswerte zugrunde, so zeigen die untersuchten TM-Stähle ein nahezu identisches Verhalten, die Übergangstemperaturen liegen in einem gemeinsamen Streuband. Gegenüber den Grundwerkstoffen sind die Übergangstemperaturen für die schmelzliniengekerbten Proben um ca. 45 °C zu höheren Temperaturen verschoben, gemessen an den oben genannten Anforderungen nach der gültigen Euronorm [4] liegen die Kerbschlagarbeitswerte aber immer noch auf sehr hohem Niveau.
Bei den Stählen GW 1 und 3 zeigen sich darüber hinaus am Blechrand noch deutlich erhöhte Zähigkeitswerte, die hier bestimmten Übergangstemperaturen sind gegenüber den Grundwerkstoffwerten nur noch um ca. 20°C angehoben.
Die Ursachen für diese Blechdickenabhängigkeit der Kerbschlagarbeitswerte ist in den unterschiedlichen Abkühlungsbedingungen zwischen Blechmitte und Blechrand zu suchen. Aufgrund der großen Blechdicken ist es bei den Stählen GW 1 und 3 nicht möglich, über der gesamten Blechdicke einen identischen Gefügezustand einzustellen. Wegen der erheblich höheren Abkühlgeschwindigkeiten ist am Blechrand die Korngröße gegenüber der Blechmitte deutlich verringert. Die Größe und Verteilung der vorhandenen Ausscheidungen hängt in gleicher Weise von den Abkühlungsbedingungen ab. Aus diesem Grund zeigen diese Stähle am Blechrand die höchsten Zähigkeitswerte.
Der Effekt ist für den Stahl GW 4 nicht feststellbar, da wegen der geringeren Blechdicke die Abkühlungsbedingungen über der Blechdicke gleichmäßiger sind, was zu geringeren Eigenschaftsgradienten über der Blechdicke führt.
Bei dem Stahl GW 2 wird wegen der grundsätzlich anderen Herstellung ein solcher Effekt nicht sichtbar, was auch die gleichmäßige Festigkeit über der Blechdicke belegt.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß das Konzept der TM-gewalzten, beschleunigt abgekühlten Stähle mit extrem geringer Korngröße und einer exakt

gesteuerten Ausscheidungsbildung hinsichtlich der erzielbaren Zähigkeitswerte im geschweißten Zustand einer reinen Titannitridbehandlung und anschließenden Normalglühung deutlich überlegen ist.
Im Bereich der üblicherweise beim Viellagenschweißen angewendeten Streckenenergien ist bei korrekter Ausführung der Schweißung bei diesen TM-Stählen nicht mehr mit inakzeptablen Zähigkeitsverlusten zu rechnen.
Die Zähigkeitswerte des Grundwerkstoffes können allerdings in der Wärmeeinflußzone beim Schweißen mit hohen Streckenenergien nicht erreicht werden. Gemessen an den gültigen Grundwerkstoffanforderungen liegen bei den TM-gewalzten Stählen, auch bei großen Blechdicken, die Zähigkeitswerte auf sehr hohem Niveau.

Die im Kerbschlagbiegeversuch ermittelten Übergangstemperaturen der untersuchten Schweißgüter sind in Bild 60 zusammengestellt.
Erwartungsgemäß liegen diese für das Schweißgut D1/P1, daß für die Stähle GW 1 und 2 verwendet wurde, auf vergleichbarem Niveau.
Auffällig ist für die Schweißung an dem Stahl GW 1 der drastische Zähigkeitsverlust des Schweißgutes im Wurzelbereich. Im Gegensatz zu den Füllagen werden in diesem Bereich die Herstellerangaben nicht annähernd erreicht.
Die Ursache dafür liegt in den hohen Aufmischungsgraden im Wurzelbereich. Hier besteht das Schweißgut in Analogie zum Lage-Gegenlageschweißen zu sehr großen Anteilen aus Grundwerkstoff. Der niedrige Sauerstoffgehalt des Grundwerkstoffes und die im Stahl enthaltenen Desoxidationselemente können beim Schweißen mit hochbasischen Pulvern dazu führen, daß der Sauerstoffgehalt des Schweißgutes zu weit abgesenkt wird.
Das Fehlen oxidischer Einschlüsse oder eine unwirksame Zusammensetzung der Einschlüsse führen dann zu schlechten Zähigkeitswerten [53, 116].
Wie bereits unter Kapitel 2.2.1.2 dargelegt wurde, kann dieses Problem durch eine geeignete Mikrolegierung der Schweißzusätze in Verbindung mit einem mittelbasischen Pulver, das den Sauerstoffgehalt stützt, beseitigt werden.
Daß dies gut gelingt, zeigen die Übergangstemperaturen des Schweißgutes D2/D3/P2 (SG 3 in Bild 60). Bei diesem Schweißgut zeigen sich hinsichtlich der Zähigkeitswerte nur geringe Unterschiede zwischen der Wurzel und der Decklage. Bei dem vorliegenden Schweißgut sind die Molybdängehalte gegenüber den in der Literatur als optimal angesehenen Werten deutlich abgesenkt. Demzufolge liegen auch

die Hochlagenzähigkeiten auf geringerem Niveau. Der Grund liegt in der Abstimmung des Schweißgutes auf die Viellagentechnik begründet. Das optimale Schweißgut für Einlagen- und Lage-Gegenlageschweißungen neigt beim Viellagenschweißen zur Anlaßversprödung, weshalb hier bewußt die geringeren Hochlagenzähigkeiten in Kauf genommen werden. Für den vorliegenden Anwendungsfall der Viellagenschweißung stellt das Schweißgut auf C-Mn-Basis die optimale Legierung dar, mit der Einschränkung, daß in Bereichen hoher Aufmischung, wie im Wurzelbereich, durch die Absenkung der Sauerstoffgehalte nur sehr geringe Zähigkeitswerte erzielt werden.

Am Beispiel der Zähigkeit im Wurzelbereich zeigt sich, daß das mikrolegierte Schweißgut optimal bei einlagigen und Lage-Gegenlageschweißungen eingesetzt werden kann.

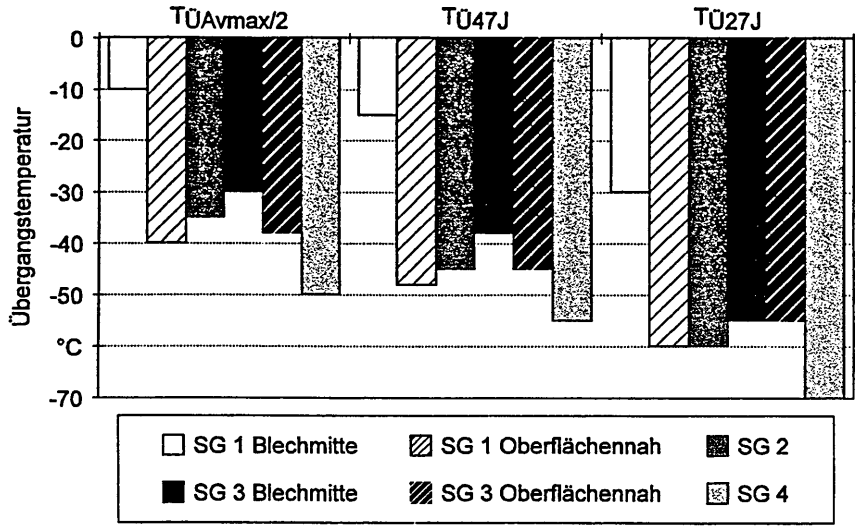


Bild 60: Übergangstemperaturen der untersuchten UP-Schweißgüter

Bei dem Schweißgut D4/P1 zeigen sich die niedrigsten Übergangstemperaturen im Rahmen der Untersuchungen. Bei diesem Schweißgut wird durch die hohen Anteile der Legierungselemente Mangan, Nickel und Molybdän die Ausbildung des proeutektoiden Ferrites nahezu vollständig unterdrückt. Allerdings liegt dieses Schweißgut in der Summe seiner Legierungselemente bereits in einem Bereich, in dem bei ungünstigen Verarbeitungsbedingungen die Ausbildung unerwünschter Gefügebestandteile wie Martensit bereits wieder begünstigt wird.

Darüber hinaus reagiert dieses Schweißgut sehr empfindlich auf Wärmenachbehandlungen, wie z.B. Spannungsarmglühen. Nach den Angaben des Drahtherstellers wird beim Spannungsarmglühen dieses Schweißgutes grundsätzlich eine Abnahme der Zähigkeitswerte beobachtet.

8.2 Hochleistungs-Schutzgasschweißungen

Zur Bewertung der mechanischen Eigenschaften der Hochleistungs-Schweißverbindungen wurden Schweißungen an 2 verschiedenen Stählen durchgeführt.
Industriell wird das Hochleistungs-Schutzgasschweißen bisher mit Massivdrähten (1,2 mm Durchmesser) bei einer maximalen Drahtfördergeschwindigkeit von 25 m/min eingesetzt. Die dabei erreichte Abschmelzleistung von 13,6 kg/h liegt in einem Bereich, der bisher dem UP-Schweißen vorbehalten war.
Um die Eignung des Verfahrens zum Verschweißen größerer Querschnitte zu untersuchen und zum Vergleich mit den UP-Schweißungen erfolgten an dem Stahl GW 4 in 40 mm Blechdicke Schweißungen von Stumpfnähten, deren Eigenschaften analog zu den UP-Schweißungen untersucht wurden.
Das verwendete Schweißgut vom NiMo-Typ überschritt auch die ungewöhnlich hohe Streckgrenze des Stahls GW 4 um über 150 MPa.
Obwohl das Wärmeeinbringen für diesen Zusatzwerkstoff mit 25 kJ/cm auf sehr hohem Niveau lag, konnten die Festigkeitsangaben des Drahtherstellers sicher erreicht werden.

