

Schlussbericht

zu IGF-Vorhaben Nr. 18.660 BR

Thema

Gefüge- und Eigenschaftsvorhersage für das Schweißen hochmanganhaltiger Stähle in Mischverbindung

Berichtszeitraum

01.03.2015 - 28.02.2018

Forschungsvereinigung

Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V. (FOSTA)

Forschungsstelle(n)

Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF)

Magdeburg, 18.04.2018

Ort, Datum

Dr.-Ing. Manuela Zinke



Name und Unterschrift aller Projektleiter der Forschungsstelle(n)

Förderhinweis

Das IGF-Vorhaben „Gefüge- und Eigenschaftsvorhersage für das Schweißen hochmanganhaltiger Stähle in Mischverbindung“, IGF-Projekt Nr. 18660 BR, der Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V. (FOSTA), Sohnstraße 65, 40237 Düsseldorf wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.



 Bundesministerium
für Wirtschaft
und Energie

Kurzzusammenfassung

Das Ziel des Forschungsvorhabens bestand primär in der Verbesserung der schweißtechnischen Verarbeitung von hochmanganhaltigen Stählen in Mischverbindung durch eine Gefüge- und Eigenschaftsvorhersage der Mischschweißgüter mithilfe eines neu entwickelten Konstitutionsschaubildes.

Als Versuchswerkstoffe wurden drei wirtschaftlich relevante Fe-Mn-Stähle unterschiedlichen Legierungskonzeptes herangezogen. Als Fügepartner dienten die im Karosseriebau weit verbreiteten Stähle HC340LA und 22MnB5. Es standen außerdem verschiedene hochmanganhaltige Metallpulver-Fülldrahtelektroden zur Verfügung.

Unter Nutzung eines WIG-Lichtbogenschmelzofens wurde eine Umschmelzmethodik zur experimentellen Schweißgutsimulation entwickelt, die es ermöglicht, Mischschweißgüter beliebiger Werkstoffkombinationen in definierten Aufmischungsverhältnissen unter MSG-adäquaten Abkühlbedingungen herzustellen. Mithilfe dieser Methodik wurde eine Vielzahl von Umschmelzproben (Mischschweißgüter) in einem breiten Spektrum unterschiedlicher chemischer Zusammensetzungen erzeugt, die hinsichtlich Gefügeart, Gefügeanteilen, Härte und Ferritnummer charakterisiert wurden. Es wurden insgesamt acht Gefügroupen ermittelt, die in Abhängigkeit der Werkstoffkombination und Aufmischung im Mischschweißgut auftreten können. Von besonderer Bedeutung sind die verschiedenen Martensitarten ϵ und α' , da diese metallographisch nicht immer eindeutig abzugrenzen sind, sich aber wesentlich in den Eigenschaften unterscheiden. Die Ergebnisse zeigen, dass der paramagnetische ϵ -Martensit vor allem in Mischschweißgütern auftritt, die einen relativ hohen Mn-Gehalt aufweisen. Der α' -Martensit hingegen ist in Mischschweißgütern mit geringeren Mn-Gehalten, also bei höheren Aufmischungen an niedriglegiertem ferritischem bzw. martensitischem Fügepartner oder bei Verwendung niedriglegierter Schweißzusatzwerkstoffe, vorzufinden. Eine hohe Härte ist in den hier untersuchten Mischschweißgütern direkt mit der Bildung des α' -Martensits in Verbindung zu bringen, weshalb eine Differenzierung der beiden Martensitarten zwingend notwendig ist.

Untersuchungen zum Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit ergaben, dass eine signifikante Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit nur bei wenigen Aufmischungsverhältnissen einen wesentlichen Einfluss auf das Gefüge und die Härte hat. Dies betrifft insbesondere Mischschweißgüter mit sehr hoher Aufmischung an niedriglegiertem ferritischem bzw. martensitischem Fügepartner oder niedriglegiertem Schweißzusatzwerkstoff. Es ist demnach anzunehmen, dass bei Schweißverfahren mit höheren Abkühlraten als beim MSG-Schweißen sehr ähnliche Gefügezustände und Härtewerte in den Mischschweißgütern zu erwarten sind (eine homogene Durchmischung vorausgesetzt).

Auf Basis der experimentell simulierten Mischschweißgüter und der daran ermittelten Schweißguteigenschaften wurde ein umfangreicher Datensatz erfasst, mithilfe dessen unter Verwendung statistischer Auswertemethoden Äquivalente abgeleitet wurden, die die Achsen des neu entwickelten Konstitutionsschaubildes, das sog. COHMS-Diagramm, aufspannen. Neben der Gefügevorschau in MSG-Schweißgütern ermöglicht

das COHMS-Diagramm anhand von HV-ISO-Linien eine grobe Abschätzung der resultierenden Schweißguthärte.

Die Validierung des COHMS-Diagramms durch reale MSG-Schweißungen ergab eine sehr gute Vorhersagegenauigkeit. 89 % der MSG-Schweißgüter wurden korrekt vorhergesagt. Die restlichen 11 % lagen im nahen Bereich der Grenzlinien. Die Untersuchungen zum Einfluss der Gefügeart – insbesondere des Martensitanteils – im Mischschweißgut auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen zeigten, dass vor allem ein Schweißgutgefüge aus Austenit + α' -Martensit als äußerst kritisch anzusehen ist. Die geprüften Verbindungen mit diesem Schweißgutgefüge wiesen im Vergleich zu den anderen Schweißungen signifikant schlechtere Festigkeitswerte sowohl unter statischer als auch unter dynamisch schlagartiger Belastung auf und versagten überwiegend im Schweißgut.

Die Ziele des Vorhabens wurden erreicht.

Abstract

The objective of the research project was primarily to improve the dissimilar metal welding of high manganese steels by predicting the microstructure and properties of the weld metal by means of a newly developed constitution diagram.

Three economically relevant Fe-Mn steels with different alloying concepts were used as test materials. The HC340LA and 22MnB5 steels, which are widely used in car body construction, served as joining partners, as well as various high manganese metal powder cored electrodes.

Using a TIG arc melting furnace, an arc melting method for experimental weld metal simulation was developed, which enables the production of dissimilar weld metal of any material combination in defined dilutions under GMAW adequate cooling conditions. Using this method, a large number of melting samples (dissimilar weld metal) were produced in a wide range of different chemical compositions, which were characterized in terms of type and proportion of microstructure, hardness and ferrite number. A total of eight microstructure groups were determined that can occur depending on the material combination and dilution in the dissimilar weld metal. Of particular importance are the different types of martensite ϵ and α' , since they are not always clearly distinguishable metallographically, but differ considerably in their properties. The results show that the paramagnetic ϵ -martensite is mainly found in dissimilar weld metals having a relatively high Mn content. The α' -martensite, on the other hand, can be found in dissimilar weld metal with lower Mn contents, i. e. at higher dilutions of low-alloyed ferritic or martensitic steel or in the use of low-alloyed filler metal. A high degree of hardness can be directly related to the formation of α' -martensite in the dissimilar weld metal samples examined here, making it necessary to differentiate between the two types of martensite.

Investigations on the influence of the cooling rate showed that a significant increase in the cooling rate has a considerable influence on the microstructure and hardness only at a few dilutions. This particularly applies to dissimilar weld metal with a very high degree of dilution of low-alloyed ferritic or martensitic steel or low-alloyed filler metal. Therefore, it can be assumed that very similar weld metal microstructures and hardness values can be expected in welding processes with higher cooling rates than in GMA welding's (homogeneous mixing required).

Based on the experimentally simulated dissimilar weld metals and the properties determined on it, a comprehensive data set was collected. Using statistical evaluation methods, equivalents were derived that were used to plot the axes of the newly developed constitution diagram, the so-called COHMS diagram. In addition to the microstructure prediction in GMA welds, the COHMS diagram provides a rough estimation of the resulting weld metal hardness by means of HV-ISO lines.

The validation of the COHMS diagram by actual GMA welds resulted in a very good prediction accuracy. 89 % of the GMA welds were correctly predicted. The remaining 11 % were close to the boundary lines. Investigations on the influence of the type of microstructure - in particular the martensite content - on the mechanical and technological properties of the welded joints showed that a weld metal microstructure consisting of austenite + α' -martensite is extremely critical. The tested dissimilar metal joints with

this weld metal microstructure showed significantly worse strength values in comparison to the other welds, both under static and dynamic impact loads and mainly failed in the weld metal.

The objectives of the project were achieved.

Inhaltsverzeichnis Content

1	Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung Scientific-technical and economic presentation of the problem.....	1
2	Stand der Technik State of the art	4
2.1	Grundlagen zu den hochmanganhaltigen Stählen Basics of high manganese steels	4
2.2	Schweißen von hochmanganhaltigen Stählen in Mischverbindung Dissimilar metal welding of high manganese steels	6
2.2.1	Definition der Schwarz-Weiß-Verbindung Definition of dissimilar joints	6
2.2.2	Besonderheiten in der schweißtechnischen Verarbeitung von S/W- Verbindungen Specifics of dissimilar metal welding	6
2.2.3	Aufmischungsgrad beim Schmelzschweißen Dilution in fusion weldings	6
2.2.4	Mikrostrukturelle Herausforderungen in der schweißtechnischen Verarbeitung von Fe-Mn-Stählen in Mischverbindung Microstructural challenges when dissimilar metal welding of Fe-Mn steels.....	7
2.2.5	Abkühlungsbedingte Martensitbildung in hochmanganhaltigen Stählen Thermally induced martensite formation in high manganese steels	10
2.3	Gefügevorschau in Schweißgütern durch Konstitutionsschaubilder Prediction of weld metal microstructure using constitution diagrams	14
2.3.1	Anwendung von Konstitutionsschaubildern zur Gefügevorschau Application of constitution diagrams for microstructure prediction.....	14
2.3.2	Vorgehensweise zur Erstellung von Konstitutionsschaubildern Procedure for the development of constitution diagrams	17
3	Forschungsziel und Lösungsweg Research objective and approach.....	19
3.1	Forschungsziel Research objective	19
3.2	Angestrebte Forschungsergebnisse Intended research results	20
3.3	Lösungsweg zur Erreichung des Forschungszieles Approach for achieving the research objective	20
4	Präzisierung des Arbeitsplanes Specification of the project plan	22
5	Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik Experimental procedures	27

5.1	Versuchswerkstoffe Materials	28
5.1.1	Grundwerkstoffe Base materials	28
5.1.2	Schweißzusatzwerkstoffe Filler metals	29
5.2	Prinzip des Lichtbogenschmelzens Principle of arc melting	30
5.2.1	Umschmelztechnologie Arc melting technology	30
5.2.2	Messtechnik zum Lichtbogenschmelzen Measurement technology for arc remelting.....	32
5.3	Geräte- und Messtechnik zum Schweißen Welding equipment and measurement technology	32
5.3.1	MSG-Schweißen GMAW welding	32
5.3.2	Laserstrahlschweißen Laser beam welding.....	33
5.4	Prüftechnik Test technology	34
6	Forschungsergebnisse Research results	37
6.1	Charakterisierung der Versuchsmaterialien Characterization of test materials	37
6.2	Aufbau und Optimierung der Umschmelzmethodik Development and optimization of the arc melting technique.....	42
6.2.1	Versuchsdurchführung Experimental procedure.....	42
6.2.2	Kalkulierbarkeit der chemischen Zusammensetzung Calculability of the chemical composition	44
6.2.3	Abkühlbedingungen beim Umschmelzen Cooling conditions during arc melting	46
6.2.4	Homogenität der Umschmelzproben Homogeneity of the melting samples.....	48
6.2.5	Sonderversuche mit erhöhten Abkühlraten Specific tests with increased cooling rates	50
6.3	Durchführung und Auswertung der Umschmelzversuche Implementation and evaluation of the arc melting procedures.....	51
6.4	Quantitative Bestimmung der Phasenanteile in den Umschmelzproben Quantitative determination of the phase fractions in the melting samples	54

6.4.1	Methoden zur Gefügecharakterisierung Methods for microstructure characterization	54
6.4.2	Ergebnisse der Härte- und FN-Messungen Results of hardness and FN measurements	54
6.4.3	Ergebnisse der lichtmikroskopischen Untersuchungen Results of the microscopic examinations	56
6.4.4	Korrelation von Härte und Gefügeart in Abhängigkeit der Aufmischung Correlation of hardness and type of microstructure depending on dilution.....	60
6.4.5	Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Eigenschaften des resultierenden Mischschweißgutes Influence of cooling rate on the properties of the dissimilar weld metal	62
6.4.6	Ergebnisse der Feinstrukturanalysen Results of the fine structure analyses.....	65
6.5	Entwicklung geeigneter Äquivalente und Erstellung von Konstitutionsschaubildern Determination of appropriate equivalents and development of constitution diagrams.....	70
6.5.1	Methoden der statistischen Auswertung Methods of statistical evaluation.....	70
6.5.2	Der Datensatz The dataset	71
6.5.3	Methodenevaluierung und Entwicklung des neuen Konstitutionsschaubildes Method evaluation and development of the new constitution diagram .	72
6.6	Validierung des entwickelten Konstitutionsschaubildes durch Schweißversuche Validation of the developed constitution diagram by actual welds.....	77
6.6.1	Versuchsdurchführung Experimental procedure	77
6.6.2	Realisierte Aufmischungen Realized dilutions	79
6.6.3	Gegenüberstellung von experimentell simuliertem und realem Schweißgut Comparison of experimentally simulated and actual weld metal	80
6.6.4	Vorhersagegenauigkeit des COMHS-Diagramms für die MSG- Schweißgüter Prediction accuracy of the COMHS diagram for GMAW welds	84
6.6.5	Anwendung und Einsatzgrenzen des COHMS-Diagramms Application and limits of the COHMS diagram	85
6.6.6	Erweiterung des COHMS-Diagramms mit HV-ISO-Linien Enhancement of the COHMS diagram by HV-ISO lines.....	87

6.7	Ermittlung des Einflusses des Martensitanteils auf die mechanischen Güte- werte Determination of the influence of martensite fraction on mechanical properties.....	88
6.7.1	Versuchsdurchführung Experimental procedure.....	88
6.7.2	Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen Results of the metallographic examinations	92
6.7.3	Einfluss von Werkstoffkombination, Aufmischung und Gefügeart auf die mechanischen Güte- werte der Überlappschweißungen Influence of material combination, dilution and type of microstructure on the mechanical properties of the lap welds.....	95
6.7.4	Einfluss der Stoßart auf die mechanischen Güte- werte Influence of the type of joint on the mechanical properties	101
7	Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des Forschungsantrages und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen Comparison of the results with the objectives of the research proposal and conclusions from the research results	102
8	Erläuterungen zur Verwendung der Zuwendungen Explanation on the allocation of funds.....	106
9	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittelständische Unternehmen Scientific-technological and economical benefits of the results achieved especially for SME	107
10	Zusammenstellung der Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen List of publications related to the project	109
11	Ergebnistransfer in die Wirtschaft Transfer to economy	110
12	Literaturverzeichnis Bibliography.....	112
13	Danksagung Acknowledgement.....	118

Abbildungsverzeichnis

Bild 1:	Einordnung verschiedener Stahlgüten nach Festigkeit und Bruchdehnung nach [2].....	2
Bild 2:	Übersicht über verschiedene Fe-Mn-Legierungen im Hinblick auf Zugfestigkeit und Bruchdehnung nach [10]	5
Bild 3:	Prinzipielle Darstellung der Bestimmung der Aufmischung beim Schmelzschweißen nach [14].....	7
Bild 4:	Härtegefüge im Schweißgut einer MSG- und Laserstrahl-Mischverbindung aus Fe-Mn-Stahl (Unterblech) und dem ferritischen Stahl HX340LAD+Z (Oberblech) [3].....	8
Bild 5:	Lichtmikroskopische Aufnahmen der verschiedenen Martensitarten. (a) niedriglegierter Stahl mit 0,17 %C [30], (b) überkohlter Rand eines Einsatzstahles (heller Untergrund = Restaustenit) [30], (c) entkohler Rand des Manganhartstahles X120Mn12 (dunkle Anteile = α' -Martensit) [30], (d) Stahl mit 13,8 % Mn (schwarze Nadeln = α' -Martensit, weiße Platten = ϵ -Martensit) [31].....	12
Bild 6:	Gefügeausbildung ternärer Fe-Mn-C-Legierungen bei RT (von 950-1100°C schnell abgekühlt) [32].....	13
Bild 7:	Martensitische Umwandlungen in Fe-Mn-C-Legierungen [32].....	13
Bild 8:	Weiterentwickeltes Schaeffler-Diagramm nach [35]	15
Bild 9:	Modifiziertes WRC-1992-Diagramm, um den Einfluss von Mangan abzubilden. Martensit wird vorhergesagt für Zusammensetzungen unterhalb und links der eingezeichneten Martensitgrenzen. [40].....	16
Bild 10:	Modifiziertes Schaeffler-Diagramm nach [43] (links), Anpassung der Äquivalente nach [44] (rechts)	17
Bild 11:	Schematischer Aufbau der Umschmelzmethodik (Button Melt Technique) nach [50, 51].....	18
Bild 12:	Methodischer Ansatz bzw. Lösungsweg zum Erreichen des Forschungszieles (schematisch)	21
Bild 13:	Lichtbogenofen MAM 1 der Fa. <i>Edmund Bühler</i>	30
Bild 14:	Grundlegender Ablauf zur Herstellung einer Umschmelzprobe mithilfe des Lichtbogenofens	31
Bild 15:	Beispielhafte Darstellung der Zusammenstellung von Werkstoffkombinationen zum Umschmelzen und der daraus berechneten Aufmischungen Φ	31
Bild 16:	Versuchsstand für das MAG-Schweißen.....	33
Bild 17:	3D-Laserbearbeitungszentrum und Versuchsaufbau zum Laserstrahlschweißen.....	34
Bild 18:	Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrogefüge der verwendeten Grundwerkstoffe	38
Bild 19:	Lichtmikroskopische Aufnahmen der Schweißzusatzwerkstoffe im Querschliff	39
Bild 20:	Gegenüberstellung der mittels Schmelzextraktion bestimmten Sauerstoff- und Stickstoffgehalte der Versuchsmaterialien.....	40
Bild 21:	Härte und Ferritnummer der verwendeten Grundwerkstoffe	41