Das geringere Wärmeeinbringen und die größere Raupenzahl beim Schutzgasschweißen führt gegenüber dem UP-Dreidrahtschweißen zu kürzeren Abkühlzeiten $t_{8/5}$ und deutlich höheren Anteilen umgekörnten Gefüges in der Schweißnaht und der WEZ.
Die im Kerbschlagbiegeversuch ermittelten Übergangstemperaturen von Grundwerkstoff, WEZ und Schweißgut der Massivdrahtschweißung am Stahl GW 4 sind in Bild 61 zusammengestellt und den entsprechenden Werten der UP-Schweißung gegenübergestellt worden.

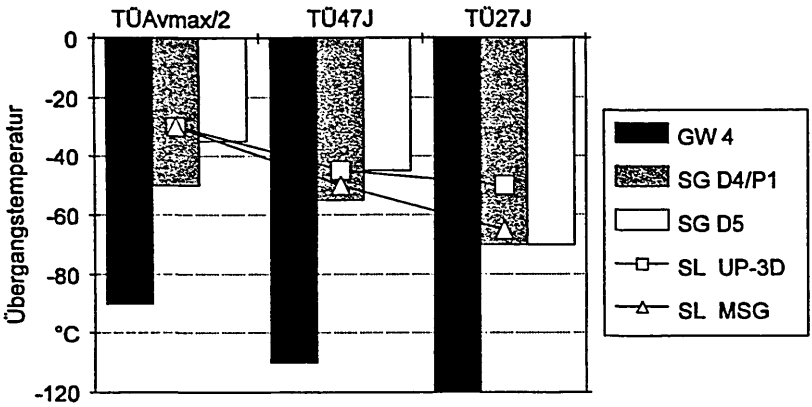


Bild 61: Vergleich der Übergangstemperaturen der Hochleistungs-Schutzgasschweißung und der UP-Dreidrahtschweißung am Stahl GW 4

Bei diesem Vergleich zeigt sich, daß trotz der verfahrensbedingt sehr unterschiedlichen Werte der Streckenenergie die Übergangstemperaturen der WEZ auf vergleichbarem Niveau liegen. Erst bei sehr tiefen Temperaturen machen sich Auswirkungen der höheren Streckenenergie des UP-Verfahrens bemerkbar. Die 27J-Übergangstemperatur liegt für die UP-Dreidrahtschweißung gegenüber der Hochleistungs-Schutzgasschweißung um ca. 15°C höher.

Die Übergangstemperaturen des Schutzgas-Schweißgutes liegen auf beachtlichem Niveau und erreichen annähernd die Werte des UP-Schweißgutes.
Trotz der für das Schutzgasschweißen ungewöhnlich hohen Streckenenergie werden von dem Schweißgut des Drahtes D5 sehr hohe Zähigkeitswerte erreicht, die auch den Herstellerangaben entsprechen. Da das Schutzgas nur sehr geringe Aktivgasanteile enthält, bleibt auch der Sauerstoffgehalt des Schweißgutes gering, ebenso ist der Abbrand der sauerstoffaffinen Elemente gegenüber dem konventionellen Schutzgasschweißen gering. Beides begünstigt neben der Schweißgutlegierung das Erzielen hoher Zähigkeitswerte.
Beim Schweißen mit dem Massivdraht SG 2 im rotierenden Lichtbogen wurden trotz dieses Effektes ungünstige Zähigkeitseigenschaften ermittelt. Die wesentlich besseren Zähigkeitswerte der Schweißung mit dem Draht D5 sind zum einen auf die um 10 kJ/cm (=30%) verringerte Streckenenergie und die damit verbundenen kleineren

Raupenqerschnitte und vor allem auf die grundsätzlich andere Legierung des Drahtes zurückzuführen.
Die Legierung des Schweißgutes führt hier in analoger Weise zur UP-Technologie zu einem sehr feinkörnigen Gefüge mit geringen Anteilen an proeutektoidem Ferrit, Bild A12.

Zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften beim Hochleistungsschweißen mit Fülldrähten wurde ein TM-gewalzter Stahl vom Typ S 355 M in 20 mm Blechdicke verschweißt.
Dieser Grundwerkstoff zeigt gegenüber den anderen untersuchten Stählen ein auffälliges Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten. Dieser Stahl erfüllt im Zugversuch bereits die Anforderungen eines S 460. Hinsichtlich der Zähigkeit liegt der Stahl zwar auch weit über den Anforderungen der Norm, infolge der sehr flach verlaufenden Kerbschlagarbeitskurve ist die Übergangstemperatur $T_{ÜAvmax/2}$ dieses Stahls zu relativ hohen Werten verschoben.
Die Ursache liegt vermutlich in einer zu schnellen Abkühlung des Stahls nach dem Walzen. In der metallographischen Untersuchung des Grundwerkstoffes wurden neben Ferrit und Perlit auch vereinzelte bainitische Bereiche gefunden, was diese Annahme bestätigt.
Neben hervorragenden Festigkeitseigenschaften der Schweißgüter wurden bei den Fülldrahtschweißungen deutlich geringere Werte der Zähigkeit gegenüber der Massivdrahtschweißung beobachtet. Bedingt durch die sehr hohen Sauerstoffgehalte des rutilen Schweißgutes liegen die Zähigkeitswerte auf sehr niedrigem Niveau.
Erwartungsgemäß zeigt das basische Schweißgut deutlich höhere Zähigkeitswerte, was sowohl mit den Werten der chemischen Analyse als auch mit dem metallographischen Befund korreliert.
Beide Schweißgüter erreichen nicht die garantierten Mindestwerte der Kerbschlagarbeit, was auf die ungewöhnlich hohen Werte der Streckenenergie zurückzuführen ist.
Darüber hinaus wurde der Nahtaufbau für diese Untersuchungen bewußt ungünstig gestaltet, um das untere Streuband der Zähigkeitswerte zu ermitteln.
Der geringe Öffnungswinkel und das Arbeiten mit einer Raupe pro Lage bedingen in der Nahtmitte nur sehr geringe Anteile an umgekörntem Gefüge. Durch die Seigerung bei der Erstarrung liegt die sprödeste Zone der Schweißraupe in Raupenmitte.

Bei einem Nahtaufbau gem. Bild 44 liegt demzufolge die Zone geringster Zähigkeit in der Nahtmitte, in diesem Bereich wurden die Kerbschlagbiegeproben gekerbt.
Unter Berücksichtigung dieser Randbedingungen, liegen die Zähigkeitswerte des basischen Drahtes ebenfalls auf sehr hohem Niveau, zumal 27 J Kerbschlagarbeit erst bei -50°C unterschritten werden. Dies stellt im Vergleich zu den Grundwerkstoffanforderungen nach [4] einen sehr guten Wert dar.
Der Rutil-Fülldraht liegt hinsichtlich der erzielbaren Zähigkeitseigenschaften auf wesentlich tieferem Niveau. Hinsichtlich des Umkörnungsgrades und des ungünstigen Nahtaufbaus gilt für die Schweißungen mit diesem Draht dasselbe wie für den basischen Fülldraht. Allerdings werden wegen der hohen Sauerstoffgehalte des Schweißgutes für diesen Draht die Grundwerkstoffanforderungen nach [4] im Schweißgut nicht mehr erreicht.

9 Zusammenfassende Bewertung und Ausblick

Bei der Herstellung von Baustählen hat sich das thermomechanische Walzen heute weitgehend durchgesetzt. Durch gezielte Umformung bei definierten, meist abgesenkten Endwalztemperaturen und anschließend gesteuerter beschleunigter Abkühlung wird ein feinkörniges Gefüge erzielt, wobei die Behandlung durch Zusätze von Mikrolegierungselementen wie Niob, Titan und Vanadium ergänzt wird. Mit diesen Verfahren lassen sich blechdickenabhängig Streckgrenzen über 500 MPa und hervorragende Zähigkeitseigenschaften erreichen. Abgesenkte Legierungsgehalte führen darüber hinaus zu sehr guter Schweißeignung.

Im ersten Teil dieser Arbeit wurde untersucht, ob die bekannten Vorteile der TM-gewalzten Stähle auch bei sehr großen Blechdicken erhalten bleiben.
Zu diesem Zweck wurden zwei Stähle unterschiedlicher Festigkeit in 80 und 100 mm Blechdicke mit dem Unterpulver-Dreidraht-Verfahren verschweißt und auf ihre mechanischen Eigenschaften geprüft.
Als Vergleichswerkstoffe standen sowohl ein normalgeglühter als auch ein TM-gewalzter Stahl in 60 und 40 mm Blechdicke zur Verfügung.

Für alle zur Verfügung stehenden Grundwerkstoffe wurden hohe, über allen Anforderungen liegende Zähigkeitswerte ermittelt.
Die Wärmeeinflußzone der untersuchten TM-Stähle lag hinsichtlich der Zähigkeit auf vergleichbar hohem Niveau. Es zeigte sich, daß die TM-gewalzten und beschleunigt abgekühlten Stähle in der WEZ deutlich höhere Zähigkeitswerte aufwiesen als der normalgeglühte Vergleichswerkstoff.
Für die großen Blechdicken zeigte sich eine deutliche Abhängigkeit der mechanischen Kennwerte vom Probeentnahmeort in Blechdickenrichtung.
So nimmt bei diesen Stählen die Festigkeit von der Oberfläche zur Blechmitte hin ab. In der WEZ ist eine gegenläufige Tendenz der Zähigkeitswerte zu beobachten, d.h. an der Oberfläche finden sich die höchsten, in Blechmitte die niedrigsten Zähigkeitswerte.
Dieser Effekt ist auf die unterschiedlichen Abkühlungsbedingungen bei der TM-Walzung zwischen Blechmitte und Rand zurückzuführen. Für alle Stähle wurden in der WEZ Zähigkeitswerte ermittelt, die über den Anforderungen an die Grundwerkstoffe liegen.

Bis auf wenige Ausnahmen sind die hochfesten, TM-gewalzten Stähle in den gängigen Regelwerken noch nicht erfaßt, was einer verbreiteten Anwendung dieser Stahlgüten entgegensteht. Verringerte Vorwärmtemperaturen oder das völlige Entfallen der Vorwärmung führen zu erheblichen Einsparungen von Zeit und Kosten beim Schweißen dieser Stähle. Diese Vorteile werden im Rohrfernleitungsbau bereits seit vielen Jahren genutzt, in letzter Zeit werden hier verstärkt Stähle mit einer Streckgrenze von 550 MPa eingesetzt. Da die Offshore-Industrie häufig für die Konstruktionswerkstoffe Einzelabnahmen durchführt, hat dort der thermomechanisch gewalzte S 460 M den TiN-behandelten, normalgeglühten S 355 weitgehend ersetzt. Auf der Basis dieser Erfahrungen wird eine weitere Anpassung der Richtlinien unter Berücksichtigung der TM-gewalzten, höherfesten Stähle erfolgen.

Untersuchungen zum Hochleistungs-Schutzgasschweißen zeigten beim Schweißen im Hochleistungs-Sprühlichtbogen eine ausgeprägte Abhängigkeit der Einbrandverhältnisse von den Randbedingungen. Geringe Variationen des Kontaktrohrabstandes führen zu ungünstigen Einbrandprofilen und zu Poren. Für diesen Leistungsbereich konnte die Reproduzierbarkeit des Prozesses durch Pendeln des Brenners quer zur Naht sichergestellt werden. Anhand von Stumpfnähten wurden die mechanischen Eigenschaften von Schweißgut und WEZ bestimmt. Es zeigte sich, daß im Schweißgut bei entsprechender Legierung sehr hohe Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften im Hochleistungsprozeß erzielt werden können. Die WEZ-Zähigkeit der Schweißverbindungen liegt auf ähnlichem Niveau wie die der UP-Schweißungen. Wegen der hohen Leistungen ist der Hochleistungsbereich aber nur eingeschränkt im manuellen Betrieb nutzbar. Zur sicheren Beherrschung der hohen Leistungen bietet es sich daher an, dieses Verfahren verstärkt auch in automatisierten Schweißzellen einzusetzen.

Untersuchungen zum Schweißen im rotierenden Lichtbogen führten zu unbefriedigenden Ergebnissen. Durch die Lichtbogenrotation kommt es zu starken Schmelzbadturbulenzen und zu inakzeptabler Porosität. Durch die Analyse des Poreninhaltes konnte nachgewiesen werden, daß es sich bei diesen Poren um eingewirbeltes Schutzgas handelt. Zur sicheren Anwendung dieses Prozesses ist es notwendig, die Lichtbogenrotation bei geringeren Drahtfördergeschwindigkeiten und kleineren Kontaktrohrabständen zu stabilisieren um so die Schmelzbadturbulenzen zu verrin-

gern und eine geringe Porosität zu erreichen. Eine Zähigkeitsprüfung von Standard-Schutzgasschweißgut zeigte darüberhinaus, daß beim Schweißen im rotierenden Lichtbogen keine akzeptablen Zähigkeitswerte erzielt werden konnten. Daher ist es notwendig, die Drahtelektroden zum Hochleistungs-Schutzgasschweißen in ihrer Legierung auf die dabei auftretenden Wärmemengen und Abkühlzeiten abzustimmen. Dies wird aber durch die Hersteller erst dann erfolgen, wenn das Verfahren eine weitere Verbreitung gefunden hat.

Beim Schweißen mit Fülldrahtelektroden stellte sich heraus, daß Fülldrähte im gesamten Leistungsbereich einen stabilen Sprühlichtbogen aufweisen. Ein instabiler Übergang im Hochleistungsbereich, wie bei den Massivdrähten, tritt bei diesen Drähten nicht auf.
Die Metallpulver-gefüllten Drähte zeigten im Hochleistungsbereich starke Nahtüberhöhungen und eine hohe Porosität. Da diese Effekte nicht unterdrückt werden konnten, wurden mit diesen Drähten keine Verbindungen zur mechanisch-technologischen Untersuchung geschweißt.
Der Rutil-Fülldraht bot das stabilste Prozeßverhalten und die glatteste Nahtoberfläche der untersuchten Drähte. Wegen der hohen Schlackemengen des Rutil-Fülldrahtes werden bei diesem Draht viele Schlackeeinschlüsse in der Naht beobachtet. Die mechanische Prüfung ergab für diesen Draht gute Festigkeitseigenschaften, aber erwartungsgemäß nur geringe Kerbschlagarbeitswerte.
Der basische Fülldraht zeigt ebenfalls ein stabiles Prozeßverhalten, wegen der geringeren Schlackemenge aber eine wesentlich geringere Zahl von Schlackeeinschlüssen. Verbindungsschweißungen mit einer Drahtfördergeschwindigkeit von 45 m/min erbrachten sowohl hervorragende Festigkeitseigenschaften des Schweißgutes als auch akzeptable Zähigkeitswerte von Schweißgut und Wärmeeinflußzone.

Für das Schweißen mit Fülldrähten kann zusammenfassend festgestellt werden, daß mit handelsüblichen Fülldrähten Drahtfördergeschwindigkeiten von 45 m/min bei sehr großer Toleranz der Randbedingungen sicher beherrscht werden können. Probleme treten hier wegen der großen Schlackemengen der handelsüblichen Fülldrähte auf. Hier ist noch Optimierungsarbeit zu leisten, um Fülldraht, Schutzgas und Schweißmaschine so aufeinander abzustimmen, daß auch höchste Leistungen sicher beherrscht werden.

10 Literatur

[1] Uwer, D., J. Degenkolbe, D. Herr
Schweißen moderner hochfester Baustähle
Stahl u. Eisen 112 (1992), Nr. 4, S. 29-35

[2] N.N.
Allgemeine Baustähle, Gütenormen
DIN 17100, Dezember 1987

[3] N.N.
Schweißgeeignete Feinkornbaustähle, normalgeglüht
DIN 17102, Oktober 1983

[4] N.N.
Warmgewalzte Erzeugnisse aus schweißgeeigneten Feinkornbaustählen;
Teil 3: Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte Stähle
DIN EN 10113, September 1990

[5] Meyer, L.
Feinkornbaustähle und thermomechanische Behandlung - ihre Bedeutung für warmgewalztes Blech und Band
Thyssen Technische Berichte (1982), Heft 1, S. 48-65.

[6] Schauwinhold, D.
Entwicklung von Stahlarten und Stahlsorten in Abhängigkeit vom Gefüge
Stahl und Eisen 104 (1984), Nr.6, S. 39-46

[7] Zimnik W.; K. Freier und K. Seifert
Optimierung der thermomechanischen Behandlung von Grobblech und Warmbreitband aus mikrolegierten Baustählen
Stahl und Eisen 111 (1991), Nr.5, S. 59-64

[8] Degenkolbe, J.
Herstellung und Eigenschaften moderner Konstruktionsstähle für den Anlagen- und Behälterbau
DVS-Berichte 107, S. 6-17, DVS-Verlag Düsseldorf, 1987

[9] Hougardy, H.P.
Gefüge und Eigenschaften von Stählen
Stahl und Eisen 114(1994), Nr. 6, S. 205-210

[10] Kozasu, I.
Processing-Thermomechanically Controlled Processing
Materials Science and Technology, Volume 7-Constitution and Properties of Steel
F.B. Pickering, Bd. 7; VCH, 1992, S. 183/217

[11] Krieger, W., I. Nakesch, G. Poferl und R. Apfolter
Fortschritte beim LD-Prozeß mit Bodenspülung
BHM 133 (1988), H. 1, S. 3-8.

[12] Holzgruber, W.
Entwicklung und Anwendung sekundärmetallurgischer Verfahren bei der Stahlherstellung
BHM 133 (1988), H. 1, S. 25-35

[13] Hulka, K. und F. Heisterkamp
Konzept eines kohlenstoffarmen TM-Stahls für künftige Großrohrleitungen sowie Ergebnisse eines Betriebsversuches
BHM, 134 (1989), Heft 1, S. 1-7

[14] Baumgardt, H., M. Rohde, L. Schulz
Herstellung und mechanische Eigenschaften von thermomechanisch gewalzten Grobblechen
Thyssen Technische Berichte (1982), Heft 2, S.126-135

[15] Dahl, W., M. Hagen, K. Karhausen, R. Kasper und L. Meyer
Vorgänge im Werkstoff bei der thermomechanischen Behandlung von Stahl
Stahl u. Eisen 111 (1991), Nr.4, S. 133-119

[16] N.N.
Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen, Begriffe
DIN 17 114.Teil 1, August 1988

[17] de Boer, H., T. Heller und B. Müsgen
Erfahrungen mit dem normalisierenden Walzen von Warmbreitband
Stahl und Eisen 111 (1991), Nr. 5, S. 45-50

[18] N.N.
Begriffsbestimmungen normalisierendes Umformen und thermomechanisches Umformen
Stahl-Eisen Werkstoffblatt 082, Juni 1989

[19] de Boer, H. und D. Uwer
Thermomechanisch gewalzte Stähle
Technika 38 (1989), Heft 2, S. 65-70

[20] de Boer, H., H. Beenken, P. Branscheid, F. J. Floßdorf, W. Haumann, W. Hof und H. Litzke
Thermomechanische Behandlung von Baustählen - Grundlagen und betriebliche Durchführung
Stahl u. Eisen 105 (1985), Nr. 22, S. 187-195

[21] Meyer, L.
Grundlagen der Werkstoffentwicklung durch Verknüpfung thermischer und mechanischer Vorgänge beim Warmumformen
Stahl u. Eisen 101 (1981), Nr. 7, S. 483-491