Bild 22:	Mechanisch-technologische Eigenschaften der verwendeten Grundwerkstoffe	42
Bild 23:	Ablagerung von Metallstaub (links) und Ergebnisse der EDX-Analyse an dem Metallstaub (rechts) einer Umschmelzprobe aus FeMn-II.....	44
Bild 24:	Schematische Darstellung der Abkühlzeitmessung mittels Thermoelementen.....	46
Bild 25:	Repräsentative Abkühlkurven einer realen MAG-CMT-Schweißung im Vergleich zu Umschmelzproben (links), und Darstellung der verwendeten Tiegel- und Umschmelzprobenformen (rechts).....	47
Bild 26:	Präparierung der Umschmelzproben für nachfolgende Untersuchungen am Beispiel der Werkstoffkombination FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_A = \Phi_F = 50 \%$	48
Bild 27:	Ergebnis der vertikalen und horizontalen Härteverlaufsmessungen am Beispiel der Werkstoffkombination FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_A = \Phi_F = 50 \%$	49
Bild 28:	Mikroskopische Bewertung der Homogenität in den Umschmelzproben am Beispiel der Werkstoffkombination FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_A = \Phi_F = 50 \%$	50
Bild 29:	Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zum Abschrecken der Umschmelzproben direkt nach dem Umschmelzen (links), Spezielle Tiegelplatte mit Durchgangsöffnung (rechts)	51
Bild 30:	Schema der Vorgehensweise zur Bestimmung der Gefügegrenzen durch Herstellung von Mischschweißgut mit unterschiedlichen Aufmischungen in 10 %-Schritten am Beispiel der Werkstoffkombination aus FeMn-I + HC340LA + FM-III.....	52
Bild 31:	Einfluss der Aufmischung auf die Härte und FN im am Beispiel des Mischschweißgutes aus FeMn-II und HC340LA (links) bzw. 22MnB5 (rechts).....	55
Bild 32:	Einfluss der Aufmischung auf die Gefügeausbildung am Beispiel des Mischschweißgutes aus FeMn-II + HC340LA. Unterschiede in der Vergrößerung. Ätzungen: Klemm I bei $\phi_{HC340LA} = 0-90 \%$, Nital bei $\phi_{HC340LA} = 100 \%$	58
Bild 33:	Ergänzende Aufnahmen von Mischschweißgütern am Beispiel der Werkstoffkombination aus FM-III + HC340LA. Ätzungen: Beraha I (links), Beraha II (rechts)	59
Bild 34:	Zusammenhang zwischen metallographisch ermitteltem Martensitanteil und gemessener FN	60
Bild 35:	Einfluss der Aufmischung auf das Schweißgutgefüge und die Härte	61
Bild 36:	Gegenüberstellung von Schweißgutgefügen mit annähernd gleichen Martensitgehalten, aber unterschiedlichen Martensitarten. V: 500x	62
Bild 37:	Gegenüberstellung der Härte und FN in Abhängigkeit der Aufmischung und Abkühlgeschwindigkeit am Beispiel der Werkstoffkombinationen FeMn-I + HC340LA und FeMn-II + 22MnB5	63
Bild 38:	Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Mikrostruktur anhand beispielhafter Aufmischungen.....	64

Bild 39:	Ergebnisse der EDX-Analysen am Beispiel eines Mischschweißgutes aus FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_{\text{HC340LA}} = 50\%$. Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges zum Vergleich (unten links)	65
Bild 40:	Ergebnis einer ESMA-Analyse am Beispiel eines Mischschweißgutes aus FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_{\text{HC340LA}} = 50\%$	66
Bild 41:	Diffraktogramme der XRD-Analysen an Umschmelzproben aus a) 100 % HC340LA, b) 100 % FeMn-II, c) 50 % HC340LA + 50 % FeMn-II	67
Bild 42:	EBSD-Aufnahme (Phasen Mapping): rot = Austenit, grün = Martensit (links), lichtmikroskopische Aufnahme der gleiche Probe (rechts). Werkstoffkombination aus FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_{\text{HC340LA}} = 30\%$	69
Bild 43:	Schaeffler-Diagramm mit darin eingeordneten Umschmelzproben. Farben und Symbole stellen die tatsächlich in den Proben vorliegende Gefügeart dar	72
Bild 44:	Typischer Aufbau eines neuronalen Netzes [82]	74
Bild 45:	Neuentwickeltes Konstitutionsschaubild mit darin eingeordneten Umschmelzproben. Farben und Symbole stellen die in den Proben vorliegende Gefügeart dar. COHMS = Constitution of High Manganese Steel Welds	76
Bild 46:	Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für die MSG-Schweißungen im AP 6	77
Bild 47:	Skizze der Einstellgröße Brennersersatz V	78
Bild 48:	Ausgewählte Werkstoffkombinationen (links) und Probengeometrie (rechts) der Laserstrahlschweißnähte	79
Bild 49:	Kerbung des Oberbleches zur Bestimmung der ursprünglichen Blechkante im Querschliff (links), Bestimmung der Aufmischung (rechts)	79
Bild 50:	Gegenüberstellung der Mikrostruktur von Umschmelzprobe und MSG-Schweißgut am Beispiel der Werkstoffkombination FeMn-II + HC340LA + FM-I bei gleicher Aufmischung der Fügepartner	80
Bild 51:	SE-Aufnahmen der Mikrostruktur von Umschmelzprobe und MSG-Schweißgut am Beispiel der Werkstoffkombination FeMn-II + HC340LA + FM-I bei gleicher Aufmischung der Fügepartner	81
Bild 52:	Ergebnis der EDX-Untersuchungen an MSG-Schweißgut und Umschmelzprobe am Beispiel der Werkstoffkombination FeMn-II + HC340LA + FM-I bei gleicher Aufmischung der Fügepartner ($\Phi_{\text{HC340LA}} = 28\%$, $\Phi_{\text{FeMn-II}} = 19\%$, $\Phi_{\text{FM-I}} = 53\%$)	81
Bild 53:	Lichtmikroskopische Aufnahmen der Laserstrahl-Mischschweißverbindungen anhand zwei beispielhafter Werkstoffkombinationen. FeMn-III + HC340LA (links), FeMn-II + HC340LA (rechts)	84
Bild 54:	Überprüfung der Vorhersagegenauigkeit des COHMS-Diagramms durch Eintragung der MSG-Schweißgüter und Gegenüberstellung von prognostizierter und tatsächlicher Gefügeart. Die tatsächliche Gefügeart entspricht den farblichen Punkten.	85
Bild 55:	Schema zur Anwendung des COHMS-Diagramms dargestellt an einer Beispielkombination mit unterschiedlicher Aufmischung. Kenntnis über	

	chemische Zusammensetzung und Aufmischung der Fügepartner vorausgesetzt.	86
Bild 56:	COHMS-Diagramm mit zusätzlichen HV-ISO-Linien zur groben Abschätzung der resultierenden Schweißguthärte	88
Bild 57:	Schematischer Aufbau der Vorrichtung für die MSG-Schweißungen in AP 7	90
Bild 58:	Probenentnahmeplan für die MSG-Überlapp- und Stumpfnahtschweißungen	91
Bild 59:	Versuchsapparatur der Schlagzugprüfung.....	92
Bild 60:	Einfluss der Entnahmeposition auf die Nahtgeometrie und Aufmischungsverhältnisse am Beispiel einer Überlappschweißung der Werkstoffkombination aus FeMn-II (Oberblech) + 22MnB5+AS150 PH (Unterblech) + FM-I.....	93
Bild 61:	Einfluss der Entnahmeposition auf die Nahtgeometrie und Aufmischungsverhältnisse am Beispiel einer Stumpfnahtschweißung der Werkstoffkombination aus FeMn-III (linkes Blech) + HC340LA (rechtes Blech) + FM-III	93
Bild 62:	Einordnung der im AP 7 erzeugten Schweißgüter im COHMS-Diagramm. Rot gekennzeichnete Schweißgüter von Härterissen betroffen.	94
Bild 63:	Topographische Untersuchung der Rissoberfläche im REM	94
Bild 64:	Härteverteilung im Nahtbereich ermittelt mit Vickershärteprüfung (HV 0,2) und lichtmikroskopische Aufnahmen der Proben	95
Bild 65:	Ergebnisse der Scherzugprüfung an den Überlappverbindungen. Vergleich der Scherzugkräfte und Verlängerungen.	96
Bild 66:	Ergebnisse der Schlagzugprüfung an den Überlappverbindungen. Vergleich der Schlagzugarbeit.	98
Bild 67:	Gegenüberstellung der Bruchspannungen und Schlagzugzähigkeiten der Überlappverbindungen.....	99
Bild 68:	Gegenüberstellung der Ergebnisse der statischen und dynamischen Zugversuche in Abhängigkeit der Stoßart.....	101

List of figures

Figure 1: Classification of different steel grades by tensile strength and total elongation according to [2]	2
Figure 2: Overview of different Fe-Mn alloys with regard to tensile strength and total elongation according to [10]	5
Figure 3: Schematic illustration of determining the dilution in fusion weldings according to [14]	7
Figure 4: Hardening structure in the weld metal of a dissimilar GMAW and laser beam joint consisting of Fe-Mn steel (lower sheet) and the ferritic steel HX340LAD+Z (upper sheet) [3]	8
Figure 5: Micrographs of the different types of martensite. (a) low-alloyed steel with 0.17 %C [30], (b) overcarburized edge of a case hardened steel (bright underground = retained austenite) [30], (c) decarburized edge of the austenitic manganese steel X120Mn12 (dark constituents = α' -martensite) [30], (d) steel with 13.8 % Mn (black needles = α' -martensite, white plates = ϵ -martensite) [31].....	12
Figure 6: Microstructure formation of ternary Fe-Mn-C alloys at RT (rapid cooling from 950-1100°C) [32].....	13
Figure 7: Martensitic transformations in Fe-Mn-C alloys [32].....	13
Figure 8: Later version of the Schaeffler diagram according to [35]	15
Figure 9: Modified WRC-1992 diagram to illustrate the influence of manganese. Martensite is predicted for compositions located below and to the left of the drawn martensite boundaries. [40]	16
Figure 10: Modified Schaeffler diagram according to [43] (left), adaptation of equivalents according to [44] (right).....	17
Figure 11: Schematic representation of the arc melting setup (button melting technique) according to [50, 51]	18
Figure 12: Methodical approach to achieve the research objective	21
Figure 13: Arc melter MAM 1 by <i>Edmund Bühler</i>	30
Figure 14: General procedure for preparing a melting sample using the arc melter ..	31
Figure 15: Exemplary illustration of the preparation of material combinations for arc melting and the resulting dilutions Φ	31
Figure 16: Experimental setup for GMAW welding	33
Figure 17: 3D laser processing centre and experimental setup for laser welding	34
Figure 18: Light optical micrographs of the microstructure of the used base materials	38
Figure 19: Light optical micrographs of the filler metals in cross section	39
Figure 20: Comparison of the oxygen and nitrogen contents of the test materials determined by melt extraction	40
Figure 21: Hardness and ferrite number of the base materials	41
Figure 22: Mechanical properties of the base materials	42
Figure 23: Deposition of metal dust (left) and results of the EDX analysis on the metal dust (right) resulting from melting of a FeMn-II sample	44
Figure 24: Schematic illustration of the cooling time measurement using thermocouples	46

Figure 25: Representative cooling curves of an actual GMAW-CMT weld compared to melting samples (left), and illustration of the crucible and melting sample shapes (right)	47
Figure 26: Preparation of the melting samples for further investigations using the example of the material combination FeMn-I + HC340LA with $\Phi_A = \Phi_F = 50\%$	48
Figure 27: Result of vertical and horizontal hardness measurements using the example of the material combination FeMn-I + HC340LA with $\Phi_A = \Phi_F = 50\%$	49
Figure 28: Microscopic evaluation of homogeneity in the melting samples using the example of the material combination FeMn-I + HC340LA with $\Phi_A = \Phi_F = 50\%$	50
Figure 29: Schematic illustration of the experimental setup for quenching the melting samples directly after arc melting (left), special crucible with through hole (right)	51
Figure 30: Schematic illustration of the procedure for determining the microstructure boundaries by producing dissimilar weld metal with different dilutions in 10 % steps using the example of the material combination of FeMn-I + HC340LA + FM-III	52
Figure 31: Effect of the dilution on hardness and FN using the example of the dissimilar weld metal of FeMn-II and HC340LA (left) or 22MnB5 (right) ..	55
Figure 32: Effect of dilution on the microstructure using the example of the dissimilar weld metal of FeMn-II + HC340LA. Differences in magnification. Etchings: Klemm I at $\phi_{HC340LA} = 0-90\%$, Nital at $\phi_{HC340LA} = 100\%$	58
Figure 33: Additional micrographs of dissimilar weld metals using the example of the material combination of FM-III + HC340LA. Etchings: Beraha I (left), Beraha II (right)	59
Figure 34: Correlation between metallographically determined martensite fraction and measured FN	60
Figure 35: Effect of dilution on weld metal microstructure and hardness	61
Figure 36: Comparison of weld metal microstructures with approximately equal martensite contents but different types of martensite. M: 500x	62
Figure 37: Comparison of hardness and FN as a function of dilution and cooling rate using the example of the material combinations FeMn-I + HC340LA and FeMn-II + 22MnB5	63
Figure 38: Effect of the cooling rate on the microstructure using exemplary dilutions	64
Figure 39: Results of the EDX analyses using the example of a dissimilar weld metal of FeMn-I + HC340LA with $\Phi_{HC340LA} = 50\%$. Light optical micrograph of the microstructure in comparison (bottom left)	65
Figure 40: Result of an EPMA analysis using the example of a dissimilar weld metal of FeMn-I + HC340LA with $\Phi_{HC340LA} = 50\%$	66
Figure 41: Diffractograms of the XRD analyses on melting samples consisting of a) 100 % HC340LA, b) 100 % FeMn-II, c) 50 % HC340LA + 50 % FeMn-II	67

Figure 42: EBSD image (phase mapping): red = austenite, green = martensite (left), light optical micrograph of the same sample (right). Material combination of FeMn-I + HC340LA with $\Phi_{\text{HC340LA}} = 30\%$	69
Figure 43: Schaeffler diagram with integrated melting samples. Colors and symbols represent the actual type of microstructure present in the samples.....	72
Figure 44: Typical structure of a neural network [82].....	74
Figure 45: The new constitution diagram with integrated melting samples. Colours and symbols represent the type of microstructure present in the samples. COHMS = Constitution of High Manganese Steel Welds	76
Figure 46: Schematic illustration of the experimental setup for GMAW welds in AP 6 77	
Figure 47: Schematic drawing of the parameter Torch offset V	78
Figure 48: Selected material combinations (left) and sample geometry (right) of the laser beam welds.....	79
Figure 49: Notch in the upper plate to determine the original sheet edge in the cross section (left), determination of the dilution (right).....	79
Figure 50: Comparison of the microstructure of melting sample and GMAW weld metal using the example of the material combination FeMn-II + HC340LA + FM-I with equal dilution of the joining partners	80
Figure 51: SE images of the microstructure of a melting sample and GMAW weld metal using the example of the material combination FeMn-II + HC340LA + FM-I with equal dilution of the joining partners	81
Figure 52: Result of the EDX analyses on GMAW weld metal and melting sample using the example of the material combination FeMn-II + HC340LA + FM-I with equal dilution of the joining partners ($\Phi_{\text{HC340LA}} = 28\%$, $\Phi_{\text{FeMn-II}} = 19\%$, $\Phi_{\text{FM-I}} = 53\%$)	81
Figure 53: Light optical micrographs of the dissimilar laser beam welds using two exemplary material combinations. FeMn-III + HC340LA (left), FeMn-II + HC340LA (right).....	84
Figure 54: Evaluation of the prediction accuracy of the COHMS diagram by recording the GMAW weld metals and comparing the predicted and actual microstructure. The actual type of microstructure corresponds to the colored points.	85
Figure 55: Schematic illustration of the application of the COHMS diagram shown on an exemplary combination with different dilutions. Knowledge of the chemical composition and dilution of the joining partners required.....	87
Figure 56: COHMS diagram with additional HV-ISO lines to roughly estimate the resulting weld metal hardness	88
Figure 57: Illustration of the fixture used for GMAW weldings in AP 7.....	90
Figure 58: Specimen-taking plan of the GMAW overlap and butt welds	91
Figure 59: Test apparatus for impact tensile testing	92
Figure 60: Influence of the sampling position on seam geometry and dilution using the example of a lap weld of the material combination of FeMn-II (upper sheet) + 22MnB5+AS150 PH (lower sheet) + FM-I	93

Figure 61: Influence of the sampling position on seam geometry and dilution using the example of a butt weld of the material combination of FeMn-II (upper sheet) + 22MnB5+AS150 PH (lower sheet) + FM-I.....	93
Figure 62: Recording of the weld metal produced in AP 7 in the COHMS diagram. Red marked welding materials are affected by hardening cracks.	94
Figure 63: Topographical examination of the crack surface in the SEM	94
Figure 64: Hardness distribution in the weld zone determined by Vickers hardness testing (HV 0.2) and light optical micrographs of the samples	95
Figure 65: Results of the tensile shear test of the lap welds. Comparison of tensile shear forces and extensions.	96
Figure 66: Results of the tensile impact test of the lap welds. Comparison of impact energy.....	98
Figure 67: Comparison of fracture stresses and impact toughness of the lap welds	99
Figure 68: Comparison of the results of static and dynamic tensile tests depending on the type of joint	101