[22] Degenkolbe, J., J. Mahn, B. Müsgen und H.-J. Tschersich
Erfahrungen mit der beschleunigten Abkühlung von Grobblech aus der Walzhitze
Thyssen Technische Berichte (1987), Heft 1, S. 41-53

[23] Blauel, J. G., F. Bültmann, W. Burget und F. Hanus
Bruchmechanische Charakterisierung der Zähigkeit von Schweiß-verbindungen an thermomechanisch gewalzten Stählen
DVS-Berichte 131, S. 136-141, DVS-Verlag Düsseldorf 1990

[24] Tsukada, K., T. Thkita, C. Ouchi, T. Nagamine, K. Hirabe und K. Yako
Application of On-Line Accelerated Cooling to Steel Plates
Nippon Kokan Technical Report 89 (1981)

[25] Onoe, Y., M. Umeno, O. Mantani, Y. Sogo, K. Sakai, K. Iwanaga und H. Motikawa
Development of the Continuous On-Line Control process for manufacturing high quality steel plate by controlled cooling
Nippon Steel Technical Report 22, 1981

[26] Streißelberger, A., W. Oswald, J.Bauer und F.Hanus
Verfahren der TM-Behandlung mit beschleunigter Abkühlung zur Herstellung von Grobblech aus Baustählen
Stahl und Eisen 111 (1991), Nr. 5, S. 65-73

[27] Biegus, C., T. Evertz und W. Dahl
Thermomechanische Behandlung von Maschinenbaustählen
Stahl und Eisen 114 (1994), Nr. 1. S. 65-70

[28] Hanus, F.
Flammrichten thermomechanisch gewalzter Baustähle
Schweißen und Schneiden 46 (1994), Nr. 4, S. 163-166

[29] Schmitt-Thomas, K. G., R. Hackl und D. Daub
Einfluß der TM-Behandlung von Nb-mikrolegierten Feinkornstählen auf die Eigenschaften von Kaltbändern
Stahl und Eisen 111 (1991), Nr. 4, S. 95-100

[30] Hanus, F.
Erfahrungen beim Schweißen von thermomechanisch gewalzten Stählen
Jahrbuch Schweißtechnik 1992, DVS-Verlag Düsseldorf, 1991

[31] Burget, W.
Werkstoffmechanische Untersuchungen zur Bewertung des Festigkeits- und Zähigkeitsverhaltens von Mehrlagen-Schweißungen an höherfesten Feinkornbaustählen
Dissertation RWTH Aachen, 1993

[32] Baumgardt, H. und Ch. Straßburger
Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften in der Wärmeeinflußzone von Schweißverbindungen aus Feinkornbaustählen
Thyssen Technische Berichte (1985), Heft 1, S. 42-48

[33] Niederhoff, K.
Metallurgische Grundlagen der Unterpulver - Hochleistungsschweißtechnologie
Schweißen und Schneiden 43 (1991), Heft 8, S. 445-449

[34] Düren, C.
Formulae for calculating the maximum hardness in the heat affected zone of welded joints
IIW-Doc. IX-1437-86

[35] IIW- Subcommission XI G
Technical Report 1967
IIW-Doc. XI-535-67

[36] Düren, C.
Bedeutung des Implantversuches für die Beurteilung der Baustellenschweißbarkeit von Großrohren
Schweißen und Schneiden 31 (1979), Nr. 5, S. 201/205

[37] Uwer, D. und H. Höhne
Charakterisierung des Kaltrißverhaltens von Stählen beim Schweißen
Schweißen und Schneiden 43 (1991), Nr. 4, S. 195-199

[38] Berghout, C.F. und H. Crucq
Kaltrißsicheres Schweißen an einer Brücke ohne Vorwärmung
DVS-Berichte 131, S. 154-158, DVS-Verlag Düsseldorf 1990

[39] N.N.
Metall-Schutzgasschweißen von Feinkornbaustählen
DVS Merkblatt 0916, Deutscher Verband für Schweißtechnik e.V. 1984

[40] N.N.
Unterpulverschweißen von Feinkornbaustählen
DVS Merkblatt 0918, Deutscher Verband für Schweißtechnik e.V., 1988

[41] Niederhoff, K.
Metallurgie des UP-Schweißens am Beispiel der Großrohrherstellung
Schweißtechnik `94, Verlag Dr. C. Shaker, Aachen 1994

[42] Krebs, H.
Untersuchungen zum Bruchverhalten von Schweißverbindungen aus Feinkornbaustählen
Dissertation, RWTH Aachen, 1990

[43] Dilthey, U., W. Dahl, F. de Lede und A. Borner
Anwendung moderner Hochleistungsschweißverfahren bei der Verarbeitung hochfester Feinkornbaustähle
DVS-Berichte 155, S. 71-76, DVS-Verlag Düsseldorf 1993

[44] N.N.
Unterpulver-Mehrdrahtschweißen
DVS-Richtlinie 0915, Deutscher Verband für Schweißtechnik, Oktober 1985

[45] Weißelberg, A.
UP-Senkrechtschweißen von Stumpfnähten
ZIS Mitteilungen 30 (1988), Heft 6, S. 582-593

[46] Dilthey, U. und M. Mursic
Derzeitige Leistungsgrenzen des Unterpulverschweißens von Stahl
DVS-Berichte 36, S. 95-102, DVS-Verlag Düsseldorf 1975

[47] *Sordi, J.*
Das UP - Fünfdrahtschweißen - Prozeßtechnologie und Entwicklungstendenzen
Oerlikon Schweißmitteilungen 46 (1988), Heft 118, S.17-21

[48] *Brandt, H.-G., A. Meyer, M. Rudlof und K.G. Schmitt-Thomas*
Unterpulver - Mehrdrahttechnik für Rohrlängsnähte an Pipelines - Tieftemperaturzähigkeit des Schweißgutes
DVS-Berichte 112, S. 90-96, DVS-Verlag Düsseldorf 1988

[49] N.N.
Einteilung der Drahtelektroden und Draht-/Pulverkombinationen zum UP-Schweißen von legierten Stählen und Feinkornbaustählen
DIN EN 756, Normentwurf, Mai 1992

[50] N.N.
Einteilung der Fülldrahtelektroden für das Lichtbogenschweißen mit und ohne Schutzgas von Kohlenstoff-, Kohlenstoff-Mangan- und mikrolegierten Stählen
DIN EN 758, Normentwurf, Mai 1991

[51] *Grobecker, J.*
Beitrag zum Unterpulverschweißen mit thyristorisierten Wechselstromquellen
Dissertation RWTH Aachen, 1994

[52] Baach, H.
Gütesteigerung beim Unterpulverschweißen trotz Leistungssteigerung
Oerlikon Schweißmitteilungen 38 (1980), Nr. 91, S. 13-23

[53] Baach, H., E. Scholz und F. Weyland
Möglichkeiten zur Steigerung der Leistung und der Güteeigenschaften mechanischer Schweißverfahren
DVS-Berichte 57, S.27-38, DVS-Verlag Düsseldorf 1979

[54] Niederhoff, K.
Schweißen von Großrohren aus TM-Stählen
DVS-Berichte 151, S 82-90, DVS-Verlag Düsseldorf 1993

[55] Watanabe, I., M.Suzuki, T. Kojima und Y. Kunisada
Study on Notch Toughness of Weld Metal
Nippon Kokan Technical Report, Overseas Nr. 47, 1986, S. 2-8

[56] Evans, G. M.
Der Einfluß von Molybdän auf Mikrogefüge und Eigenschaften C- und Mn-haltiger reiner Schweißgüter
Oerlikon-Schweißmitteilungen 45 (1987), H. 115, S. 10-27

[57] Evans, G. M.
Der Einfluß von Chrom auf Mikrogefüge und Eigenschaften C- und Mn-haltiger reiner Schweißgüter
Oerlikon-Schweißmitteilungen 47 (1989), H. 120, S. 17-33

[58] Weyland, F.
Einfluß des Stickstoffs im Unterpulver-Schweißgut
DVS-Berichte 123, S. 125-133, DVS-Verlag Düsseldorf 1989

[59] Baach, H., E. Scholz und F. Weyland
Praktische Erfahrungen mit dem Unterpulverschweißen mit mikrolegierten Fülldrahtelektroden
Oerlikon Schweißmitteilungen 41 (1983); Nr. 101, S. 10-18

[60] Scholz, E. und F. Weyland
Derzeitiger Stand des Schweißens mit mikrolegierten Fülldrahtelektroden
Oerlikon Schweißmitteilungen 42 (1984), Nr. 106, S. 4-14

[61] Baum, L. und V. Fichter
Der Schutzgasschweißer, Teil II: MIG-/MAG-Schweißen
DVS-Verlag, Düsseldorf 1990

[62] Dilthey, U., U. Reisgen, V. Stenke und H. Matzner
Schutzgase zum MAGM-Hochleistungsschweißen
Schweißen und Schneiden, demnächst

[63] N.N.
Classification of Metal Transfer (flux and gas shielded electric welding processes)
IIW-Doc.XII-636-76

[64] Schellhase, M.
Der Schweißlichtbogen- Ein technologisches Werkzeug
DVS-Verlag, Düsseldorf 1985

[65] Lesnewich, A.
Control of Melting Rate and Metal Transfer in Gas-Shielded Metal-Arc Welding, Part I
Welding Journal Res. Suppl. 37 (1958), Nr. 4, S. 343s-353s

[66] Lesnewich, A.
Control of Melting Rate and Metal Transfer in Gas-Shielded Metal-Arc Welding, Part II
Welding Journal Res. Suppl. 37 (1958), Nr. 8, S. 418s-425s

[67] Esser,W.G., G. Jelmorini, und G.W. Tichelaar
Das Plasma-MIG-Schweißverfahren
Schweißtechnik Wien 27 (1973), Nr. 6, S. 97-99

[68] Esser,W.G.; G. Jelmorini und G.W.Tichelaar
Arc characteristics and metal transfer with plasma-MIG welding
Metal Construction And British Welding Journal 4 (1972), Nr. 11, S. 439-447

[69] Emenputsch, H., W. Hummitzsch und P.Becker
Schutzgasschweißen unter Kohlendioxid nach der Hochstromtechnik
Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 40, S. 175-178,
DVS-Verlag Düsseldorf 1965

[70] Ernenputsch, H., W. Hummitzsch und P.Becker
Schutzgasschweißen unter Kohlendioxid mit Massivdrähten größeren Durchmessers
Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 46, S. 66-69,
DVS-Verlag Düsseldorf 1966

[71] United States Patent
Patent Number: 4,463,243
Date of Patent: Jul. 31, 1984

[72] Deutsches Patentamt
Offenlegungsschrift DE 33 28 272 A1
Offenlegungstag: 9.2.1984

[73] Dilthey, U.
Zur Deutung des unterschiedlichen Schweißverhaltens beim Schutzgasschweißen unter Argon und Kohlendioxid
Schweißen und Schneiden 26 (1974), Nr. 7, S. 254-258

[74] Stenbacka, N. und K.A. Persson
Shielding gases for gas metal arc welding
Welding Journal 68 (1989), Nr. 11, S. 41-47

[75] Hilton, D.
Shielding gases for GAW
Welding and Metal Fabrication 58 (1990), Nr. 6, S. 332-334

[76] Böhme, D.
Schutzgase - Physikalische Eigenschaften als Grundlage für die Entwicklung und den optimalen Einsatz von Gasen und Gasgemischen in der Schweißtechnik
DVS-Berichte 127, S. 78-91, DVS-Verlag Düsseldorf 1989

[77] Lyttle, K.A. und F.G.Stapon
Select the best shielding gas blend for the application
Welding Journal 69 (1990), Nr. 11, S. 21-27

[78] Church, J.G. und H. Imaizumi
Welding characteristics of a new welding process, T.I.M.E.-Process
IIW-Doc. XII-1199-90

[79] Sejima, I. und H. Imazumi
The high efficiency MAG-welding process (quad gas mixture MAG process)
IIW-DOC. XII-1225-91

[80] Stenke, V., R. Lahnsteiner und H. Schoenberger
The T.I.M.E.-Process - Characteristics of a new GMAW-Technology
IIW-DOC. XXI-1233-91

[81] Lahnsteiner, R.
T.I.M.E-Process, Mechanical Properties, Quality, Work Safety
IIW-DOC. XXI-1238-91

[82] Lahnsteiner, R. und F. Prior
Welding of high-tensile steels with the T.I.M.E.-Process
IIW-DOC. XII-1263-91

[83] Hauck, G. und G. Sandner
Qualitätsanforderungen an Drahtelektroden für den T.I.M.E.-Prozeß und mechanische Eigenschaften des Schweißgutes bei hoher Abschmelzleistung
DVS-Berichte, S. 159-164, DVS-Verlag Düsseldorf 1992

[84] Bengtsson, P., R. Olsson und P. Woisschitzschläger
Rapid Processing- Neue MAG-Hochleistungsschweißverfahren
Schweißtechnik Wien 76 (1992), Nr. 11, S. 178

[85] Lahnsteiner, R.
T.I.M.E.-Prozeß - ein neues MAG-Schweißverfahren
Technica 41(1992), Nr. 19, S. 77-81

[86] Mattheus, J.R., J.F. Porter, J. Church und M.Macececk
An Evaluation of T.I.M.E.-Welding of HY 80 Plate
Welding Journal 70 (1991), Nr. 2, S. 35-41

[87] Matzner, H.
Grundlagen und Anwendungshinweise zum Metall-Schutzgasschweißen mit hohen Drahtfördergeschwindigkeiten
Der Praktiker 45 (1993), Nr. 7, S. 386-394

[88] Steidl, L.
Schweißen von Maschinenrahmen mit dem T.I.M.E.-Prozeß
Schweißtechnik Wien 76(1992), Nr. 12, S. 201-204

[89] N.N.
T.I.M.E.-Schweißverfahren
ÖNORM EN 288-7, 31.5.1994

[90] Wittmann, H -P.
Fülldraht-Elektroden - Niedriglegierte mit wachsendem Marktanteil
Trennen+Fügen, Heft 20, 1989, S.29-33

[91] Juretzko G. und Wittmann H.-P.
Fülldrahtelektroden für das Auftrags- und Verbindungsschweißen unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten
DVS-Berichte 109, S.82-86, DVS-Verlag Düsseldorf 1987

[92] Tilgner, E.
Flux cored arc welding - the state of the art and current applications
Welding International 1(1987), Nr.2, S.188-191

[93] Huisman, M. D.
Fülldrähte für das Metall-Aktivgasschweißen
Technica 40(1991), Nr.2; S.50-54

[94] Killing, R.
Gebrauchseigenschaften von Fülldrähten zum MAG-Schweißen un- und niedriglegierter Stähle
DVS-Berichte 146, S. 187-192, DVS-Verlag Düsseldorf 1992

[95] N.N.
Flux Cored Arc Welding - Fundamentals Of The Process
Welding Handbook Vol.2, (1978), S.154-157

[96] Bohlen, C.
Lehrbuch des Schutzgasschweißens
Giradet-Verlag, Essen 1984

[97] Matsuda F. und andere
Arc characteristics and metal transfer with flux-cored electrode in CO_2 - shielding (Report I)
Transaction of Jap. Weld. Research Inst., Tokyo 8 (1979) Nr. 2, S.27-32

[98] Matsuda F. und andere
Arc characteristics and metal transfer for flux-cored electrode in GMA welding (Report II)
Transaction of Jap. Weld. Research Inst., Osaka 9 (1980) Nr. 1, S.39-46

[99] Killing, R.
MAG-Schweißen mit Fülldrahtelektrode: Wirtschaftlichkeit entscheidet
Schweizer Maschinenmarkt 93(1993), Nr. 19, S. 38-43

[100] Killing, R.
Wie funktioniert es? Die Regelung der Lichtbogenlänge
Der Praktiker 30 (1978), Heft 9, S. 194-195

[101] N.N.
Bedienungsanleitung der Schweißstromquelle LAE 1250
ESAB GmbH, Solingen

[102] N.N.
Bedienungsanleitung der Schweißstromquelle TAC 1500
ESAB GmbH, Solingen

[103] N.N.
Schweißgeeignete Feinkornbaustähle, Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen, Ermittlung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ zur Kennzeichnung von Schweißtemperaturzyklen
Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 088, Beiblatt 2, August 1992

[104] N.N.
Handbuch der Schweißzusatzwerkstoffe
Oerlikon Schweißtechnik GmbH, Eisenberg, Januar 1993

[105] Puschner, P. und H.U. Stein
Anforderungen an moderne Schweißanlagen
DVS-Berichte 119, S. 40-43, DVS-Verlag 1989

[106] Killing, R.
Der Inverter - eine Universalschweißstromquelle?
Der Praktiker 41 (1991), Nr. 5, S. 237

[107] N.N.
Bedienungsanleitung der Hochgeschwindigkeits-Filmkamera "Hycam"
John Halland Ltd.

[108] Lin, M.L. und T.W. Eagar
Influence of arc pressure on weld pool geometry
Welding Journal 64 (1985), Nr. 6, S. 163s-169s

[109] Choo, R.T.C., J. Szekelyund R.C. Westhoff
Modelling of high-current arcs with emphasing on free surface phenomena in the weld pool
Welding Journal 69 (1990), Nr. 9, S. 346s-361s

[110] Lahnsteiner, R.
T.I.M.E.-Process-ein neues Hochleistungs-MAG-Schweißverfahren
DVS-Berichte 146, S. 147-158, DVS-Verlag 1992

[111] N.N.
FILARC Fülldrähte-Handbuch und Katalog
FILARC Welding Industries B.V., Utrecht, 1993

[112] N.N.
Prüfung metallischer Werkstoffe; Härteprüfung nach Vickers
Bereich HV 02-HV 100
DIN 50133, Februar 1985

[113] N.N.
Prüfung metallischer Werkstoffe; Zugproben
DIN 50125, März 1986

[114] N.N.
Prüfung metallischer Werkstoffe; Zugversuch
DIN 50 145, Mai 1975

[115] N.N.
Prüfung metallischer Werkstoffe; Kerbschlagbiegeversuch
DIN 50 115, Februar 1975

[116] Weyland, F.
Schweißzusätze für das Lichtbogenschweißen von Feinkornbaustählen
DVS-Berichte 103, S. 28-43, DVS-Verlag Düsseldorf 1986

11. Anhang

Stahl Bezeichnung Blechdicke	GW 1 S 355 M 100 mm	GW 2 S 355 60 mm	GW 3 S 460 M 80 mm	GW 4 S 460 M 40 mm	GW 5 S 355 M 20 mm
C	0,05	0,1	0,07	0,07	0,08
Si	0,28	0,451	0,31	0,33	0,39
Mn	1,47	1,53	1,55	1,56	1,38
P	0,01	0,0130	0,009	0,011	0,007
S	0,001	0,00354	0,001	0,001	0,001
Cr	0,035	0,0344	0,021	0,054	0,025
Ni	0,333	0,0459	0,360	0,47	0,0343
Mo	0,011	0,00584	0,140	0,13	0,006
V	0,030	0,00692	0,050	0,003	0,001
Cu	0,008	0,0248	0,1	0,17	0,010
Nb	0,024	0,0458	0,018	0,015	0,024
Ti	0,001	0,0164	0,009	-	0,001
Al	0,035	0,0270	0,037	0,032	0,041
CE	0,33	0,37	0,4	0,41	0,31