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der im Rahmen des AiF-Projektes 15.201B untersuchten bzw. für das Projekt entwickelten hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoffe (Angaben in Gew.-%) [3]	8
Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen	28
Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Schweißzusatzwerkstoffe	29
Tabelle 4: Technische Daten des eingesetzten Lasersystems.....	33
Tabelle 5: Übersicht der eingesetzten Prüftechnik zur Charakterisierung der Versuchsmaterialien, Umschmelzproben und Schweißverbindungen	34
Tabelle 6: Übersicht der verwendeten Ätzmittel nach [60, 71]	35
Tabelle 7: Verwendete Werkstoffe und -kombinationen zur Optimierung der Umschmelzmethodik	43
Tabelle 8: Übersicht der variierten und konstanten Versuchsbedingungen und Parameter.....	43
Tabelle 9: Chemische Analyse am Beispiel des FeMn-I vor und nach dem Umschmelzen (Angaben in Gew.-%).....	45
Tabelle 10: Mn-Verlust beim Umschmelzen verschiedener Grundwerkstoffe und deren Kombinationen.....	45
Tabelle 11: Gemessene Abkühlzeiten realer MAG-CMT-Schweißungen und Umschmelzproben.....	48
Tabelle 12: Übersicht der erzeugten Grundwerkstoffkombinationen unter MSG-adäquaten Abkühlbedingungen	52
Tabelle 13: Übersicht der erzeugten Grundwerkstoff-Schweißzusatzwerkstoff-Kombinationen unter MSG-adäquaten Abkühlbedingungen.....	53
Tabelle 14: Übersicht der erzeugten Grundwerkstoffkombinationen mit schneller Abkühlung (Wasserabschrecken).....	53
Tabelle 15: Gegenüberstellung der Ergebnisse der XRD-Analysen und metallographischen Untersuchungen (Punktauszählen) am Beispiel der Werkstoffkombination aus FeMn-I + HC340LA in verschiedenen Aufmischungen und Probenformen	69
Tabelle 16: Datensatz für die Berechnung der neuen Äquivalent-Formeln	71
Tabelle 17: Kanonische Diskriminanzkoeffizienten bei Berücksichtigung der Elemente C, Si, Mn, Cr, Ni, Al (ermittelt mithilfe von <i>SPSS Statistics</i>)	75
Tabelle 18: Übersicht der Grundwerkstoff-Zusatzwerkstoff-Kombinationen der MSG-Schweißungen.....	78
Tabelle 19: Gegenüberstellung der Ergebnisse der Härte- und FN-Messungen an den Umschmelzproben und MSG-Schweißgütern in Abhängigkeit der Gefügeart	83
Tabelle 20: Gültigkeitsbereich des COHMS-Diagramms	87
Tabelle 21: Übersicht der im AP 7 geprüften Grundwerkstoff-Zusatzwerkstoff-Kombinationen im Überlappstoß	89
Tabelle 22: Übersicht der im AP 7 geprüften Grundwerkstoff-Zusatzwerkstoff-Kombinationen im Stumpfstoß.....	89

List of tables

Table 1:	Chemical composition of the high manganese filler metals investigated and developed for the AiF project 15.201B (in wt.%) [3]	8
Table 2:	Chemical composition of the tested alloys	28
Table 3:	Chemical composition of the used filler metals	29
Table 4:	Technical data of the used laser system	33
Table 5:	Summary of the testing technology used to characterize the test materials, melting samples and welded joints	34
Table 6:	List of used etchants according to [60, 71].....	35
Table 7:	Materials and combinations used to optimize the arc melting technique .	43
Table 8:	Overview of the varied and constant test conditions and parameters	43
Table 9:	Chemical analysis using the example of FeMn-I before and after arc melting (in wt.%)	45
Table 10:	Loss of Mn during arc melting of different base materials and their combinations.....	45
Table 11:	Measured cooling times of actual GMAW-CMT welds and melting samples	48
Table 12:	Overview of the base material combinations produced under GMAW adequate cooling conditions	52
Table 13:	Overview of the base metal/filler metal combinations produced under GMAW adequate cooling conditions.....	53
Table 14:	Overview of the base material combinations produced with rapid cooling (water quenching)	53
Table 15:	Comparison of the results of the XRD analyses and metallographic investigations (point counting) using the example of the material combination of FeMn-I + HC340LA in different dilutions and sample shapes.	69
Table 16:	Dataset for the calculation of the new equivalence formulae	71
Table 17:	Canonical discriminant coefficients considering the elements C, Si, Mn, Cr, Ni, Al (determined using <i>SPSS Statistics</i>).....	75
Table 18:	Overview of the base metal/filler metal combinations of the GMAW welds	78
Table 19:	Comparison of the results of hardness and FN measurements on the melting samples and GMAW weld metals depending on the type of microstructure	83
Table 20:	Range of validity of the COHMS diagram	87
Table 21:	Overview of the base metal/filler metal combinations tested in AP 7 (lap welds)	89
Table 22:	Overview of the base metal/filler metal combinations tested in AP 7 (butt welds)	89

Abkürzungsverzeichnis / Abbreviations and symbols

A	Austenit bzw. Bruchdehnung
asz	Schlagzugzähigkeit
A_{xy}	Flächenanteil eines Fügepartners xy am Schweißgut
AP	Arbeitspunkt
COHMS	Constitution of High Manganese Steel Welds
$Cr_{Äq}$	Chromäquivalent
DIN	Deutsches Institut für Normung
E	Streckenenergie
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EDX	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
EN	Europäische Norm
EMPA	Electron Probe Micro Analysis
ESMA	Elektronenstrahlmikroanalyse
F	Ferrit
F_{max}	Maximalkraft bei Bruch
FE	Forschungseinrichtung
FM	Filler Metal (dt. Zusatzwerkstoff)
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GW	Grundwerkstoff
h	Einbrandtiefe
hdp	hexagonal dichtest gepackt
HV _{xy}	Härte nach Vickers bei einer Prüflast von xy Kilopond
I	Strom
ISO	International Organization for Standardization
IWF	Institut für Werkstoff- und Fügetechnik der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg
kfz	kubisch-fläszentriert
krz	kubisch-raumzentriert
KMU	Kleine und mittelständische Unternehmen
$M(\alpha')$	α' -Martensit
$M(\epsilon)$	ϵ -Martensit
MAG	Metallaktivgasschweißen
MSG	Metallschutzgasschweißen
$Ni_{Äq}$	Nickeläquivalent
OES	Optische Emissionsspektrometrie
PA	Projektbegleitender Ausschuss

Verzeichnisse

Lists

R_e	Streckgrenze
R_m	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	0,2 %-Dehngrenze
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur, Room temperature
s	Blechdicke
s_{max}	Verlängerung bei F_{max}
SEM	Scanning Electron Microscope
SFE	Stapelfehlerenergie
SG	Schweißgut
SME	Small and medium-sized enterprises
S/W	Schwarz-Weiß-Verbindungen
T	Temperatur
$t_{8/5}$	Abkühlzeit (Dauer der Abkühlung von 800°C bis 500°C)
TIG	Tungsten Inert Gas Welding
TRIP	Transformation Induced Plasticity
TWIP	Twinning Induced Plasticity
trz	tetragonal-raumzentriert
U	Spannung
V	Vergrößerung
v_{Dr}	Drahtvorschubgeschwindigkeit
v_s	Schweißgeschwindigkeit
W_{sz}	Schlagzugarbeit
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram-Inertgas-Schweißen
WN	Werkstoffnummer
WRC	Welding Research Council
X_i	beliebiges chemisches Element eines Fügepartners i
XRD	X-ray Diffraction
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung
ZW	Zusatzwerkstoff
α	α -Phase
ε	ε -Phase
γ	γ -Phase
Φ_{xy}	Aufmischung bezogen auf einen Werkstoff xy

1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung

Scientific-technical and economic presentation of the problem

Kurzfassung

Austenitische Fe-Mn-Stähle mit TWIP-Effekt bieten aufgrund ihrer herausragenden mechanisch-technologischen Eigenschaften ein großes Anwendungspotential für automobiler Leichtbaukonzepte. Eine große Herausforderung für den Bereich der thermischen Füge-technik ist jedoch die Integration der Fe-Mn-Stähle in bestehende Konstruktionen aus bewährten Karosseriestählen, da es beim Schweißen der Fe-Mn-Stähle in Mischverbindung zur unerwünschten Martensitbildung im Mischschweißgut kommen kann. Da mithilfe aktueller Konstitutionsschaubilder keine zuverlässige Gefügevorschau für derartige Mischverbindungen möglich ist, ist es das Ziel dieses Forschungsvorhabens, ein neues Konstitutionsschaubild zur Gefüge- und Eigenschaftsvorhersage beim Schweißen der Fe-Mn-Stähle in Mischverbindung zu entwickeln.

Abstract

Due to the outstanding mechanical properties, austenitic Fe-Mn steels with TWIP-effect offer a large application potential for automotive lightweight constructions. The integration of Fe-Mn steels into existing structures of established auto body steels is a major challenge for the field of thermal joining technology, as adverse martensite formation in the weld metal can occur when dissimilar metal welding of Fe-Mn steels. Since current constitution diagrams are not suitable for predicting the microstructure of such dissimilar joints, the objective of this research project is to develop a new constitution diagram for the prediction of microstructure and properties for the dissimilar metal welding of Fe-Mn steels.

In den vergangenen Jahren wurde der Entwicklung hochmanganhaltiger austenitischer Stähle, kurz Fe-Mn-Stähle, für Blechanwendungen in der automobilen Fahrzeugstruktur eine große Bedeutung zugesprochen, um gleichzeitig den Forderungen der Automobilindustrie nach Leichtbau und Crashesicherheit nachzukommen. Mit der Entwicklung dieser Stähle wurde eine Werkstoffgruppe geschaffen, die gegenüber weiteren hochfesten und höchstfesten Stählen, wie bspw. Dualphasen- (DP) und Komplexphasenstähle (CP), herausragende mechanisch-technologische Eigenschaften aufweisen. Infolge des TWIP (**T**winning **I**nduced **P**lasticity)-Effektes erreichen die Fe-Mn-Stähle außergewöhnliche Festigkeiten bei gleichzeitig sehr hohen Bruchdehnungen (Bild 1). Daher bieten diese Stähle insbesondere in den innovativen Leichtbaukonzepten der Automobilindustrie ein großes Anwendungspotential. [1]

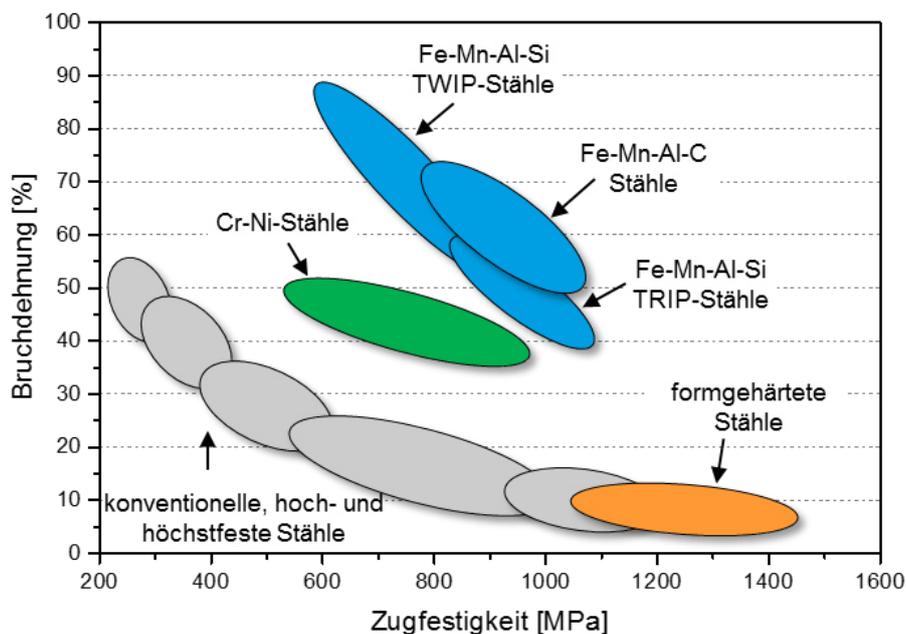


Bild 1: Einordnung verschiedener Stahlgüten nach Festigkeit und Bruchdehnung nach [2]

Figure 1: Classification of different steel grades by tensile strength and total elongation according to [2]

Weltweit verfolgen die Werkstoffhersteller derzeit mehrere hoch Mn-haltige Legierungskonzepte. Diese unterscheiden sich neben den Kohlenstoff- und Mangangehalten vor allem in den Mikrolegierungselementen. Während der südkoreanische Werkstoffhersteller POSCO (Pohang Iron and Steel Company) die Legierungsvariante X65MnAl17-1,8 anbietet, setzen die deutschen Stahlhersteller thyssenkrupp Hohenlimburg GmbH auf das Legierungskonzept X40MnCrAl19-2 und die Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH auf X70MnAlSi15-2,5-2,5 (HSD®-Stahl). Eine besondere Stellung unter den TWIP-Stählen nimmt der Mangan-Chrom-Stahl X30MnCrN16-14 der Outokumpu Nirosta GmbH ein, der im Gegensatz zu den zuvor genannten Stählen bedingt durch den hohen Cr-Gehalt korrosionsbeständig ist.

Die bei den Fe-Mn-Stählen vorliegenden o. g. mechanisch-technologischen Eigenschaften ermöglichen eine starke Reduzierung der Blechdicke bei gleicher Festigkeit. So können komplexe Bauteile mit geringerem Gewicht hergestellt werden. Für crash-relevante Bauteile in der Automobilindustrie kann die Gewichtseinsparung mehr als 20 % betragen [1].

Die Herausforderung bei der Umsetzung dieser Gewichtsreduktionspotentiale liegt für den Bereich der Fügetechnik in der Integration der austenitischen Fe-Mn-Stähle in bereits bestehende Konstruktionen aus bewährten Karosseriestählen, wie ferritischen, mikrolegierten Stählen, modernen Mehrphasenstählen und pressgehärteten Mangan-Bor-Stählen (22MnB5). Die zu realisierenden Mischverbindungen stellen angesichts vielfältiger Werkstoffkombinationen sowie der Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung, im mikrostrukturellen Aufbau und in den mechanisch-technologischen Eigenschaften vor allem an die thermischen Fügeverfahren hohe Anforderungen, um die spezifischen Werkstoffeigenschaften der eingesetzten Stähle auch im Mischschweißgut zu erhalten.

Bislang steht für die Gefüge- und Eigenschaftsvorhersage von Mischverbindungen aus austenitischen Fe-Mn-Stählen und einphasig ferritischen oder martensitischen bzw. Mehrphasenstählen jedoch kein zuverlässiges Instrument zur Verfügung. Die etablierten Konstitutionsschaubilder, wie das Schaeffler-, DeLong- oder WRC-1992-Diagramm, die i. Allg. für die Gefügevorschau von Schweißgütern sogenannter Schwarz-Weiß-Verbindungen genutzt werden können, lassen sich für Fe-Mn-Stähle nicht einsetzen, da der Einfluss des hohen Mangangehaltes im Nickel-Äquivalent nicht ausreichend berücksichtigt ist. Bisherige Untersuchungen zum Schweißen der Fe-Mn-Stähle [3, 4] zeigen aber, dass es in derartigen Mischverbindungen in Abhängigkeit vom Fügepartner, dem Schweißprozess bzw. den Abkühlbedingungen und dem ggf. eingesetzten Zusatzwerkstoff zu einem Härtegefüge im Mischschweißgut kommt. Dieses kann bei dynamischer oder mehrachsiger Beanspruchung zu einem spröden Bauteilversagen führen.

Neben der Vorhersage des Schweißgutgefüges und den daraus resultierenden Eigenschaften für Schweißverbindungen ohne Zusatzwerkstoff (z.B. Laserstrahlschweißung) fehlen geeignete Schweißzusätze für das MSG-Schweißen von Mischverbindungen der Fe-Mn-Stähle mit ferritischen oder martensitischen Stählen. Zwar lagen für vorhergehende Forschungsaktivitäten [3] erste Fülldrahtelektroden-Entwicklungen verschiedener Zusatzwerkstoffhersteller vor, jedoch haben diese Schweißzusätze noch keine Marktreife erlangt.

Sowohl für den Wissenschaftler als auch für den Praktiker ist die Schaffung von Basiswissen in Form eines für die Fe-Mn-Stähle angepassten Konstitutionsschaubildes von großem Interesse, um einerseits den Zusammenhang zwischen Legierungselementen und resultierendem Schweißgutgefüge besser verstehen zu können, und andererseits die Entwicklung neuer Produkte in Form von schweißmetallurgisch angepassten Zusatzwerkstoffen für das qualitätsgerechte Schweißen von Mischverbindungen mit Fe-Mn-Stählen voranzutreiben.

2 Stand der Technik State of the art

Kurzfassung

Beim Schweißen von austenitischen Fe-Mn-Stählen in Mischverbindung mit niedriglegierten ferritischen bzw. martensitischen Stählen kann es in Abhängigkeit des Aufmischungsgrades, der Abkühlbedingungen und des ggf. verwendeten Zusatzwerkstoffes zur unerwünschten Martensitbildung im Schweißgut kommen. Die Literaturlauswertung zeigt, dass die abkühlungsbedingte Martensitbildung bei hochmanganhaltigen Legierungen insbesondere vom C- und Mn-Gehalt abhängt. Der Einfluss weiterer Legierungselemente wird jedoch kaum betrachtet. Konstitutionsschaubilder bilden die Wechselwirkung der wichtigsten einflussnehmenden Austenit- und Ferritbildner auf das resultierende Schweißgutgefüge ab. Die etablierten Konstitutionsschaubilder, wie z. B. das Schaeffler-Diagramm, sind aber für die hochmanganhaltigen Stähle nicht geeignet und können infolgedessen nicht zur Gefügevorhersage und Auswahl bzw. Entwicklung geeigneter Zusatzwerkstoffe verwendet werden.

Abstract

When dissimilar metal welding of austenitic Fe-Mn steels with low-alloyed ferritic or martensitic steels, adverse formation of martensite in the weld metal can occur depending on the degree of dilution, the cooling conditions and the filler metal used. The literature indicates that the thermally induced formation of martensite in high manganese alloys depends in particular on the C and Mn content. However, the influence of other alloying elements is barely considered. Constitution diagrams illustrate the interaction of the relevant influencing austenite and ferrite formers on the resulting weld metal microstructure. But the established constitution diagrams, such as the Schaeffler diagram, are not applicable for high manganese steels and can therefore not be used for predicting the microstructure and selecting or developing appropriate filler metals.

2.1 Grundlagen zu den hochmanganhaltigen Stählen Basics of high manganese steels

Das Legierungselement Mangan mit Anteilen > 10 Gew.-% findet seit Anfang des 19. Jahrhunderts in Form der austenitischen Manganhartstähle (X120Mn12) umfangreiche Anwendung. Die sogenannten *Hadfield*-Stähle zeichnen sich durch eine ausgeprägte Kaltverfestigung und eine hohe Verschleißbeständigkeit aus, die auf einer induzierten Plastizität basiert. [5] 1990 wurden auf Grundlage ähnlicher Verformungsmechanismen, dem TRIP (**T**ransformation **I**nduced **P**lasticity)- und/oder TWIP-Effekt, erstmals hochfeste Fe-Mn-C-Stähle mit einem Mangangehalt von 15 bis 25 Gew.-% entwickelt, die bei Raumtemperatur ein stabiles austenitisches Gefüge aufweisen [6, 7].

Vor allem die hochmanganhaltigen TWIP-Stähle sind aufgrund ihrer hohen Duktilität bei gegebener Festigkeit interessant für Blechanwendungen in automobilen Fahrzeugstrukturen. Gleichzeitig besitzen Fe-Mn-Stähle mit einem hohen Anteil an Aluminium und Silizium eine reduzierte Dichte ($\rho \approx 7,3 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$) [7]. Einen Überblick über die mechanischen Eigenschaften ausgewählter Fe-Mn-Stähle im Vergleich zu anderen Werkstoffen zeigt Bild 2.

Neben den reinen Fe-Mn-C-Stählen existieren weitere Legierungskonzepte, die zusätzlich geringe Anteile an Aluminium und/oder Silizium enthalten, sowie Legierungskonzepte mit geringen bis hohen Gehalten an Chrom. Über die gezielte Zugabe der Legierungselemente werden die Phasenstabilität und die Eigenschaften der hochmanganhaltigen Stähle spezifisch eingestellt. In besonderem Maße wird die Stapelfehlerenergie durch die Legierungszusammensetzung beeinflusst. In der Folge werden damit der bestimmende Verformungsmechanismus sowie das daraus resultierende Werkstoffverhalten und die wärmephysikalischen Eigenschaften geregelt. [8] Der Einfluss der Stapelfehlerenergie auf die Verformungsmechanismen ist umfänglich u. a. in [8, 9] beschrieben, weshalb an dieser Stelle darauf verwiesen sei. Der Einfluss der Legierungselemente auf thermisch bedingte Gefügeumwandlungen wird in Abschnitt 2.2.5 tiefgreifender diskutiert.

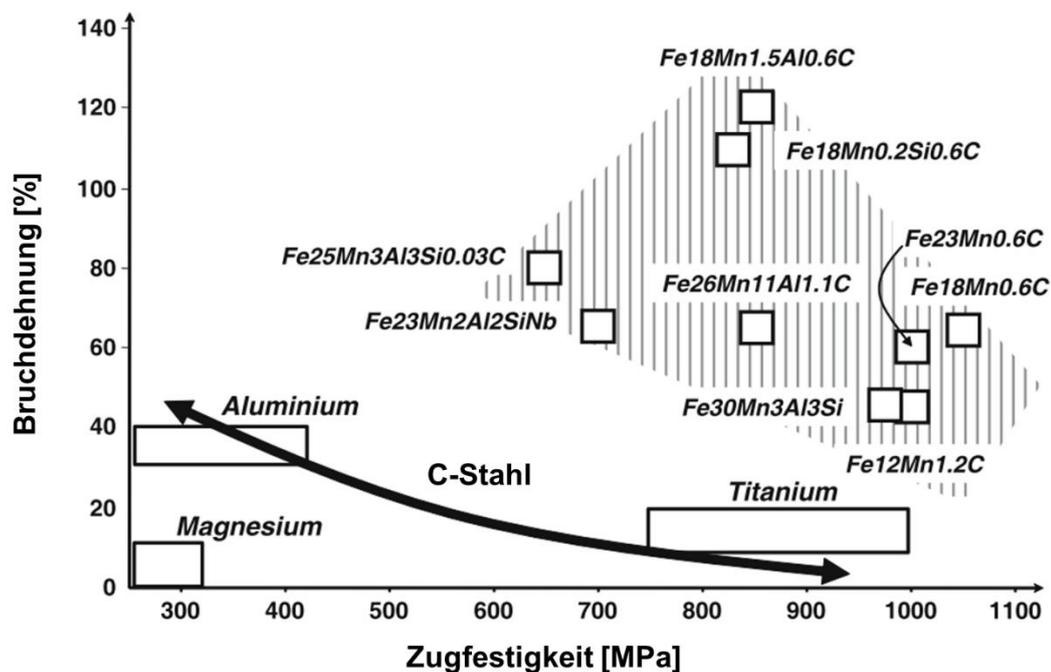


Bild 2: Übersicht über verschiedene Fe-Mn-Legierungen im Hinblick auf Zugfestigkeit und Bruchdehnung nach [10]

Figure 2: Overview of different Fe-Mn alloys with regard to tensile strength and total elongation according to [10]

2.2 Schweißen von hochmanganhaltigen Stählen in Mischverbindung **Dissimilar metal welding of high manganese steels**

2.2.1 Definition der Schwarz-Weiß-Verbindung **Definition of dissimilar joints**

Wenn artfremde Werkstoffe verschweißt werden, wird die so entstehende Verbindung als Mischverbindung bezeichnet. Artfremde Werkstoffe unterscheiden sich, im Gegensatz zu artgleichen Werkstoffen, wesentlich in ihrer chemischen Zusammensetzung sowie den mechanischen und physikalischen Eigenschaften. Eine Verbindung durch Schweißen von austenitischen mit ferritischen bzw. martensitischen Stählen wird laut DVS-Merkblatt 3011 [11] Schwarz-Weiß-Verbindung, kurz S/W-Verbindung, genannt. „Schwarz“ steht im Allgemeinen für un- bzw. niedriglegierte ferritische Baustähle, „Weiß“ zum Beispiel für nichtrostende austenitische Cr-Ni-Stähle. Als Neuentwicklung der letzten Jahre werden die austenitischen Fe-Mn-Stähle im DVS-Merkblatt 3011 [11] nicht aufgeführt. Sollen diese Stähle aber in bestehende Werkstoffkonzepte eingebunden werden, handelt es sich auch dabei vielfach um austenitisch-ferritische bzw. austenitisch-martensitische Mischverbindungen, die als S/W-Verbindungen bezeichnet werden können.

2.2.2 Besonderheiten in der schweißtechnischen Verarbeitung von S/W-Verbindungen **Specifics of dissimilar metal welding**

Beim Schweißen von S/W-Verbindungen entsteht in der Schmelze eine neue Legierung, die sich anteilig aus den Legierungselementen der beiden Grundwerkstoffe sowie ggf. denen des Schweißzusatzes zusammensetzt. Die Schmelze erstarrt zu neuartigen Mischkristallen und/oder intermetallischen Phasen, die sich in ihrer Zusammensetzung und demzufolge in den chemischen, mechanischen und physikalischen Eigenschaften von denen der Ausgangswerkstoffe unterscheiden. Die Schweißbeignung von S/W-Verbindungen wird im Wesentlichen durch die chemische Zusammensetzung der Fügepartner und des daraus resultierenden Mischschweißgutes beeinflusst. Davon maßgeblich abhängig ist die Neigung zur Ausbildung von unerwünschten Erscheinungen in der Schweißverbindung, wie z. B. spröde intermetallische Phasen, harte martensitische Gefügestrukturen oder Heißrisse. Das Auftreten der unerwünschten Erscheinungen hängt aber nicht nur von der metallurgischen Verträglichkeit der Fügepartner ab, sondern wird fertigungstechnisch auch vom Schweißprozess und den Abkühlbedingungen beeinflusst. [12, 13]

2.2.3 Aufmischungsgrad beim Schmelzschweißen **Dilution in fusion weldings**

Wie im vorherigen Abschnitt bereits erwähnt, entsteht beim Schweißen von Mischverbindungen eine neue Legierung im Schweißgut, bestehend aus den aufgeschmolzenen Grundwerkstoffen und dem ggf. verwendeten Schweißzusatzwerkstoff. Um die Zusammensetzung des Mischschweißgutes abschätzen zu können, muss der Aufmischungs-

grad Φ bekannt sein. Er ist allgemein definiert als das Verhältnis von aufgeschmolzenem Grundwerkstoff zum Gesamtschweißgut und wird üblicherweise in Prozent angegeben. Die Bestimmung des Aufmischungsgrades ist ausführlich in dem DVS-Merkblatt 0928 [14] beschrieben. Für eine Mischverbindung mit zwei artfremden Grundwerkstoffen und einem Schweißzusatzwerkstoff (vgl. Bild 3) ergibt sich für den Grundwerkstoff i die Aufmischung Φ_i aus dem Quotienten des Flächenanteils A_{GW_i} und der Summe aller Flächenanteile A_{GW_1} , A_{GW_2} und A_{ZW} . Der Zusammenhang wird durch die folgende Gleichung (1) ausgedrückt:

$$\Phi_i = \frac{A_{GW_i}}{A_{GW_1} + A_{GW_2} + A_{ZW}} \times 100 \text{ [%]} \quad (1)$$

Die Aufmischung wird sowohl metallurgisch (z.B. durch Grundwerkstoffe und Schweißzusatzwerkstoff) als auch technologisch (z.B. durch Schweißverfahren und Schweißparameter) beeinflusst. Unter Berücksichtigung von Zu- und Abbränden ΔX und der Annahme einer gleichmäßigen Vermischung der aufgeschmolzenen Grundwerkstoffe mit dem abgeschmolzenen Schweißzusatzwerkstoff kann die chemische Zusammensetzung des infolge der metallurgischen Vermischung entstehenden Schweißgutes für jedes Element X_{SG} einzeln mit der nachfolgenden Gleichung (2) berechnet werden [13, 14]:

$$X_{SG} = \frac{(100 - \phi_{GW_1} - \phi_{GW_2}) * (X_{ZW} + \Delta X) + (\phi_{GW_1} * X_{GW_1}) + (\phi_{GW_2} * X_{GW_2})}{100\%} \quad (2)$$

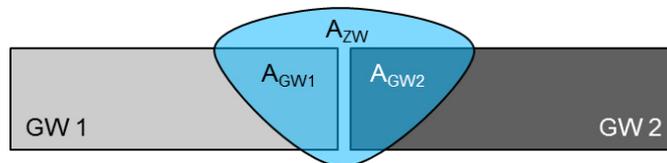


Bild 3: Prinzipielle Darstellung der Bestimmung der Aufmischung beim Schmelzschweißen nach [14]

Figure 3: Schematic illustration of determining the dilution in fusion weldings according to [14]

2.2.4 Mikrostrukturelle Herausforderungen in der schweißtechnischen Verarbeitung von Fe-Mn-Stählen in Mischverbindung Microstructural challenges when dissimilar metal welding of Fe-Mn steels

Umfangreiche Untersuchungen zur Schweißbeignung hochmanganhaltiger Stähle wurden von der Forschungseinrichtung (FE) bereits in einem abgeschlossenen AiF-Projekt [3] durchgeführt. Es wurden Laborchargen verschiedener Fe-Mn-Legierungskonzepte sowie Serienmaterial des koreanischen Stahlherstellers POSCO mit Mangangehalten von 15-25 Gew.-% betrachtet. Neben grundlegenden Untersuchungen zum Ausscheidungs- und Umwandlungsverhalten und zur Heißrissempfindlichkeit der Fe-Mn-Stähle erfolgten Untersuchungen zum artgleichen MSG- und Laserstrahlschweißen und in Mischverbindung mit den verzinkten, ferritischen Stählen HX340LAD+Z (WN 1.0933) und HCT690T+ZE (WN 1.0947). Für die MSG-Mischverbindungen kamen zwei Versuchschargen hochmanganhaltiger schlackeloser Metallpulver-Fülldrahtelektroden mit 17 und 22 Gew.-% Mangan zum Einsatz (siehe Tabelle 1)

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der im Rahmen des AiF-Projektes 15.201B untersuchten bzw. für das Projekt entwickelten hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoffe (Angaben in Gew.-%) [3]

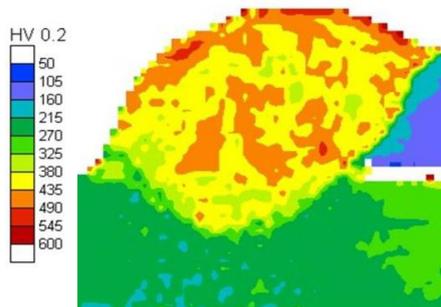
Table 1: Chemical composition of the high manganese filler metals investigated and developed for the AiF project 15.201B (in wt.%) [3]

Bezeichnung	Ø	C	Si	Mn	Cr	Ni	Gefüge
FeMn - ZW1	1,0	0,48	0,25	21,6	0,04	0,04	austenitisch
FeMn - ZW2	1,2	0,29	0,12	16,8	0,12	-	austenitisch

Beim MSG-Schweißen der Mischverbindungen traten unabhängig vom verwendeten Zusatzwerkstoff je nach Aufmischungsgrad Härtewerte von über 450 HV_{0,2} im Schweißgut auf, die auf martensitische Gefügeanteile zurückzuführen sind, Bild 4 (oben, rechts). Diese sind im Querschliff (oben, links) als dunklere Bereiche erkennbar. Die inhomogene Gefügeausbildung im Mischschweißgut wurde auf starke Seigerungen aufgrund der hohen Mangan- und Kohlenstoffgehalte der Fe-Mn-Stähle bzw. -Zusatzwerkstoffe zurückgeführt. Bei hohem Energieeintrag und hohem Aufmischungsgrad waren größere martensitische Phasenanteile im MSG-Schweißgut nachweisbar. Grundsätzlich wurde ein geringer Aufmischungsgrad für die Vermeidung von Härtegefügen beim Schweißen der Mischverbindungen als vorteilhaft festgestellt. [3]



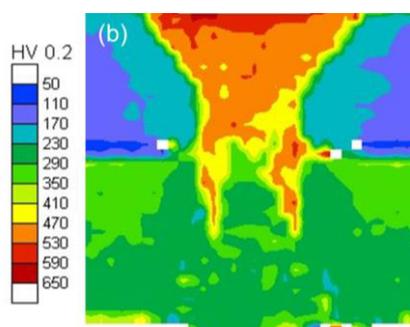
MSG-Mischverbindung



UCI-Härtemessung am Querschliff



Laserstrahlmischverbindung



UCI-Härtemessung am Querschliff

Bild 4: Härtegefüge im Schweißgut einer MSG- und Laserstrahl-Mischverbindung aus Fe-Mn-Stahl (Unterblech) und dem ferritischen Stahl HX340LAD+Z (Oberblech) [3]

Figure 4: Hardening structure in the weld metal of a dissimilar GMAW and laser beam joint consisting of Fe-Mn steel (lower sheet) and the ferritic steel HX340LAD+Z (upper sheet) [3]

Vor allem die Laserstrahlschweißungen der Fe-Mn-Stähle in Mischverbindung mit ferritischen Stählen sind durch eine stark inhomogene Aufmischung verbunden mit starken Aufhärtungen von über 500 HV_{0,2} gekennzeichnet. Aufgrund der für das Laserstrahlschweißen typischen Kurzzeitmetallurgie und der schlechten Vermischung sind die harten martensitischen Zonen im Mischschweißgut jedoch deutlich ausgeprägter, wie das Bild 4 (unten) verdeutlicht. [3]

Untersuchungen von [4, 15–18] zum WIG- und Laserstrahlschweißen von hochmanganhaltigen Stählen in Austenit-Ferrit-Mischverbindungen bestätigen diese inhomogene Gefügeausbildung im Schweißgut.

Beim Widerstandspunktschweißen derartiger Mischverbindungen wird ein ähnliches Phänomen in der Schweißlinse beobachtet. So wurde in den Untersuchungen von [19] festgestellt, dass es ab einer ferritischen Aufmischung von 40-50 % zu einer Ausbildung harter martensitischer Gefügestrukturen, insbesondere im Bereich der Schmelzlinie, kommt. Mit steigendem Abstand vom Linsenrand in Richtung Linsenmitte kommt es jedoch zu einer Abnahme des Härtegefüges.

In diesem Zusammenhang sei der Einfluss von Seigerungen und Verdampfungen bzw. Abbrand auf eine veränderte Legierungszusammensetzung im Schweißgut erwähnt. Die Ausarbeitungen in [4] weisen auf eine Degradation von Mangan beim Schweißen von TWIP-Stählen hin. So nimmt der Mn-Gehalt infolge der Verdampfung beim WIG-Schweißens eines Fe-Mn-Stahls (Fe-25Mn-12Cr-0,24C-0,32N) um 1,5 Gew.-% ab, wohingegen beim gepulsten Laserstrahlschweißen dergleichen Legierung sogar ein Verlust von 5 Gew.-% Mn durch Verdampfung festgestellt wird. Weiterhin wird bei artgleichen Laserstrahl-Schweißverbindungen eines Fe-Mn-Stahls (Fe-25Mn-3Al-3Si) eine Reduzierung des Mn-Gehaltes von 24,5 at.% auf 22 at.% im Schweißgut dokumentiert. [4] Die Ursache der Verdampfung von Mangan beim Schweißen ist der hohe Dampfdruck dieses Elementes. Dadurch besitzt Mangan bei einem Druck von 1 bar (atmosphärischer Druck) eine Siedetemperatur von ca. 2100 °C, sodass ein Verdampfen technisch nicht verhinderbar ist [20]. Neben dem Effekt des Verdampfens kann zusätzlich ein Abbrand von Mangan auftreten, insbesondere bei der Verwendung von Schutzgasen mit Aktivgasanteil. *Graß* stellte in Ihren Untersuchungen fest, dass schon geringe Anteile an Sauerstoff im Schutzgas einen erheblichen Abbrand vor allem an dem Legierungselement Mangan bewirken [18]. Für das MSG-Schweißen von hochmanganhaltigen Stählen, vor allem in Mischverbindung, liegen bis dato keine Gehaltsangaben über Verdampfung bzw. Abbrand von Mangan vor.