CE = C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15

Tabelle A 1: Chemische Analysen der untersuchten Grundwerkstoffe

Kennwert	Probenlage	GW 1 S 355 M 100 mm	GW 2 S 355 60 mm	GW 3 S 460 M 80 mm	GW 4 S 460 M 40 mm	GW 5 S 355 M 20 mm
Streckgrenze R_{el}	Rand	415	333	490	581	
[MPa]	Mitte	387	332	448	568	474
Zugfestigkeit R_m	Rand	518	484	583	674	
[MPa]	Mitte	494	483	542	664	562
Bruchdehnung A	Rand	33	38,4	27	25	
[%]	Mitte	39	39,8	34	26	26

Tabelle A 2: Festigkeitskennwerte der verwendeten Werkstoffe (Probenlage längs zur Walzrichtung)

Schweißpulver Basizität	Norm-Bezeichnung	SiO_2+TiO_2 [%]	Al_2O_3+MnO [%]	CaO+MgO [%]	CaF_2 [%]
P1 3,1	DIN EN 760 A FB 1 55 AC	15	40	20	25
P2 1,7	DIN EN 760 A FB 1 65 AC HP 5	20	30	25	20

Tabelle A 3: Zusammensetzung der verwendeten Schweißpulver

Draht-/Pulver-Kombination	C [%]	Si [%]	Mn [%]	Ni [%]	Mo [%]
3xD1 / P1	0,05-0,08	0,15-0,25	1,0-1,4	-	-
D2+2xD3 / P2	0,05	0,2	1,2	-	-
D4 / P1	0,05	0,2	1,4	1,2	0,4

Tabelle A 4: Richtanalysen der verwendeten UP-Schweißgüter

Draht-/Pulver-Kombination	Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Bruchdehnung [%]	A_V(-20°C) [J]	A_V(-40°C) [J]
3xD1 / P1	>450	540-560	>25	>140*	>100*
D2+2xD3 / P2	>460	520-620	>24	>80	>60
D4 / P1	>550	630-730	>20	>120*	>100*

*: Richtwerte für Eindrahtschweißungen

Tabelle A 5: Herstellerangaben der mechanischen Eigenschaften der reinen UP-Schweißgüter im unbehandelten Zustand

	GW 1	GW 2	GW 3	GW 4
Zusatzwerkstoff	3xD1	3xD1	D2/D3/D2	3xD4
Schweißpulver	P1	P1	P2	P1
Strom [A] (1./2./3.Kopf)	1000/900/ 850	950/900/ 850	900/900/ 850	950/900/ 850
Spannung [V] (1./2./3.Kopf)	*30/32/34*	*32/34/36*	*32/32/35*	*30/33/36*
Schweißgeschwindigkeit [cm/min]	85	85	90	90
Streckenenergie [kJ/cm]	61,9	64,7	58,2	59,2
Abschmelzleistung [kg/h]	44	45	48	52
Zwischenlagentemperatur [°C]	150	150	150	150
$t_{8/5}$ bei T_0=150°C [s]				
gemessen	51	50	44	45
berechnet nach SEW 088	48	48	41	42
Raupenzahl	30	8	22	6

Tabelle A 6: Schweißparameter der UP-Dreidrahtschweißungen

Drahtelektrode	C [%]	Si [%]	Mn [%]	Ni [%]	Mo [%]	Ti [%]
SG 2*	0,06-0,12	0,7-1,0	1,3-1,6	k.A.	k.A.	k.A.
D5**	0,05-0,08	0,3-0,5	1,5-1,7	1,0	0,4	≤0,1
FD M1**	0,05	0,5	1,6	1,9	0,4	
FD M2***	0,05-0,09	0,5-0,8	1,3-1,75	k.A.	k.A.	k.A.
FD R***	0,04-0,07	0,3-0,6	0,7-1,1	0,6-0,9	k.A.	k.A.
FD B***	0,05-0,09	1,0-1,4	0,3-0,6	0,7-1,0	k.A.	k.A.

k.A. : keine Angabe, *Hersteller Fa. ESAB, Richtwerte für Schutzgas CO_2;
**Hersteller Fa. Oerlikon; ***Hersteller Fa. FILARC

Tabelle A 7: Richtanalysen der verwendeten Schutzgas-Schweißgüter

Schutzgas : Mischgas 82 % Ar/18 % CO_2

Drahtelektrode	Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Bruchdehnung [%]	A_V(-20°C) [J]	A_V(-40°C) [J]
SG 2*	>420	500-640	>22	>80 (bei RT)	
D5**	>640	710-780	>18	>80	k.A.
FD M1**	>690	760-850	>16	>60	>40
FD M2***	>460	550-650	>24	k.A.	>47
FD R***	>460	545-630	>26	>54	k.A
FD B***	>420	510-600	>26	k.A.	>100

k.A. : keine Angabe, *Hersteller Fa. ESAB, Angaben für Schutzgas CO_2; **Hersteller Fa. Oerlikon; ***Hersteller Fa. FILARC, RT: Raumtemperatur

Tabelle A 8: Herstellerangaben der mechanischen Eigenschaften der reinen Schweißgüter, Mischgas 82 % Ar/18 % CO_2

	GW 4	GW 5	GW 5
Zusatzwerkstoff	*D5*	*FD R*	*FD B*
Schutzgas	T.I.M.E.	T.I.M.E.	T.I.M.E.
Drahtvorschub [m/min]	25	30	45
Strom [A]	420	440	500
Spannung [V]	39	36,7	47,5
Schweißgeschwindigkeit [cm/min]	40	60	60
Streckenenergie [kJ/cm]	24,5	16,1	23,8
Pendelbreite [mm]	4-8	5-9	5-9
Pendelfrequenz [Hz]	4	2-4	2-4
Abschmelzleistung [kg/h]	12,8	13,5	19,5
Zwischenlagentemperatur T_0 [°C]	150	150	150
$t_{8/5}$ bei T_0=150°C [s]			
gemessen	16	11	18
berechnet nach SEW 088	14	9	17,3
Raupenzahl	13 (HY-Fuge)	4 (Y-Fuge)	3 (Y-Fuge)