Mangan hat großen Einfluss auf die Austenitstabilität und die Stapelfehlerenergie und damit auf den vorherrschenden Verformungs- und Verfestigungsmechanismus. Während der Erstarrung kommt es zur Seigerung von Mn und C. In der flüssigen Phase tritt aufgrund der höheren Löslichkeit eine Anreicherung dieser Elemente auf. Die feste Phase weist entsprechend Mn-verarmte Gebiete auf. Die Austenit stabilisierenden Elemente werden im interdendritischen Bereich vorgefunden, während die verarmten Bereiche innerhalb der Dendriten gelegen sind. [21] *Mujica et al.* dokumentieren bei der Untersuchung eines Fe-18Mn-0,6C-Stahles, dass Seigerungen von Mn und C zu stark niedrig Austenit stabilisierten Gebieten führen. In den interdendritischen Bereichen wurden 22,5 Gew.-% Mn und 2,29 Gew.-% C festgestellt, wohingegen im Dend-

ritenkern nur 14,7 Gew.-% Mn und 0,43 Gew.-% C vorlagen [4]. Infolge von Verdampfung, Abbrand, Grundwerkstoffaufmischung und Mikroseigerung ist demnach vermehrt mit chemischer Inhomogenität beim Schweißen von TWIP-Stählen zu rechnen. Diese Inhomogenität, insbesondere im Gehalt der Austenit stabilisierenden Elemente, hat einen Einfluss auf die Entstehung weiterer Phasen, wie bspw. α' - oder ϵ -Martensit, was in Abschnitt 2.2.5 tiefergehend diskutiert wird. [4]

Untersuchungen zum Verhalten von MSG-Mischschweißverbindungen hochmanganhaltiger Stähle im Belastungsfall sind u. a. in [22, 23] zu finden. Die Ergebnisse mechanisch-technologischer Prüfungen zum quasistatischen Festigkeitsverhalten haben gezeigt, dass die Schweißverbindungen zwischen einem Fe-Mn-Stahl und einem TRIP- bzw. DP-Stahl unter Verwendung des austenitischen Zusatzwerkstoffes G 18 8 Mn bei Anfertigung einer Stumpfnahht vorwiegend im Schweißgut versagen, aber dennoch ein duktileres Verhalten aufweisen. Wird als Fügepartner für den Fe-Mn-Stahl ein pressgehärteter Martensitphasenstahl (22MnB5) verwendet, so versagten diese Schweißverbindungen entweder an der Schmelzlinie zwischen Schweißgut und 22MnB5 oder in der WEZ des 22MnB5 [24].

Für Laserstrahlmischverbindungen ließ sich bereits im quasistatischen Scherzugversuch ein Einfluss des Härtegefüges – insbesondere der ausgeprägten Martensitschlieren – auf die statische Verbindungsfestigkeit feststellen. Höhere Martensitphasenanteile gehen mit einer deutlich reduzierten Dehnung im Mischschweißgut einher [3]. Die martensitischen Bereiche im Schweißgut und entlang der Schmelzlinien bilden metallurgische Kerben, die rissinitiierend wirken und somit Ausgangspunkt eines frühzeitigen Versagens sind [15].

Auch in [19] wurde an widerstandspunktgeschweißten Fe-Mn-Mischverbindungen ein Integritätsverlust bei Vorhandensein von martensitischem Gefüge in der Schweißlinse nachgewiesen. Unter Scher- bzw. Kopfbelastung wurde ein sprödes und verformungsloses Versagen festgestellt, was auf die Gefügeausbildung in der Schweißlinse zurückgeführt wurde.

Zum Einfluss des Härtegefüges derartiger MSG-Mischverbindungen unter dynamischer Beanspruchung oder bei mehrachsigen Spannungszustand liegen bislang keine Erkenntnisse vor. Jedoch wurden an Laserstrahlmischverbindungen im Überlappstoß durch [16, 17] dynamische Festigkeitsuntersuchungen unter zyklischer und schlagartiger Beanspruchung durchgeführt. Sowohl bei Dauerschwingversuchen als auch Kerbschlagversuchen wiesen die Proben mit einem martensitischen Kern im Mischschweißgut die schlechtesten Resultate auf. Die Mischverbindungen, bei denen sich der Martensit fingerförmig am äußeren Rand des Schweißgutes angeordnet hat, zeigten hingegen Festigkeitseigenschaften, die nahezu auf dem Niveau artgleicher Schweißungen lagen. Es wird davon ausgegangen, dass die martensitischen Strukturen in der äußeren Region des Schweißgutes einer Rissinitiierung entgegenwirken [16, 17].

2.2.5 Abkühlungsbedingte Martensitbildung in hochmanganhaltigen Stählen **Thermally induced martensite formation in high manganese steels**

Die Martensitbildung ist eine diffusionslose Umwandlung, die durch Abkühlung oder Verformungen induziert werden kann. Im Hinblick auf die beim Schmelzschweißen im

Schweißgut auftretende Martensitbildung, wird im Folgenden nur die abkühlungsbedingte Entstehung zugrunde gelegt. Damit bei der Abkühlung einer Eisenlegierung Martensit entsteht, müssen drei grundlegende Voraussetzungen erfüllt werden. Die erste wichtige Voraussetzung ist eine Änderung der Kristallstruktur während der Abkühlung, d.h., die Legierung muss in mindestens zwei allotropen Modifikationen vorliegen (z. B. bei Stahl: γ -Phase (Austenit) bei hohen Temperaturen und α -Phase (Ferrit) bei niedrigen Temperaturen). Als zweites muss die Löslichkeit der bei höheren Temperaturen existierenden Phase für Legierungselemente, wie z. B. Kohlenstoff, größer sein als die Löslichkeit der bei der niedrigeren Temperatur stabilen Phase. Zuletzt muss die Abkühlung so schnell erfolgen, dass keine thermisch aktivierten Platzwechsellvorgänge der beteiligten Atomarten stattfinden können. Das geschieht, wenn die sog. kritische Abkühlgeschwindigkeit überschritten wird. Diese kritische Abkühlgeschwindigkeit hängt stark von der chemischen Zusammensetzung und in geringerem Umfang von der Korngröße des Werkstoffes ab. So kann in höher mit Nickel, Mangan oder Chrom + Nickel legierten Stählen eine Martensitbildung auch bei sehr langsamer Abkühlung erfolgen ohne dass zwangsweise ein Abschrecken notwendig ist. Die Martensitbildung beginnt bei der Martensitstarttemperatur (M_S -Temperatur) und endet bei der Martensitfinishtemperatur (M_F -Temperatur). Die Bildungstemperaturen hängen stark von den Legierungselementen, insbesondere von Kohlenstoff, ab, wobei nahezu alle Legierungselemente eine Senkung der M_S - und M_F -Temperatur zur Folge haben. [25–27]

Bei der abkühlungsbedingten Martensitbildung in Stahllegierungen entsteht der Martensit durch einen diffusionslosen Umklappvorgang aus dem kfz Gitter des Austenits in ein krz Gitter (γ - α -Umwandlung) unterhalb der Martensitstarttemperatur (M_S -Temperatur). Der ehemals im Austenit gelöste Kohlenstoff kann infolge der fehlenden Zeit bei rascher Abkühlung nicht mehr aus dem Gitter herausdiffundieren und ist dadurch im krz Gitter zwangsgelöst. Die Folge dieser Zwangslösung ist eine tetragonale Verzerung, welche eine bedeutende innere Gefügeverspannung hervorruft, worauf die hohe Härte des Martensits zurückzuführen ist. Je höher der Kohlenstoffgehalt des Martensits ist, desto höher ist die Härte. Ab ca. 0,6 Gew.-% C ist jedoch mit keinem weiteren Härteanstieg zu rechnen, wenn keine Tiefkühlung zur Umwandlung des noch vorhandenen Restaustenits erfolgt. Bei geringen C-Gehalten bzw. bei der Bildung von Substitutionsmischkristallen kann der Martensit auch kubisch vorliegen. [25, 28]

In Abhängigkeit von der Temperatur, der Legierungszusammensetzung und dem -gehalt sowie der Stapelfehlerenergie können unterschiedliche Arten und Morphologien des Martensits auftreten. So sind in Abhängigkeit der genannten Parameter die Transformationswege $\gamma \rightarrow \alpha'$, $\gamma \rightarrow \epsilon$ oder $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ möglich. In Stählen mit einem Mn-Gehalt zwischen 0-10 % entsteht der α' -Martensit, der in zwei morphologischen Varianten auftreten kann. Das ist zum einen der Lattenmartensit (auch bekannt als: Massiv-, Hochtemperatur-, Lanzett- oder geordneter Martensit) und zum anderen der Plattenmartensit (auch bekannt als: Umklapp-, Tieftemperatur-, Zwillings-, hochlegierter oder ungeordneter Martensit). Das Vorkommen der beiden Martensitarten ist in erster Linie vom C-Gehalt abhängig. Der Lattenmartensit tritt vor allem in Stählen mit C-Gehalten bis ca. 0,6 Gew.-% und sonst geringen Gehalten an Cr, Ni und Mn auf. Er entsteht bei

höheren Temperaturen als der Plattenmartensit. Innerhalb eines Austenitkornes entstehen Pakete zahlreicher sehr schmaler Martensitnadeln (Latten), die zueinander parallel angeordnet sind und meistens von einer Korngrenze zur anderen reichen, Bild 5 (a). Der Plattenmartensit hingegen bildet sich bei Stählen mit höheren Gehalten an Legierungselementen. Die Martensitnadeln sind wesentlich dicker und haben eine spieß- bzw. nadelförmige Erscheinung, Bild 5 (b). Die Platten sind unterschiedlich groß und nicht parallel, sondern in bestimmten Winkeln zueinander (Zick-Zack-Anordnung) angeordnet. Im Unterschied zum Lattenmartensit tritt er stets mit Anteilen an Restaustenit auf. Da die Entstehung bei niedrigeren Temperaturen erfolgt, weist der Plattenmartensit eine höhere C-Verspannung auf und ist dadurch schlechter verformbar als der Lattenmartensit. In Abhängigkeit des Legierungsgehaltes können beide Martensitmorphologien auch nebeneinander vorliegen. [13, 28–30]

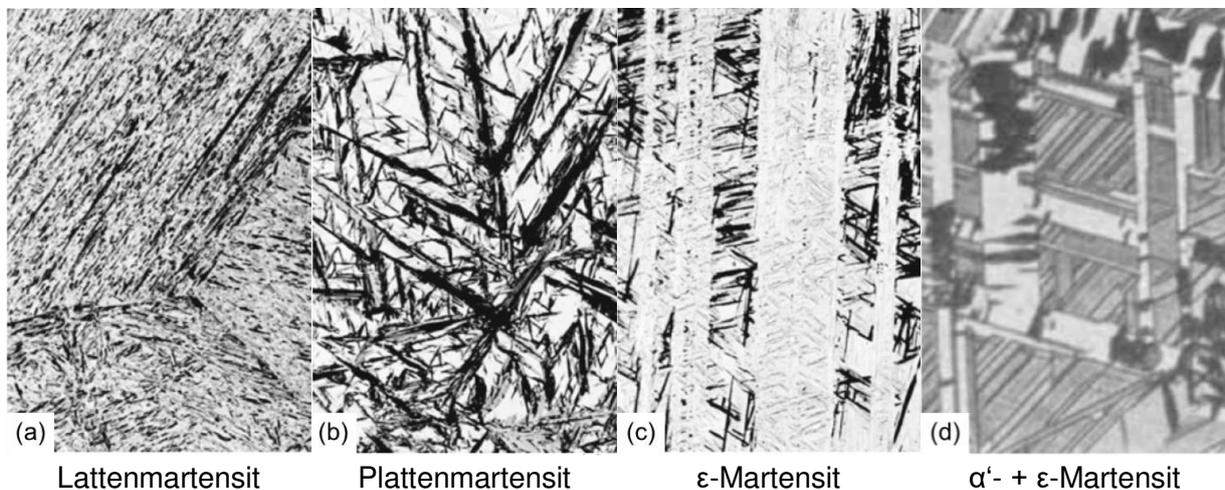


Bild 5: Lichtmikroskopische Aufnahmen der verschiedenen Martensitarten. (a) niedriglegierter Stahl mit 0,17 %C [30], (b) überkohlerter Rand eines Einsatzstahles (heller Untergrund = Restaustenit) [30], (c) entkohlerter Rand des Manganhartstahles X120Mn12 (dunkle Anteile = α'-Martensit) [30], (d) Stahl mit 13,8 % Mn (schwarze Nadeln = α'-Martensit, weiße Platten = ε-Martensit) [31]

Figure 5: Micrographs of the different types of martensite. (a) low-alloyed steel with 0.17 %C [30], (b) overcarburized edge of a case hardened steel (bright underground = retained austenite) [30], (c) decarburized edge of the austenitic manganese steel X120Mn12 (dark constituents = α'-martensite) [30], (d) steel with 13.8 % Mn (black needles = α'-martensite, white plates = ε-martensite) [31]

In Fe-Mn-Stählen mit Mn-Gehalten > 10 Gew.-% und hinreichend geringer SFE kann der hexagonal dicht gepackte (hdp) ε-Martensit entstehen. Eine direkte $\gamma \rightarrow \alpha'$ -Umwandlung findet hier nicht mehr statt. Zwischen 10-15 Gew.-% Mn wandelt der ε-Martensit teilweise weiter in α'-Martensit um ($\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ -Umwandlung). In der austenitischen γ -Matrix sind die ε-Platten in Widmannstättenstruktur ausgeschieden, und ausschließlich in diesen treten die α'-Martensitkristalle auf, wobei ihre Größe durch die Abmessungen der ε-Martensitplatten allseitig begrenzt ist, siehe Bild 5 (d) [31]. Bei einem konstanten Mn-Gehalt und gleichzeitig steigendem C-Gehalt nimmt jedoch der Anteil an α'-Martensit ab, während der ε-Martensit ein Maximum durchläuft. Ab ca. 15 Gew.-% Mn ist die α-Phase nicht mehr stabil genug und es findet nur noch eine

$\gamma \rightarrow \epsilon$ -Umwandlung statt, die aber unvollständig ist, sodass stets hohe Restaustenitanteile zurückbleiben. Die Menge an ϵ -Martensit nimmt bei konstantem Mn-Gehalt mit steigendem C-Gehalt stetig ab. [32] Bild 6 zeigt die Abhängigkeit der resultierenden Gefügeart von den Mn- und C-Gehalten auf. Hier zeigt sich insbesondere auch, dass Fe-Mn-C-Legierungen mit weniger als 10 Gew.-% Mn ein grundsätzlich anderes Umwandlungsverhalten aufweisen als solche mit mehr als 10 Gew.-% Mn. [29–33]

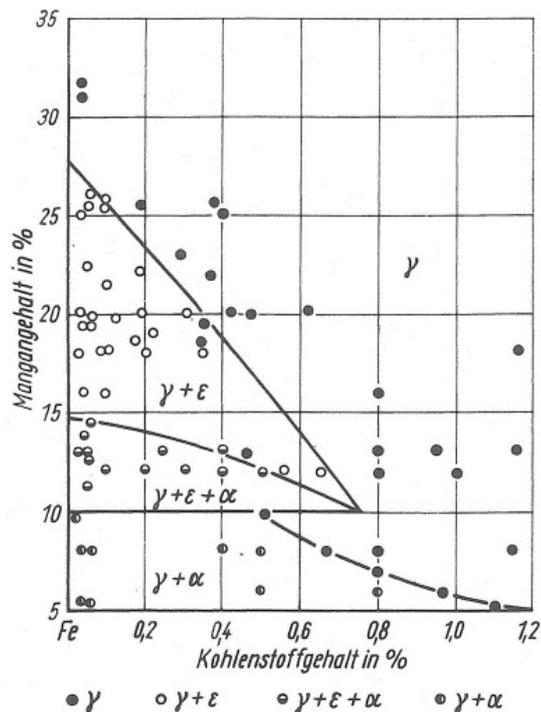


Bild 6: Gefügeausbildung ternärer Fe-Mn-C-Legierungen bei RT (von 950-1100°C schnell abgekühlt) [32]

Figure 6: Microstructure formation of ternary Fe-Mn-C alloys at RT (rapid cooling from 950-1100°C) [32]

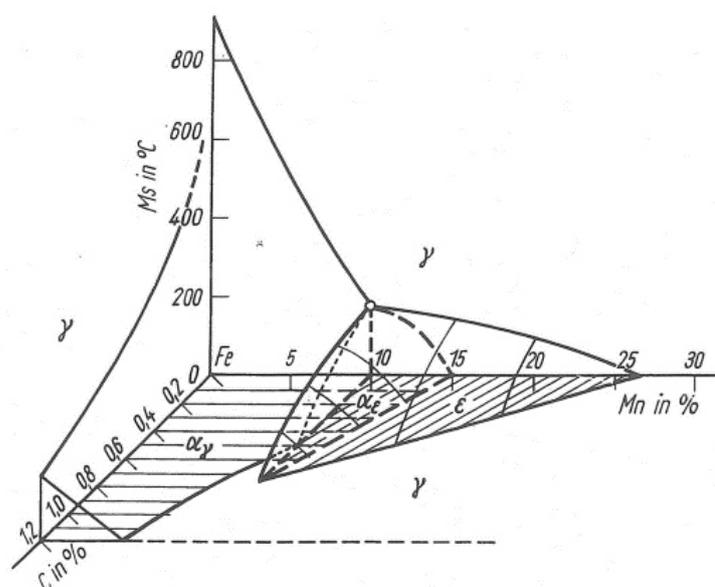


Bild 7: Martensitische Umwandlungen in Fe-Mn-C-Legierungen [32]

Figure 7: Martensitic transformations in Fe-Mn-C alloys [32]

Bild 7 zeigt zusätzlich die Abhängigkeit zwischen Mn, C und der M_s -Temperatur auf. Das ternäre Gefügediagramm ist widerspruchsfrei, solange die Abkühlung des Austenits schnell genug abläuft um eine Karbidbildung zu unterdrücken. Bei sehr langsamen Abkühlungen kommt es zur Karbidausscheidung, wodurch der Austenit an gelösten C verarmt und die M_s -Temperatur in der Folge ansteigt. Der ϵ -Martensit ist metallographisch durch eine bänderartige Struktur und sehr dünne, eben begrenzte Platten gekennzeichnet, Bild 5 (c). Im Gegensatz zu dem ferromagnetischen α' -Martensit ist der ϵ -Martensit paramagnetisch. Die Stabilisierung durch substituierte Elemente macht den ϵ -Martensit weich. Andererseits ist er durch seine hexagonale Struktur spröder als ein gleichharter α' -Martensit. [29–33]

2.3 Gefügevorschau in Schweißgütern durch Konstitutionsschaubilder

Prediction of weld metal microstructure using constitution diagrams

2.3.1 Anwendung von Konstitutionsschaubildern zur Gefügevorschau

Application of constitution diagrams for microstructure prediction

Das Schweißen von S/W-Verbindungen stellt aufgrund der unterschiedlichen Eigenschaften der Fügepartner eine erhebliche Herausforderung dar. Insbesondere die im Mischschweißgut resultierenden Gefügestrukturen verlangen spezielle Beachtung. Von wesentlicher Bedeutung ist in diesem Zusammenhang der o. g. Aufmischungsgrad. Bei ungünstigen Aufmischungsverhältnissen, d.h. ungünstiger chemischer Zusammensetzung des Mischschweißgutes, kann das Schweißgut martensitisch erstarren. Wie in Abschnitt 2.2.4 beschrieben, kann sich dies negativ auf das Eigenschaftsprofil der Schweißverbindung auswirken. Um solch unerwünschte Gefügezustände zu vermeiden, stehen dem industriellen Anwender verschiedene Konstitutionsschaubilder als probates Mittel zur Vorhersage der Gefügebildung im Schweißgut von S/W-Verbindungen zur Verfügung. Damit dienen sie zur Abschätzung der Schweißbeignung von Werkstoffkombinationen und der richtigen Auswahl eines geeigneten Schweißzusatzwerkstoffes.

Das für das Lichtbogenschweißen von Cr-, Cr-Ni- und Cr-Mo-Stählen entwickelte und 1949 veröffentlichte Schaeffler-Diagramm [34, 35] war eines der ersten Schaubilder. Der Einfluss der verschiedenen Legierungselemente wird durch Chrom- bzw. Nickeläquivalente berücksichtigt. Die Austenit erweiternden Legierungselemente (C, Ni, N und Mn) werden zum Ni-Äquivalent und die das Austenitgebiet einschnürenden Legierungselemente (Cr, Mo, Si, Ti, Nb) zum Cr-Äquivalent zusammengefasst. Aus der Lage der Grundwerkstoffe und des Schweißzusatzes sowie dem angenommenen Aufmischungsgrad wird im Schaeffler-Diagramm die zu erwartende Gefügebildung des Schweißgutes bestimmt. [12, 36]

Schaeffler ermittelte die Gefügebereiche und Grenzlinien anhand von einlagig geschweißten Auftragraupen. Die Schweißungen wurden mit austenitischen Elektroden (Stabelektroden Durchmesser 4,8 mm, keine Vorwärmung, Luftabkühlung) auf 12,7 mm dicken Blechen aus Baustahl durchgeführt, wobei das mit dem Grundwerkstoff vermischte Schweißgut metallographisch und chemisch untersucht wurde. Damit ist das

Schaeffler-Diagramm kein Gleichgewichtsdigramm, sondern kennzeichnet das Gefüge bei Raumtemperatur entsprechend den zuvor genannten Versuchsbedingungen. Die Anwendung des Schaeffler-Diagramms ist auf Stähle mit den in Bild 8 aufgeführten Grenzgehalten an Legierungselementen beschränkt, wobei mögliche Streuungen bei seiner Anwendung berücksichtigt werden müssen. *Schaeffler* selbst weist in [35] darauf hin. [12, 37]

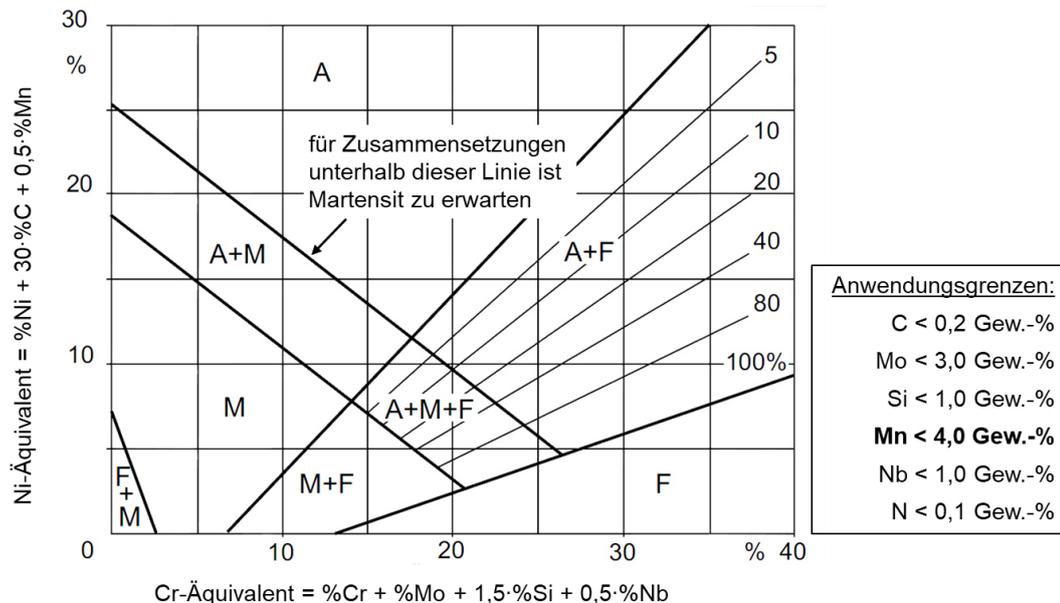


Bild 8: Weiterentwickeltes Schaeffler-Diagramm nach [12, 35, 37]

Figure 8: Later version of the Schaeffler diagram according to [12, 35, 37]

1973 wurde das Schaeffler-Diagramm durch *DeLong* weiterentwickelt. Er schlug die Nutzung von Ferritnummern (0-18 FN) für den Delta-Ferritgehalt im austenitischen Schweißgut vor und integrierte das Legierungselement Stickstoff in die Formel des Nickeläquivalents mit dem Term $30 \times \% N$. Das derzeit verlässlichste Diagramm zur Vorhersage der Ferritzahl in austenitischen und Duplex-Schweißgütern stellt das vor ca. 20 Jahren veröffentlichte WRC-1992-Diagramm dar, das zusätzlich auch die austenitstabilisierende Wirkung des Kupfers berücksichtigt. Die Anwendung dieses Diagramms ist auf Stähle mit einem Mangangehalt kleiner 10 Gew.-% beschränkt. [38]

Alle drei zuvor genannten Konstitutionsschaubilder sind für die neuartigen Fe-Mn-Stähle, die sich durch hohe Mangangehalte von 15 bis 25 Gew.-% auszeichnen, nicht anwendbar. Das erweiterte Schaeffler-Diagramm weist nach heutigen Maßstäben sogar einige Fehler und Ungenauigkeiten auf. Z. B. wird die Wirkung von Mangan mit dem Term $0,5 \times \% Mn$ falsch eingeschätzt, da es keinen Einfluss auf die Ferritbildung bei hohen Temperaturen hat. Beim WRC-1992-Diagramm (siehe Bild 9) ist es deshalb nicht mehr im Ni-Äquivalent enthalten. Bei geringen Temperaturen stabilisiert Mangan jedoch den Austenit gegenüber der Martensitbildung [39]. *Kotecki* [40, 41] zeigte, dass für Mangangehalte von 1, 4 und 10 Gew.-% das Schaeffler-Diagramm jeweils martensitische Phasen voraussagt, jedoch in entsprechenden Proben in allen Fällen kein Martensit nachgewiesen werden konnte. Die Martensitgrenze verschiebt sich somit mit zunehmendem Mangangehalt in Richtung des Koordinatenursprungs. Die Grenzlinien

sind hierbei als schattierte Balken eingezeichnet, um das Maß an Unsicherheit zu verdeutlichen. [42]

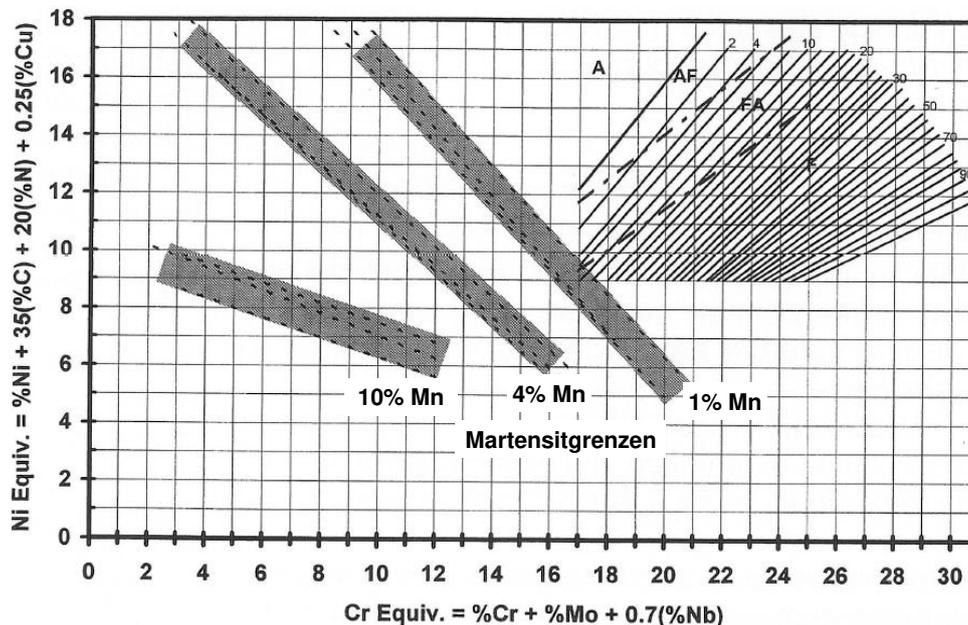


Bild 9: Modifiziertes WRC-1992-Diagramm, um den Einfluss von Mangan abzubilden. Martensit wird vorhergesagt für Zusammensetzungen unterhalb und links der eingezeichneten Martensitgrenzen. [40]

Figure 9: Modified WRC-1992 diagram to illustrate the influence of manganese. Martensite is predicted for compositions located below and to the left of the drawn martensite boundaries. [40]

Weiterentwicklungen des Schaeffler-Diagramms mit Fokus auf die Anwendung für hochmanganhaltige Legierungen wurden in Forschungsaktivitäten durch [43, 44] geleistet. In [43] wurden dafür Fe-Cr-Mn-C-Legierungen mit Mn-Gehalten zwischen 5-40 Gew.-% untersucht und die Grenzlinien im Schaeffler-Diagramm neu angeordnet, siehe Bild 10 (links). Dieses "modifizierte" Schaeffler-Diagramm wurde in den Untersuchungen von [44] als Ausgangsbasis genutzt, um die Cr- und Ni-Äquivalente neu anzupassen, siehe Bild 10 (rechts). Hierbei wurden Fe-Mn-C-Legierungen mit Mn-Gehalten zwischen 5-31 Gew.-% untersucht. Die Anwendbarkeit dieser Schaubilder zur Vorhersage von Schweißgutgefüge ist jedoch in Frage zu stellen, da die Testlegierungen, die zur Erstellung der Diagramme dienten, nicht unter schweißadäquaten Bedingungen, sondern als Walzerzeugnisse mit einem abschließenden Glühvorgang für mehrere Stunden zwischen 1000-1150 °C und darauf folgendem Abkühlen unter He-Atmosphäre bzw. Wasserabschreckung hergestellt wurden. Maximaltemperatur, Aufheiz-, Halte- und Abkühlbedingungen haben jedoch einen maßgeblichen Einfluss auf die Umwandlungs- und Ausscheidungsbedingungen, weshalb sich die Mikrostrukturen von geglühten Knetlegierungen und Schweißgütern signifikant unterscheiden können [45]. Ein weiterer Nachteil aller bisher entwickelten und aufgestellten Konstitutions-schaubilder ist außerdem, dass in den Gefügegebieten keine Unterteilung zwischen ϵ - und α' -Martensit vorgenommen wird. Wie in Abschnitt 2.2.5 gezeigt, können jedoch beide in Ihren Eigenschaften sehr unterschiedliche Martensitarten in hochmanganhaltigen Fe-Mn-C-Legierungen auftreten.

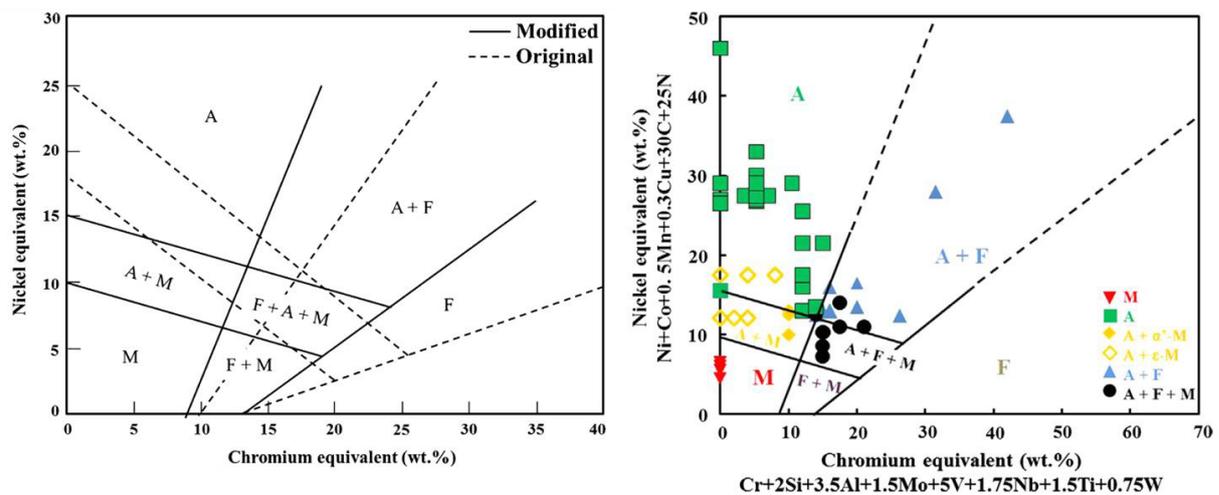


Bild 10: Modifiziertes Schaeffler-Diagramm nach [43] (links), Anpassung der Äquivalente nach [44] (rechts)

Figure 10: Modified Schaeffler diagram according to [43] (left), adaptation of equivalents according to [44] (right)

2.3.2 Vorgehensweise zur Erstellung von Konstitutionsschaubildern Procedure for the development of constitution diagrams

Die zuvor gezeigten Konstitutionsschaubilder sind entweder in ihrem Gültigkeitsbereich auf max. 10 Gew.-% Mangan begrenzt und sind damit unzureichend für eine Vorhersage der Gefügeausbildung im Schweißgut der neuartigen hochmanganhaltigen Stähle oder wurden unter Versuchsbedingungen hergestellt, die fernab von einem realen Schweißprozess sind und damit bestenfalls zur Herstellung von Walzerzeugnissen dienen.

Die anerkannten und etablierten Konstitutionsschaubilder, wie z. B. das Schaeffler-Diagramm, wurden anhand der Auswertung zahlreicher realer Schweißversuche ermittelt. Um ein breites Spektrum unterschiedlich chemisch zusammengesetzter Schweißgüter zu generieren und Zusammenhänge zwischen chemischer Zusammensetzung und resultierender Gefügeart abzuleiten, bedarf es dafür einer Vielzahl unterschiedlich legierter Grund- und Zusatzwerkstoffe. Die zusätzliche Notwendigkeit der iterativen Herstellung und Analyse realer Schweißgüter macht diese Vorgehensweise sehr zeit- und kostenintensiv. *Schaeffler* zum Beispiel entwickelte das nach ihm benannte Diagramm bis hin zur finalen Version während seiner beruflichen Karriere bei der *Arcos Corporation* im Zeitraum von 1945-1949. Dies beinhaltet zusätzlich die Auswertung experimenteller Daten, die er während seiner Masterarbeit im Zeitraum von 1942-1944 gesammelt hat. [34, 35, 46, 47]

Eine Alternative zu diesem sehr aufwendigen Vorgehen stellt die sogenannte *Button Melt Technique* dar [48, 49]. Materialproben der zu untersuchenden Werkstoffkombinationen werden dabei in unterschiedlichem Verhältnis (Aufmischung) mittels eines WIG-Lichtbogens umgeschmolzen. Die Abschätzung der chemischen Zusammensetzung der Probe nach dem Aufschmelzen kann mit der nachfolgenden Gleichung (3) erfolgen. Die Berechnung ist ähnlich zur der in Abschnitt 2.2.3 beschriebenen Vorgehensweise zur Berechnung der chemischen Zusammensetzung des Mischschweißgutes, mit dem Unterschied, dass hier die Aufmischung der Fügepartner (A und B) nicht

als Flächenteile, sondern als Massenanteile (m_i) einbezogen werden. Demnach ist der Anteil eines Legierungselementes (X_{Button}) in der Umschmelzprobe („Button“) nach [49] wie folgt zu berechnen:

$$X_{Button} = \frac{m_A * X_A + m_B * X_B}{m_A + m_B} \quad (3)$$

Bild 11 zeigt schematisch den Aufbau der *Button Melt Technique*, wie er unter anderem in [50, 51] beschrieben ist. Die eingewogenen Proben werden in einem wassergekühlten Kupfertiegel platziert und mit einer WIG-Elektrode unter Schutzgasatmosphäre (Argon) umgeschmolzen. Infolge einer rotatorischen Bewegung der WIG-Elektrode und durch mehrmaliges Umschmelzen wird eine homogene Durchmischung in der Probe erzielt.