Tabelle A 9: Schweißparameter der Hochleistungs-Schutzgasschweißungen

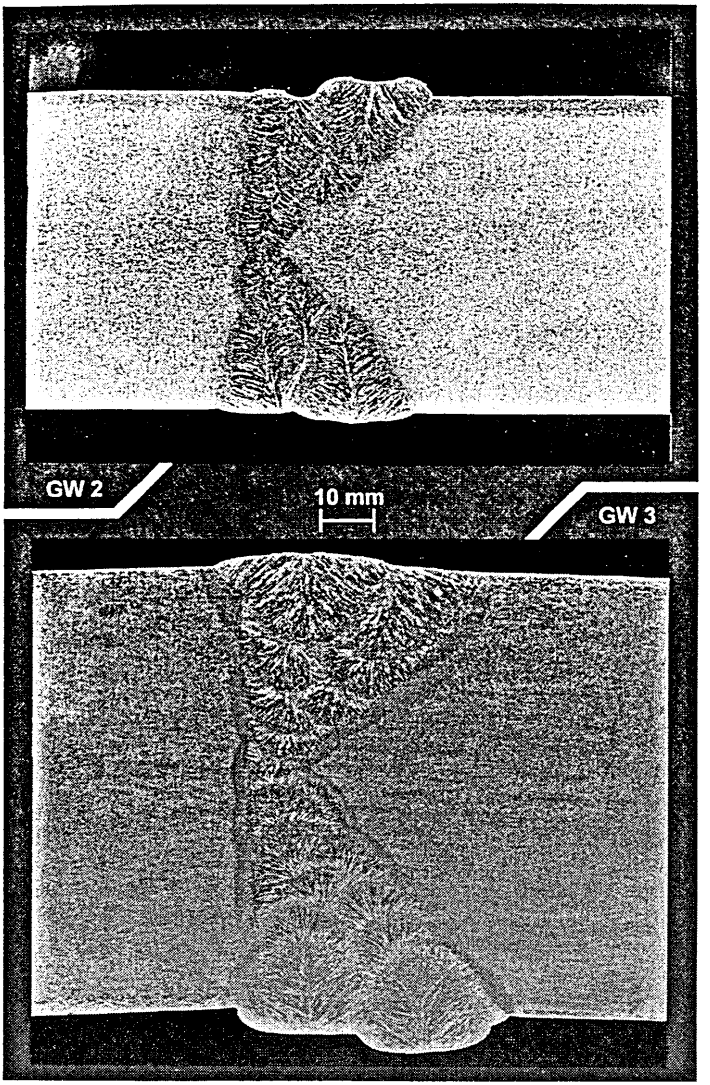


Bild A 1: Makroschliffe der UP-Schweißverbindungen der Stähle GW 2 und GW 3

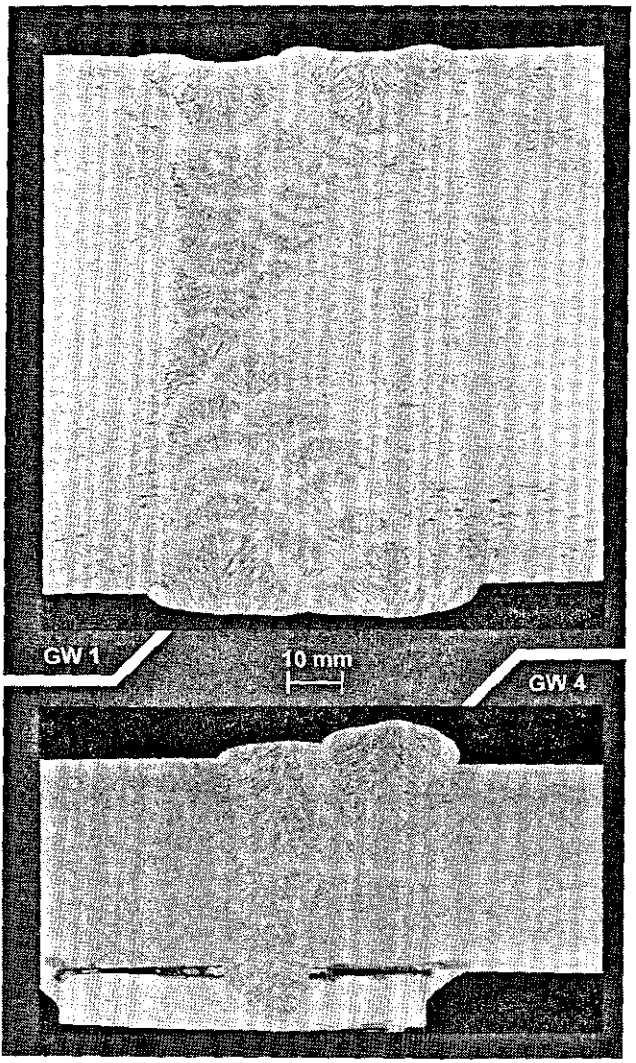
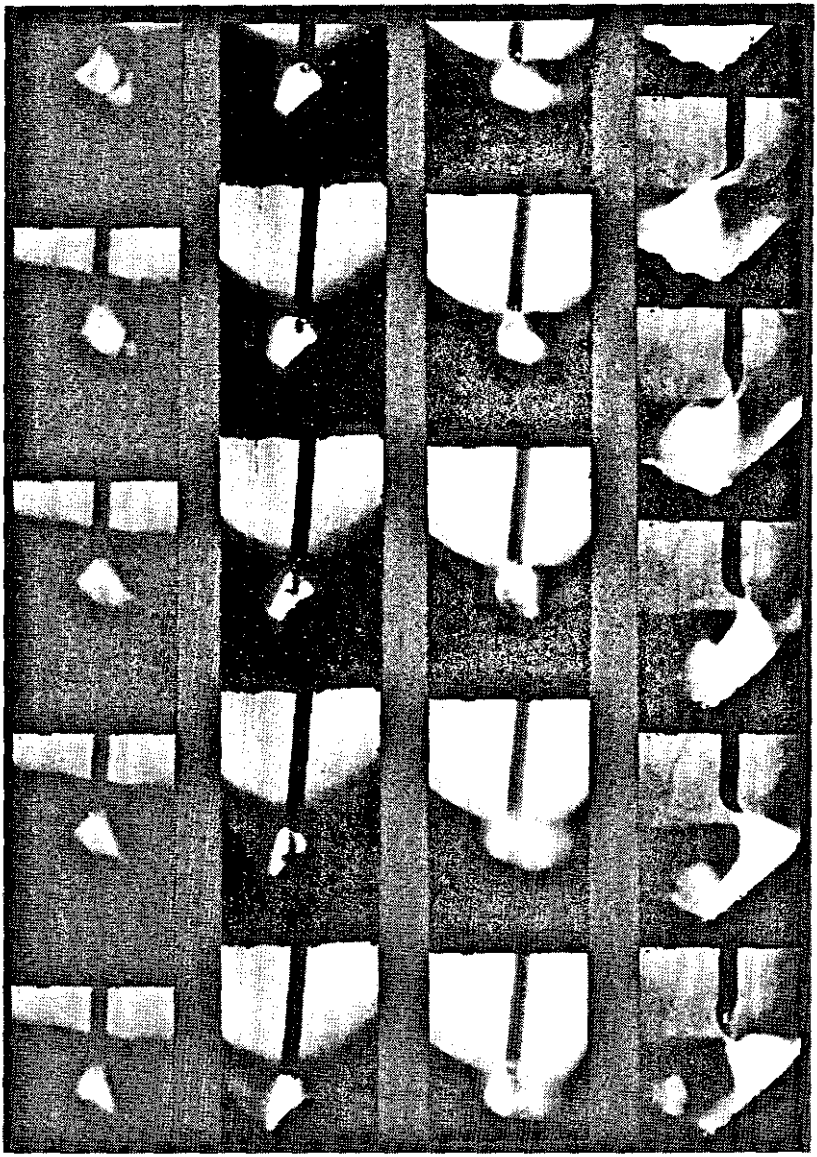


Bild A 2: Makroschliffe der UP-Schweißverbindungen der Stähle GW 1 und GW 4



FD M1	FD R	FD B	SG 2
U=41,7 V; I=570 A	U=39,8 V; I=490 A	U=40,2 V; I=505 A	U=46,5 V; I=500A
L_K=25 *mm*	L_K=25 mm	L_K=25 mm	L_K=35 mm

Bild A 3: ***Hochgeschwindigkeits-Filmaufnahmen des Werkstoffübergangs beim Hochleistungs-Schutzgasschweißen mit v_D= 35 m/min***

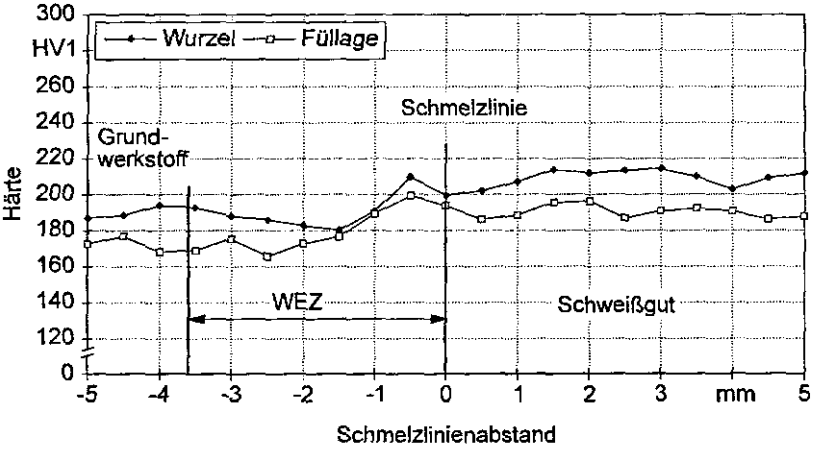


Bild A 4: Härteprofil der UP-Schweißung am Stahl GW 1, Schweißgut D1/P1, Schweißparameter s. Tabelle A6

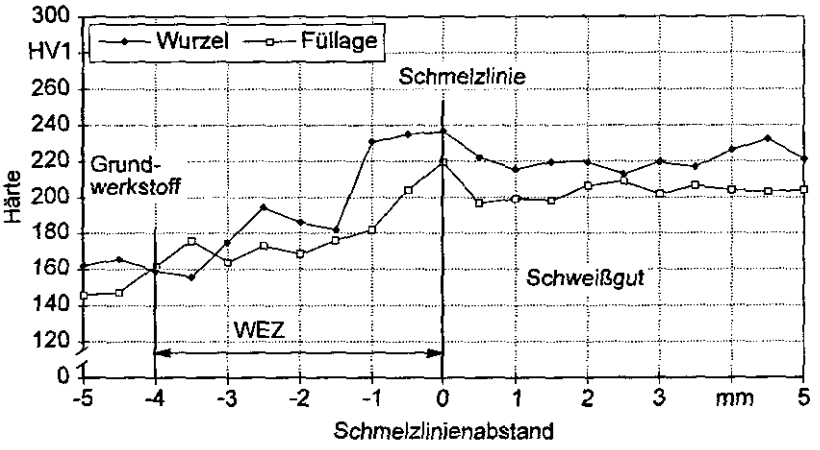


Bild A 5: Härteprofil der UP-Schweißung am Stahl GW 2, Schweißgut D1/P1, Schweißparameter s. Tabelle A6

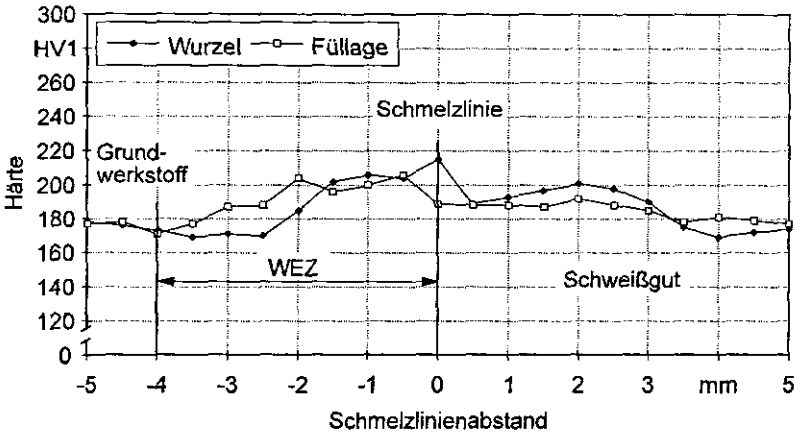


Bild A 6: Härteprofil der UP-Schweißung am Stahl GW 3, Schweißgut D2/D3/P2, Schweißparameter s. Tabelle A6