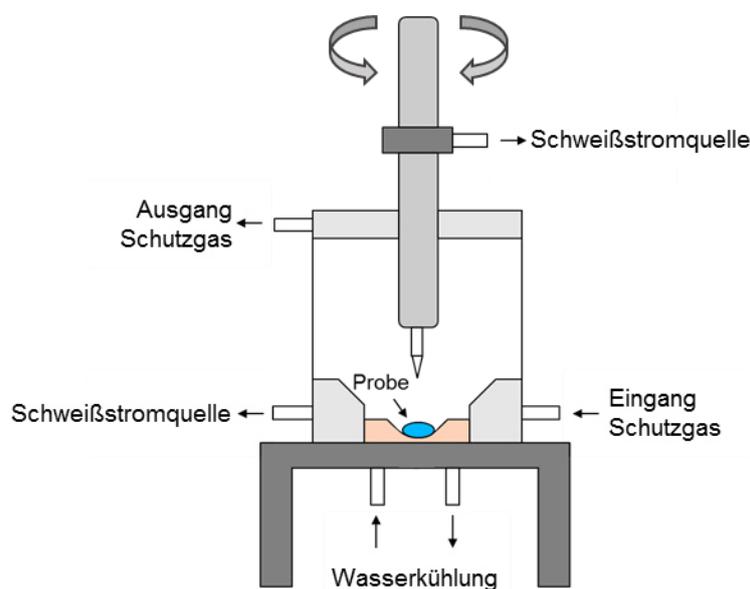


Bild 11: Schematischer Aufbau der Umschmelzmethode (Button Melt Technique) nach [50, 51]

Figure 11: Schematic representation of the arc melting setup (button melting technique) according to [50, 51]

Die Umschmelzung und quantitative Phasenanalyse wird für eine Vielzahl unterschiedlicher Zusammensetzungen (Einwaagen) durchgeführt. Die Erzeugung des Schaubildes bzw. die Entwicklung angepasster Äquivalente erfolgt anschließend auf Basis einer statistischen Auswertung der ermittelten Daten. Mithilfe der statistischen Analyse wird ein mathematischer Zusammenhang zwischen Legierungselementen und resultierender Gefügeart entwickelt. Aus der so bestimmten Gleichung sind zwei angepasste Äquivalente abzuleiten, die auf den Achsen des zu entwickelnden Konstitutionsschaubildes aufgetragen werden können. Durch Eintragen der Ergebnisse der Umschmelzproben in das erzeugte Diagramm können Iso-Linien ermittelt werden, mit denen weitere neben der Gefügeart abhängige Variablen, wie z. B. Härte und Ferritnummer (FN), wiedergegeben werden können. Abschließend wird die Vorhersagegenauigkeit des Schaubildes an realen Schweißungen überprüft und der Anwendungsbereich, d. h. Schweißprozesse und Menge der Legierungselemente, für das Schaubild definiert. *Balmforth* und *Lippold* haben dieses alternative Verfahren zur Erstellung eines Konstitutionsschaubildes für eine Kombination aus ferritischen und martensitischen Stählen bereits erfolgreich angewendet. [48, 49]

3 Forschungsziel und Lösungsweg Research objective and approach

Kurzfassung

Um eine Gefüge- und Eigenschaftsvorhersage beim Schweißen von austenitischen Fe-Mn-Stählen in Mischverbindung mit ferritischen und martensitischen Stahlgüten zu ermöglichen, wurde ein methodischer Lösungsansatz entwickelt, der durch die Abarbeitung aufeinander aufbauender Arbeitspakete zur erfolgreichen Umsetzung der angestrebten Zielsetzung beitragen sollte. Die zu entwickelnden Konstitutionsschaubilder sollten ein einfaches Hilfsmittel für den direkten Einsatz in der industriellen Praxis darstellen, um eine zuverlässige Vorhersage des Gefüges im Mischschweißgut und eine sicherere und anforderungsgerechtere schweißtechnische Verarbeitung von austenitischen Fe-Mn-Stählen zu ermöglichen.

Abstract

A methodical approach was developed to enable a microstructure and property prediction when welding austenitic Fe-Mn steels in combination with ferritic and martensitic steel grades. By executing successive work packages, this methodical approach should contribute to the successful realization of the intended objectives. The constitution diagrams to be developed should be a simple means for the direct application in industrial practice to enable an accurate prediction of the microstructure in the dissimilar weld metal as well as a more reliable and adequate welding of austenitic Fe-Mn steels.

3.1 Forschungsziel Research objective

Das grundlegende Forschungsziel bestand in der Gefüge- und Eigenschaftsvorhersage beim Schweißen von austenitischen hochmanganhaltigen Stählen in Mischverbindung mit ferritischen und martensitischen Stahlgüten in Abhängigkeit unterschiedlicher Abkühlbedingungen. Die zu entwickelnden Konstitutionsschaubilder sollten es ermöglichen das im Mischschweißgut entstehende Gefüge mit ausreichender Genauigkeit zu beurteilen. Dafür sollten auf Basis der Untersuchungen geeignete Äquivalente abgeleitet werden, die die Wirkungen der einflussnehmenden Legierungselemente auf die Phasenausbildung hinreichend beschreiben. Durch die Forschungsergebnisse sollte somit eine fundierte Basis zur Vorhersage des Martensitanteils im Schweißgut und der daraus resultierenden Verbindungseigenschaften als auch zur Auswahl und Entwicklung angepasster Zusatzwerkstoffe für die Verarbeitung der hochmanganhaltigen Stähle geschaffen werden.

3.2 Angestrebte Forschungsergebnisse **Intended research results**

Zum Erreichen des Forschungszieles wurden nachfolgende wissenschaftlich-technische Ergebnisse angestrebt:

- Technologieoptimierung für die experimentelle Simulation von Mischschweißgut mit Hilfe einer Umschmelzmethodik unter Berücksichtigung schweißadäquater und reproduzierbarer Versuchsbedingungen
- Entwicklung eines Konstitutionsschaubildes für das Schweißen hochmanganhaltiger Stähle in Mischverbindung bzw. geeigneter Äquivalente (Austenit-/Martensit- o.ä.) unter Berücksichtigung verschiedener hochmanganhaltiger Legierungskonzepte und unterschiedlicher Abkühlbedingungen (Lichtbogen-, Laserstrahlschweißen)
- Darstellung der metallurgischen Vorgänge im Mischschweißgut in Abhängigkeit der Aufmischung, insbesondere die Martensitbildung und Maßnahmen zur Vermeidung von Härtegefüge
- Bewertung der Anwendbarkeit der mittels experimenteller Schweißgutsimulation entwickelten Konstitutionsschaubilder für die Vorhersage des Schweißgutgefüges realer MSG- und Laserstrahlschweißungen
- zuverlässige Vorhersage des in Abhängigkeit der verwendeten Fügepartner und Zusatzwerkstoffe sowie des sich einstellenden Aufmischungsgrades entstehenden Schweißgutgefüges
- Aussagen zum Einfluss der Gefügearten, insbesondere der Martensitanteile, im Mischschweißgut auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen

Das Forschungsvorhaben sollte wirtschaftlich nutzbare Ergebnisse für die sichere und anforderungsgerechte schweißtechnische Verarbeitung von austenitischen hochmanganhaltigen Stählen in Mischverbindungen mit derzeit eingesetzten ferritischen und martensitischen Stählen liefern.

Die zu entwickelnden Konstitutionsschaubilder sollten ein einfaches Hilfsmittel für den direkten Einsatz in der industriellen Praxis darstellen, um die gesicherte Vorhersage des Gefüges im Mischschweißgut und die daraus resultierenden Verbindungseigenschaften zu ermöglichen. Außerdem sollte es den Zusatzwerkstoffherstellern möglich sein auf direkter Basis der Projektergebnisse angepasste Schweißzusätze für das Schweißen der neuartigen Fe-Mn-Stähle zu entwickeln.

3.3 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungszieles **Approach for achieving the research objective**

Zum Erreichen des Forschungszieles sollten hochmanganhaltige Stähle verschiedener Legierungskonzepte sowie unterschiedliche industriell relevante ferritische und martensitische Karosseriestähle herangezogen werden. Darüber hinaus sollten neben dem handelsüblichen Cr-Ni-Schweißzusatz G 18 8 Mn (WN 1.4370) auch verschiedene hochmanganhaltige Metallpulver-Fülldrähte im Versuchsprogramm enthalten sein. Der methodische Ansatz ist im Bild 12 dargestellt.

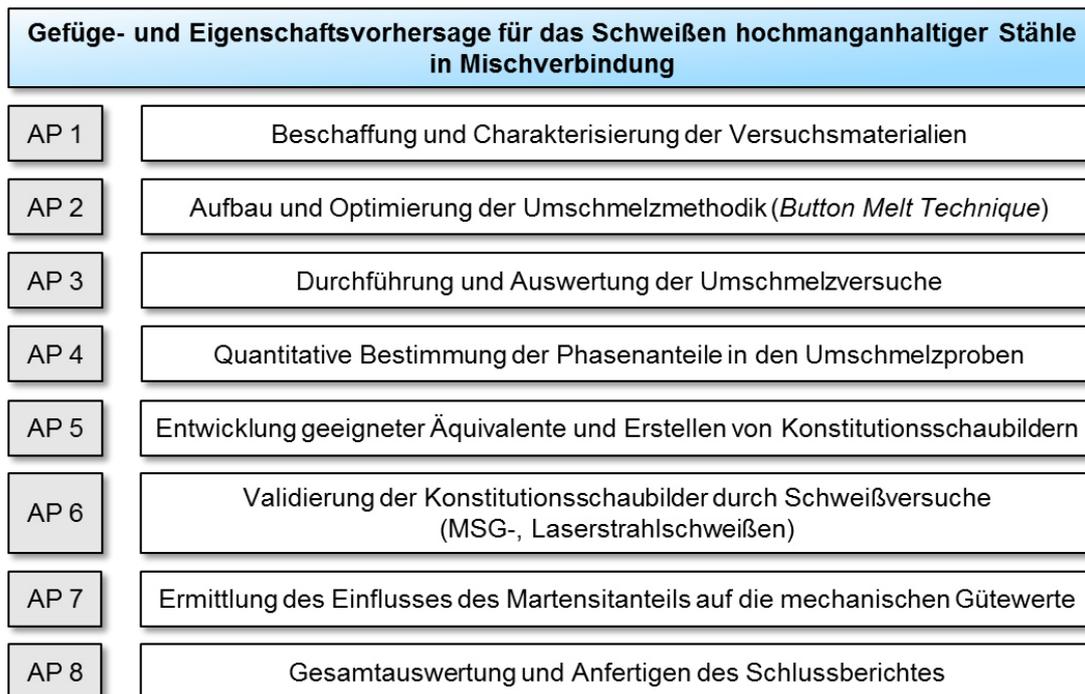


Bild 12: Methodischer Ansatz bzw. Lösungsweg zum Erreichen des Forschungszieles (schematisch)

Figure 12: Methodical approach to achieve the research objective

Folgende Arbeitspunkte waren laut Forschungsantrag zu realisieren:

- (1) *Beschaffung und Charakterisierung der Versuchsmaterialien* (insbesondere die genaue Analyse der einzelnen Legierungsgehalte)
- (2) *Aufbau und Optimierung der Umschmelzmethodik* zur experimentellen Simulation der Mischschweißgüter unter Berücksichtigung schweißadäquater und reproduzierbarer Versuchsbedingungen
- (3) *Durchführung und Auswertung der Umschmelzversuche* mit Variation von Werkstoffkombination, Mischungsverhältnis und Abkühlgeschwindigkeit
- (4) *Quantitative Bestimmung der Phasenanteile in den Umschmelzproben* unter Nutzung verschiedener Analysemethoden und Gegenüberstellung der Methoden zur Phasenanalyse
- (5) *Entwicklung geeigneter Äquivalente und Erstellung von Konstitutionsschaubildern* durch statistische Auswertemethoden, die einen Zusammenhang zwischen den Legierungselementen und der Gefügeausbildung ermöglichen (Regressionsanalyse, Neuronale Netze)
- (6) *Validierung der Konstitutionsschaubilder durch Schweißversuche* zur Überprüfung und Bewertung der Anwendbarkeit der entwickelten Schaubilder für die Vorhersage des Schweißgutgefüges in MSG- und Laserstrahlschweißungen
- (7) *Untersuchungen zum Einfluss des Martensitanteils im Mischschweißgut auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen* an ausgewählten, repräsentativen MSG- und Laserstrahlmischverbindungen unter statischer und dynamischer Belastung
- (8) *Anfertigen des Schlussberichtes*

4 Präzisierung des Arbeitsplanes Specification of the project plan

Kurzfassung

Im Versuchsumfang enthalten waren drei austenitische Fe-Mn-Stähle unterschiedlichen Legierungskonzeptes. Als Fügepartner dienten die industriell relevanten Karosseriestähle HC340LA und 22MnB5. Zunächst wurde eine Umschmelzmethodik zur experimentellen Schweißgutsimulation aufgebaut und optimiert. Mit dieser Methodik wurden Umschmelzproben verschiedener Werkstoffkombinationen in unterschiedlichen Aufmischungsgraden hergestellt und hinsichtlich der Gefügeeigenschaften charakterisiert. Dadurch wurde eine umfassende Datenbasis geschaffen, die als Grundlage zur statistischen Auswertung diente. Mithilfe verschiedener statistischer Auswertemethoden wurden mathematische Zusammenhänge zwischen chemischer Zusammensetzung und resultierenden Schweißguteigenschaften ermittelt. Mit den daraus abgeleiteten Äquivalentformeln wurden verschiedene Konstitutions-schaubilder aufgestellt und bewertet. Die Anwendbarkeit des finalen Konstitutionsschaubildes zur Vorhersage von MSG-Mischschweißgütern wurde anhand von MSG-CMT-Schweißungen geprüft. Abschließend wurden an ausgewählten MSG-Mischverbindungen die mechanisch-technologischen Eigenschaften bei statischer und dynamischer Belastung ermittelt.

Abstract

Three austenitic Fe-Mn steels of different alloying concepts were included in the scope of the experiments. The industrial relevant body steels HC340LA and 22MnB5 were used as joining partners. Initially, an arc melting method for experimental weld metal simulation was developed and optimized. This method was used to produce melting samples of different material combinations in different degrees of dilution, which were then characterized with regard to the microstructure properties. Thus a comprehensive dataset was generated that was used for statistical analysis. By means of various statistical evaluation methods, mathematical correlations between chemical composition and the resulting weld metal properties were determined. Using the derived equivalence formulae, different constitution diagrams were created and evaluated. The applicability of the final constitution diagram for the prediction of dissimilar GMAW weld metals was tested on the basis of GMAW-CMT welds. Finally, the mechanical properties under static and dynamic loads were determined on selected dissimilar GMAW joints.

Um eine methodisch zweckmäßige Vorgehensweise sicherzustellen, erfolgten die Untersuchungen im Rahmen des Forschungsvorhabens in enger Abstimmung mit den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses (PA). Alle im Arbeitsplan des Projektes festgelegten Arbeitspunkte wurden auf den sechs während der Projektlaufzeit

durchgeführten PA-Sitzungen hinsichtlich ihrer aktuellen Relevanz überprüft und in Einzelfällen den aus der Forschungstätigkeit gewonnenen neuen Erkenntnissen angepasst.

Die im Forschungsantrag geplanten Versuchswerkstoffe wurden gemeinsam mit den PA-Mitgliedern im Rahmen der ersten PA-Sitzung diskutiert und neu festgelegt. Die Werkstoffauswahl umfasst drei hochmanganhaltige Stähle unterschiedlichen Legierungskonzeptes, für die seitens der Industrie ein Interesse und Anwendungspotential besteht. Hierbei handelt es sich um die TWIP-Stähle X70MnAlSi15-2,5-2,5 (HSD®) der Fa. *Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH*, X40MnCrAl19-2,2-1,2 der Fa. *thyssenkrupp Hohenlimburg GmbH* und X30CrMn14-16 (H500, WN 1.4678) der Fa. *Otokumpu Nirosta GmbH*. Der Fe-Mn-Stahl von der Fa. *POSCO* wurde aufgrund der ähnlichen chemischen Zusammensetzung gestrichen. Bei den ferritischen bzw. martensitischen Karosseriestählen als Fügepartner für die Fe-Mn-Stähle wurden der HC340LA (WN 1.0548) und 22MnB5 (WN 1.5528) festgelegt. Die weiteren ursprünglich geplanten Stähle HCT690T und E355 wurden auch aufgrund ihrer ähnlichen Zusammensetzung aus dem Versuchsprogramm herausgenommen. Die ferritischen bzw. martensitischen Karosseriestähle wurden durch die Fa. *Volkswagen AG* zur Verfügung gestellt. Die Werkstoffe wurden in Blechdicken zwischen 1,6-3,0 mm geliefert. Im Hinblick auf die Umschmelzversuche im AP 2 + 3 lagen alle Stähle in unbeschichtetem Zustand vor. Nur der 22MnB5 stand sowohl unbeschichtet als auch mit AlSi-Überzug zur Verfügung. Zusätzlich zu den im Forschungsantrag eingeplanten hochmanganhaltigen Metallpulver-Fülldrahtelektroden Hardfil LIP20 der Fa. *CiF-GmbH* und Megafil A220M der Fa. *ITW Welding GmbH* wurden die Schweißzusatzwerkstoffe G 18 8 Mn (WN 1.4370) und G3Si1 (WN 1.5125) sowie ein in Entwicklung befindlicher hochmanganhaltiger Musterdraht der Fa. *Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH* mit ins Versuchsprogramm aufgenommen. Eine detaillierte Übersicht der Versuchswerkstoffe zeigen Tabelle 2 und Tabelle 3 im Abschnitt 5.1.