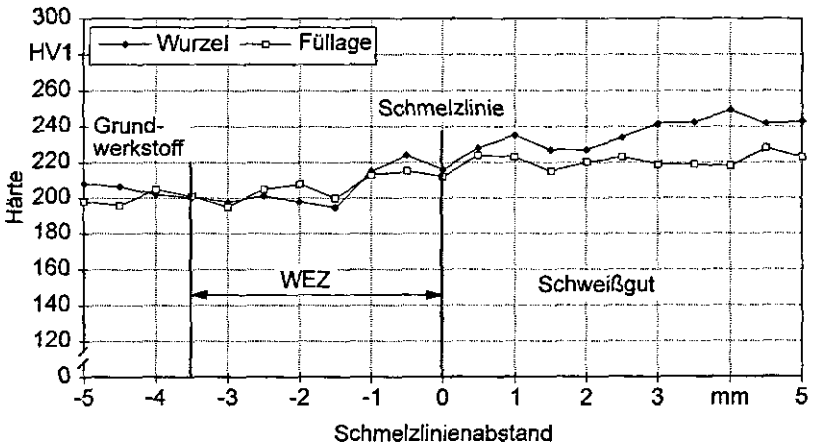
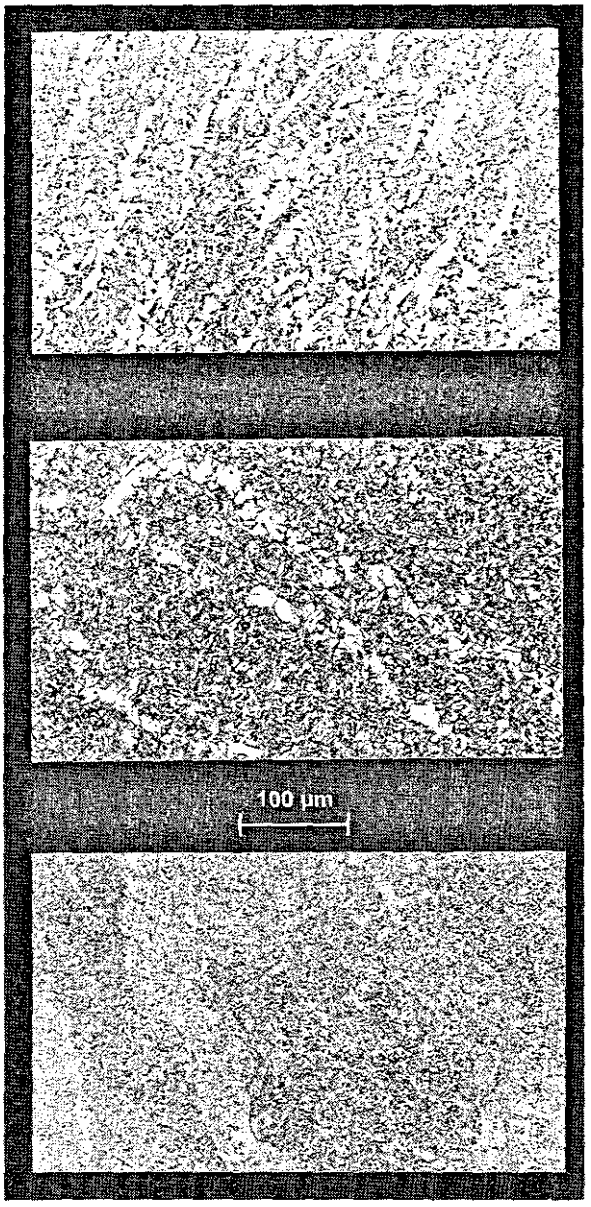


Bild A 7: Härteprofil der UP-Schweißung am Stahl GW 4, Schweißgut D4/P1, Schweißparameter s. Tabelle A6



3 x D1 - P1

Legierungstyp C-Mn

CE = 0,34

D2/D3/D2 - P2

Legierungstyp Ti-B

CE = 0,34

D4 - P1

Legierungstyp Ni-Mo

CE = 0,51

Bild A 8: Mikroaufnahmen der UP-Schweißgüter

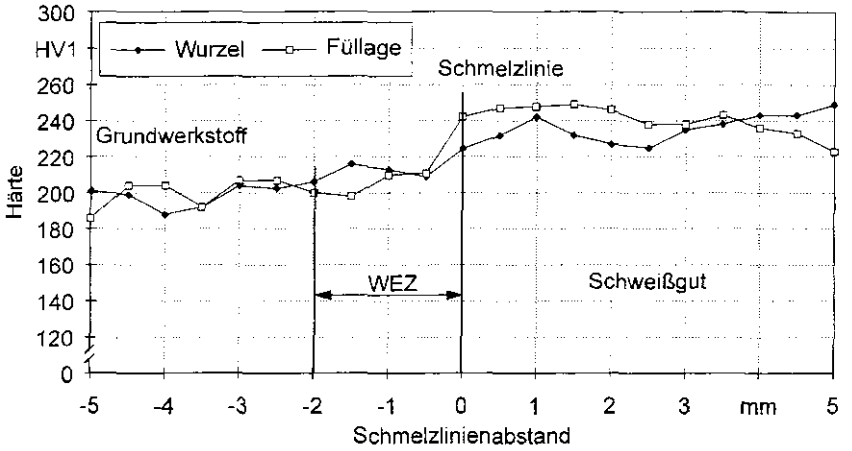


Bild A 9: Härteprofil der Hochleistungs-Schutzgasschweißung am Stahl GW 4, Draht D5, Schweißparameter s. Tabelle A9

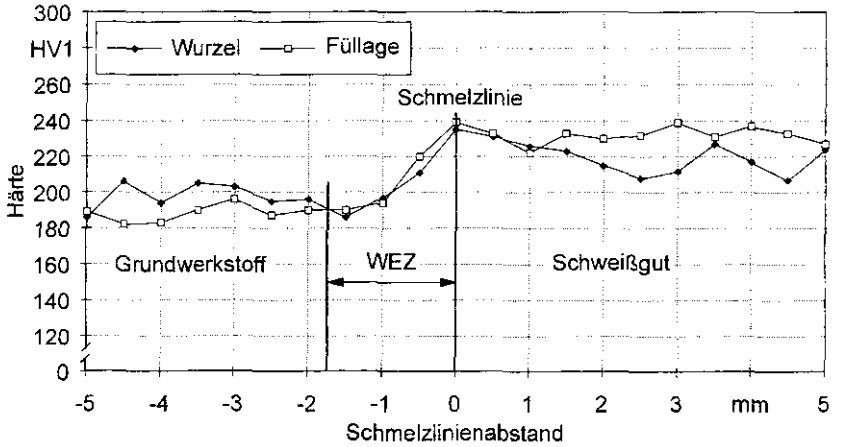


Bild A 10: Härteprofil der Hochleistungs-Schutzgasschweißung am Stahl GW 5, Draht FD R, Schweißparameter s. Tabelle A9

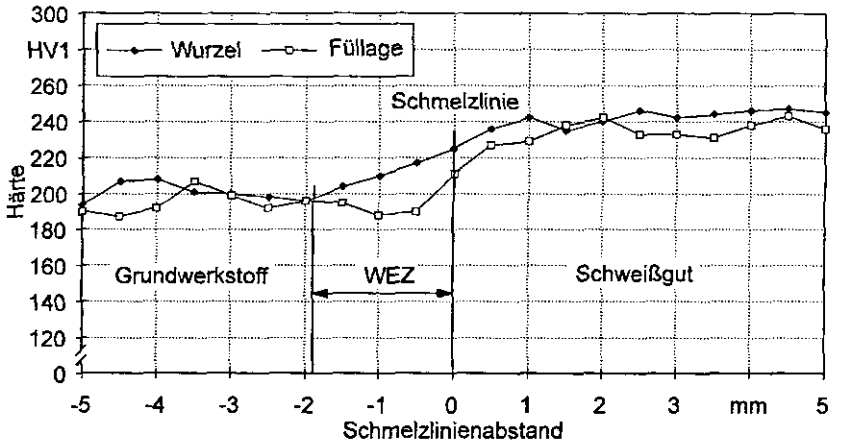


Bild A 11: Härteprofil der Hochleistungs-Schutzgasschweißung am Stahl GW 5, Draht FD B, Schweißparameter s. Tabelle A9

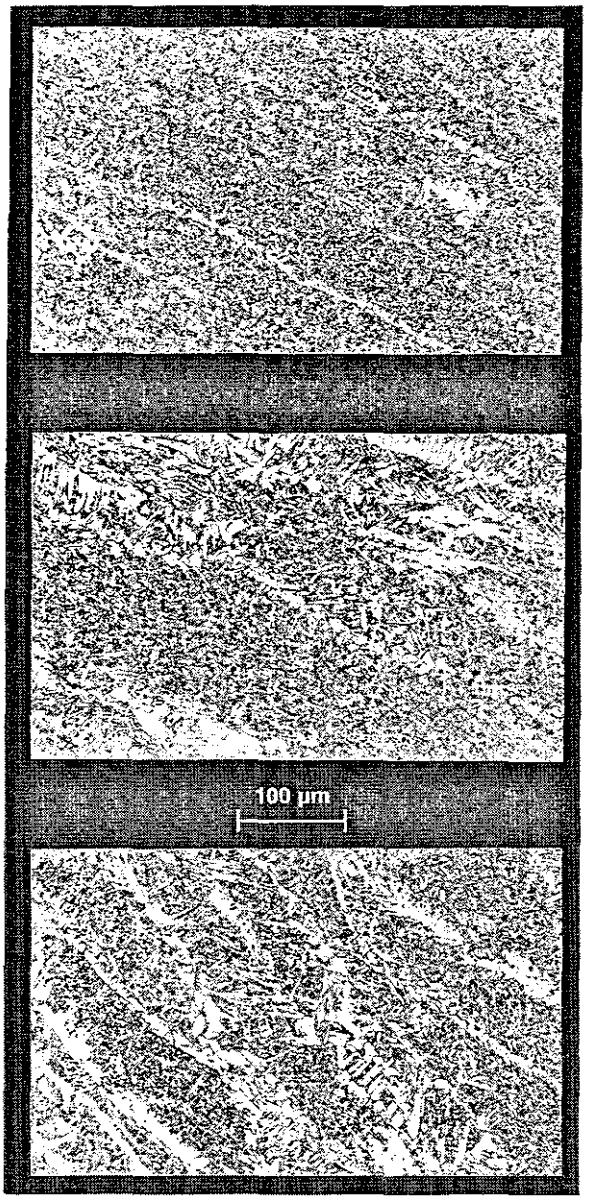


Bild A 12: Mikrogefüge der verwendeten Schutzgas-Schweißgüter

Universitäts-
bibliothek

RWTH AACHEN
UNIVERSITY

Diese Seite enthält personenbezogene Daten und wurde daher nicht digitalisiert.

ISBN 3-86265-0571-9