In Abstimmung der FE mit den PA-Mitgliedern wurden die im Arbeitsplan des Projektes festgelegten Arbeitspunkte wie nachfolgend beschrieben präzisiert und durchgeführt:

(1) *Beschaffung und Charakterisierung der Versuchsmaterialien*

Im ersten Arbeitspaket erfolgte die grundlegende werkstoffkundliche Charakterisierung der bereitgestellten Versuchsmaterialien (Bleche und Zusatzwerkstoffe) im Anlieferungszustand. Für die nachfolgenden Umschmelzversuche und deren Auswertung bzw. zur Ableitung funktionaler Zusammenhänge waren eine genaue Analyse der einzelnen Legierungselemente sowie die Messung der magnetisierbaren Phasenanteile an den Ausgangsmaterialien von wesentlicher Bedeutung. Die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Versuchsmaterialien erfolgte zum einen durch Funkenspektroskopie und zum anderen durch nasschemische Analysen durch die Werkstoffhersteller, da der Kalibrierbereich des an der FE befindlichen Spektrometers für die hochmanganhaltigen Stähle z. T. nicht ausreichend war. Die Sauerstoff- und Stickstoffgehalte wurden mittels Schmelzextraktion bestimmt. Zur Messung der magnetisierbaren Anteile wurde das *Feritscope MP-3C* verwendet. Weiterhin wurden die Werkstoffe im Hinblick auf das Mikrogefüge (Korngröße, Ausscheidungen, Seigerungen) mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskopie charakterisiert. Für alle Grundwerkstoffe wurden die Härtewerte ermittelt und für ausgewählte Grundwerkstoffe wurden

außerdem mechanisch-technologische Kennwerte im Zugversuch und Schlagzugversuch bei Raumtemperatur bestimmt.

(2) *Aufbau und Optimierung der Umschmelzmethodik*

In Anlehnung an die in [48, 50, 51] beschriebene Methodik (*Button Melt Technique*) erfolgte der Versuchsaufbau für die Umschmelzung von Proben mittels WIG-Lichtbogen unter Schutzgasatmosphäre (Argon 4.6). Wie die Voruntersuchungen für den Forschungsantrag zum Umschmelzen zeigten, war dafür die Anschaffung einer kommerziellen Lösung in Form eines Lichtbogenofens unabdingbar. Mit diesem Versuchsaufbau erfolgte eine Optimierung der Versuchsbedingungen mit dem Ziel einer homogenen Durchmischung der Fügepartner beim Umschmelzen, schweißadäquater Abkühlbedingungen und einer kalkulierbaren chemischen Zusammensetzung der Umschmelzproben. Dazu wurden Materialproben ausgewählter Werkstoffkombinationen, z. B. austenitischer Fe-Mn-Stahl mit ferritischem Stahl, in einem wassergekühlten Cu-Tiegel unter verschiedenen zu variierenden Bedingungen (Umschmelzdauer, Stromstärke, Probenmasse, Tiegelform, Mehrfachumschmelzung) umgeschmolzen. Unterschiedliche Mischungsverhältnisse, die gemäß Abschnitt 2.2.3 und 2.3.2 nachfolgend als Aufmischungen bezeichnet werden, wurden durch Variation der Probenabmessungen und eine genaue Probeneinwaage realisiert. Die homogene Durchmischung wurde durch metallographische Untersuchungen und Härtemessungen nachgewiesen. Zur Überprüfung der Kalkulierbarkeit der chemischen Zusammensetzung der Umschmelzproben wurde die aus den eingewogenen Werkstoffen berechnete Soll-Zusammensetzung mit der tatsächlichen Zusammensetzung nach dem Umschmelzvorgang gegenübergestellt. Ablagerungsprodukte, die durch Verdampfungsvorgänge beim Umschmelzen entstanden sind und danach auf dem Kupfertiegel zu finden waren, wurden mittels EDX-Analysen charakterisiert. Die Absicherung schweißadäquater Abkühlbedingungen erfolgte über die Aufnahme von Abkühlkurven sowohl mittels Thermoelementen als auch Pyrometer an den Umschmelzproben und dem Abgleich mit Abkühlverläufen im Schmelzbad realer MSG- und Laserschweißungen bzw. Werten aus der Literatur. Da die Durchmischungsbedingungen wie beim Laserstrahlschweißen (vgl. Bild 4) und auch die dabei vorliegenden Abkühlgeschwindigkeiten nicht mit der Umschmelzmethodik abgebildet werden konnten, wurde in Absprache mit dem PA beschlossen, die Optimierung der Umschmelzmethodik auf die experimentelle Schweißgutsimulation von MSG-Schweißgütern zu fokussieren. Zur Untersuchung des generellen Einflusses höherer Abkühlgeschwindigkeiten vergleichbar zu einer Laserschweißnaht auf das resultierende Schweißgutgefüge derartiger Mischverbindungen wurde ein spezieller Versuchsaufbau entwickelt.

(3) *Durchführung und Auswertung der Umschmelzversuche*

Mit der in AP 2 erarbeiteten und optimierten Umschmelzmethodik wurden Proben verschiedener Grundwerkstoffkombinationen (Fe-Mn-Stahl mit ferritischem bzw. martensitischem Stahl) sowie Grundwerkstoff-Schweißzusatzwerkstoffkombinationen in unterschiedlichen Aufmischungsgraden hergestellt und analytisch bewertet. Dazu wurden aus den Blechmaterialien Plättchen unterschiedlichen Durchmessers durch Laserschnitt bzw. Drahtabschnitte der Zusatzwerkstoffe herausgetrennt und in unterschiedlicher Einwaage jeweils zu einer Probe kombiniert. Mithilfe der in Abschnitt 2.2.3 und 2.3.2 beschriebenen Vorgehensweise wurde die Aufmischung der Fügepartner und die

chemische Zusammensetzung der Umschmelzproben (vgl. Gleichung 3) bestimmt. Aufgrund der im AP 2 festgestellten Problematik bzgl. der experimentellen Schweißgutsimulation von Laserstrahlschweißnähten, wurde in Absprache mit dem PA festgelegt, dass die im Forschungsantrag geplante umfassende Variation der Abkühlgeschwindigkeit aus dem Versuchsprogramm gestrichen wird. Stattdessen wurde der Fokus der Untersuchungen auf MSG-Schweißgüter gelegt. Der grundlegende Einfluss einer signifikant schnelleren Abkühlung vergleichbar zu einer Laserschweißnaht auf das resultierende Schweißgutgefüge wurde für zwei ausgewählte Werkstoffkombinationen in einem speziellen Versuchsaufbau untersucht.

(4) *Quantitative Bestimmung der Phasenanteile in den Umschmelzproben*

Die Bestimmung der Phasenanteile in den Umschmelzproben erfolgte zunächst anhand metallographischer Schlifffbilder mittels quantitativer Gefügeanalyse. Dafür wurden die Flächenanteile von Austenit und Martensit zunächst unter Einsatz von Bildanalysesoftware bestimmt. Dies setzte voraus, dass sich Gefügeanteile durch eine Ätzung in den Graustufen deutlich unterscheiden, um daraus ein Binärbild erzeugen zu können. Der Grenzwert bei der Bildumwandlung war jedoch sehr subjektiv und musste aufgrund der stark variierenden Ätzergebnisse bei jedem Bild neu festgelegt werden. Deshalb wurde gemeinsam mit dem PA festgelegt, die Phasenanteile stattdessen nur mittels manueller Punktausählung nach ISO 9024 [52] zu bestimmen. Zur Identifizierung der Gefügebestandteile in den metallographischen Schliffen wurde außerdem die Mikrohärteprüfung nach Vickers eingesetzt. Weiterhin wurden magnetinduktive Messungen durchgeführt, mit dem alle ferromagnetischen Phasen (Ferrit und α' -Martensit) erfasst und in Form einer FN ausgegeben werden. An ausgewählten Umschmelzproben wurden zusätzlich Feinstrukturanalyseverfahren (XRD- und EBSD-Analysen) zur Validierung der metallographischen Ergebnisse durchgeführt. Über die im Forschungsantrag geplanten Analysen hinaus wurden ESMA-Mappings zur Bestimmung der Elementverteilung in den Phasen angefertigt.

(5) *Entwicklung geeigneter Äquivalente und Erstellung von Konstitutionsschaubildern*

Auf Basis der im AP 4 geschaffenen Datenbasis bestehend aus chemischer Zusammensetzung der Umschmelzproben (= unabhängige Variable) und zugehörigen Schweißguteigenschaften (Gefügearten und -anteile, Härte, FN = abhängige Variablen) wurden theoretische Modelle entwickelt, die die unabhängigen und abhängigen Variablen in einen mathematischen Zusammenhang bringen, um somit eine Vorhersage der Gefügebildung in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung der Ausgangswerkstoffe zu ermöglichen. Aus den aufgestellten Gleichungen wurden zwei Äquivalente abgeleitet, die die jeweiligen Wirkungen einer Gruppe von Legierungselementen auf die Gefügebildung am besten beschreiben. Durch Auftragen der ermittelten Äquivalente auf die x- und y-Achse und Eintragen der Ergebnisse der Umschmelzversuche in die Schaubilder wurden die Grenzlinien zwischen den verschiedenen Gefügearten bestimmt. Für die Entwicklung der mathematischen Zusammenhänge wurden verschiedene Methoden herangezogen und gegenübergestellt. Das waren das Trial and Error-Prinzip, die multiple Regression, Neuronale Netze und die Diskriminanzanalyse. Die Bewertung und Prüfung der entwickelten Konstitutionsschaubilder erfolgte

bezüglich ihrer Vorhersagegenauigkeit anhand der darin eingeordneten Umschmelzproben sowie der metallurgischen Interpretierbarkeit und Plausibilität der Äquivalent-Formeln.

(6) *Validierung der Konstitutionsschaubilder durch Schweißversuche*

Die Anwendbarkeit des finalen Konstitutionsschaubildes zur Vorhersage von MSG-Mischschweißgütern wurde anhand von MSG-CMT-Schweißungen geprüft. Dazu wurden vorwiegend artfremde als auch z. T. artgleiche Schweißverbindungen an ausgewählten Werkstoffkombinationen mit unterschiedlichem Aufmischungsgrad im Überlappstoß hergestellt. Trotz der zu erwartenden schlechten Durchmischungsverhältnisse wurden stichprobenartig Laserstrahlmischverbindungen im Stumpfstoß (ohne Zusatzwerkstoff) angefertigt. Das sich ausbildende Schweißgutgefüge wurde hinsichtlich seiner Gefügebestandteile analog zu der in AP 4 beschriebenen Vorgehensweise untersucht und mit den Aussagen des entwickelten Konstitutionsschaubildes verglichen.

(7) *Untersuchungen zum Einfluss des Martensitanteils im Mischschweißgut auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen*

An ausgewählten MSG-Mischverbindungen des AP 6 wurden die mechanisch-technologischen Eigenschaften bei statischer und dynamischer Belastung ermittelt. Aufgrund des großen Proben- und Versuchsumfanges wurde in Absprache mit dem PA beschlossen, die im Forschungsantrag vorgesehenen Laserstrahlschweißungen sowie Biege- und Dauerschwingversuche aus dem Versuchsprogramm herauszunehmen. Stattdessen wurden zusätzlich MSG-Schweißungen im Stumpfstoß ins Versuchsprogramm aufgenommen. Die Prüfung der Schweißnähte erfolgte durch Sicht- und Röntgenprüfungen, Härte- und FN-Messungen, Metallographie sowie quasi-statische Scherzug- und dynamische Schlagzugversuche.

5 Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik Experimental procedures

Kurzfassung

Als Grundwerkstoffe standen drei Fe-Mn-Stähle unterschiedlichen Legierungskonzeptes sowie der HC340LA und 22MnB5 zur Verfügung. Mit Ausnahme des 22MnB5 lagen alle Materialien im unbeschichteten Zustand vor. Der 22MnB5 war neben der unbeschichteten Variante zusätzlich mit Al-Si-Überzug vorhanden. Die Blechdicken variierten zwischen 1,5-3,0 mm. Als Zusatzwerkstoffe standen zwei verschiedene hochmanganhaltige Metallpulverfülldrähte, eine hochmanganhaltige Versuchscharge sowie der handelsübliche G 18 8 Mn und G3Si1 zur Verfügung. Für die experimentelle Schweißgutsimulation kam ein kommerziell erhältlicher WIG-Lichtbogenofen zum Einsatz, der im Rahmen der Versuchsdurchführung optimiert wurde. Die realen Schweißungen wurden mit dem an der FE befindlichen MSG-Schweißstand und 3D-Laserbearbeitungszentrum durchgeführt. Zur Untersuchung und Bewertung der Versuchswerkstoffe, Umschmelzproben und Schweißnähte kamen eine Vielzahl von Methoden zum Einsatz, wie z. B. Lichtmikroskopie, Härte- und FN-Messungen, EDX- und XRD-Analysen sowie verschiedene mechanisch-technologische Prüfungen.

Abstract

Three different alloying concepts of Fe-Mn steels as well as the HC340LA and 22MnB5 were provided as base materials. Except for the 22MnB5, all materials were uncoated. In addition to the uncoated version, the 22MnB5 was also supplied with an Al-Si coating. The sheet thicknesses varied between 1.5-3.0 mm. Two different types of high manganese metal powder cored electrodes, a high manganese trial batch and the standard grades G 18 8 Mn and G3Si1 were used as filler materials. For the experimental weld metal simulation, a commercially available TIG arc melter was used that was optimized as part of the experimental procedure. The actual welds were carried out with the GMAW welding facility and 3D laser processing centre located at the research institute. A large number of methods such as light optical microscopy, hardness and FN measurements, EDX and XRD analyses as well as various mechanical tests were used to investigate and evaluate the test materials, melting samples and welds.

5.1 Versuchswerkstoffe Materials

5.1.1 Grundwerkstoffe Base materials

Als Versuchsmaterialien standen für das Vorhaben drei unbeschichtete Fe-Mn-Stähle mit unterschiedlichem Legierungskonzept zur Verfügung. Hierbei handelt es sich um industriell gefertigte Feinbleche, die durch die PA-Mitglieder zur Verfügung gestellt wurden. Die chemische Zusammensetzung sowie die Ausgangsblechdicken sind der Tabelle 2 zu entnehmen. Für die untersuchten Fe-Mn-Stähle wurden nasschemische Analysen durch die Werkstoffhersteller bereitgestellt.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen

Table 2: Chemical composition of the tested alloys

Werkstoff	Bezeichnung	s [mm]	Chemische Zusammensetzung [Gew.-%]								
			C	Mn	Al	Si	Cr	Ni	P	S	Fe und andere
Austenitische Fe-Mn-Stähle											
X40MnCrAl19-2,2-1,2 ^a	FeMn-I	2,0 + 3,0	0,37	19,1	1,21	0,54	2,10	0,30	0,020	< 0,001	Bal.
X70MnAlSi15-2,5-2,5 ^a	FeMn-II	1,7	0,65	15,3	2,30	2,23	0,08	0,10	0,008	0,0002	Bal.
X30CrMn14-16 ^a	FeMn-III	2,0	0,30	15,9	0,003	0,16	14,69	0,41	0,025	0,003	Bal.
Ferritische/martensitische Stähle											
HC340LA ^b	-	1,6 + 2,0	0,09	1,0	0,03	0,29	0,02	0,01	0,017	0,007	Bal.
22MnB5 ^b	-	1,5	0,23	1,2	0,04	0,24	0,11	0,01	0,017	0,005	Bal.

^a Nasschemische Analyse durch Werkstoffhersteller

^b Funkenspektroskopie am IWF

Alle Fe-Mn-Stähle zeichnen sich durch hohe Mn-Gehalte von 15 bis 19 Gew.-% aus. Der C-Gehalt variiert dabei zwischen 0,3 bis 0,64 Gew.-%. Ein besonderer Unterschied besteht im Cr-Gehalt. FeMn-III weist im Gegensatz zu den anderen beiden Fe-Mn-Stählen einen sehr hohen Cr-Gehalt von 14,7 Gew.-% auf. Weitere Unterschiede sind in den Al- und Si-Gehalten zu finden.

Als Versuchswerkstoffe für die Herstellung der Mischschweißgüter mithilfe der Umschmelzmethodik sowie der MSG- und Laserstrahlmischverbindungen kamen außerdem die in Tabelle 2 aufgeführten ferritischen bzw. martensitischen Stähle zum Einsatz. Der mikrolegierte Feinkornbaustahl HC340LA (WN 1.0548) lag in zwei verschiedenen Blechdicken in unbeschichteter Variante vor. Im Automobilbau wird dieser Stahl vorzugsweise für Schalen- und Strukturbauteile, wie z. B. Träger und Säulen an PKW-Karosserien, eingesetzt [53].

Der borlegierte Vergütungsstahl 22MnB5 (WN 1.5528) lag sowohl in unbeschichteter als auch beschichteter Variante vor. Die unbeschichtete Variante, welche für die Umschmelzversuche verwendet wurde, wurde im Ausgangszustand, d. h. mit ferritisch-perlitischem Gefüge (Bild 18), zur Verfügung gestellt. Die beschichtete Variante hingegen lag im pressgehärteten Zustand (PH), d. h. martensitisches Härtegefüge (Bild 18),

vor. Zum Schutz vor Oxidation und Entkohlungserscheinungen bei den hohen Temperaturen im Presshärteprozess war der beschichtete 22MnB5 mit einem Al-Si-Überzug (AS150) versehen. Der 22MnB5+AS150 PH wurde ausschließlich für die realen Schweißungen im AP 6 und 7 verwendet. Dieser Stahl wird insbesondere in hoch belasteten Karosseriebereichen, die sich durch eine hohe Struktursteifigkeit und geringe Deformationen bei Belastungen im Crash auszeichnen müssen, eingesetzt. Typische sicherheitsrelevante Karosseriebauteile sind A- und B-Säulen, Quer- oder Längsträger und Bauteile für den Seitenaufprallschutz [54].

5.1.2 Schweißzusatzwerkstoffe Filler metals

Zur Erzeugung der Umschmelzproben sowie der MSG-Mischschweißverbindungen wurden durch die PA-Mitglieder verschiedene Zusatzwerkstoffe zur Verfügung gestellt. Die Drahtdurchmesser und die chemischen Zusammensetzungen sind in Tabelle 3 zusammengefasst.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Schweißzusatzwerkstoffe

Table 3: Chemical composition of the used filler metals

Schweißzusatz	Bezeichnung	Ø [mm]	Chemische Zusammensetzung [Gew.-%]								
			C	Mn	Al	Si	Cr	Ni	P	S	Fe und andere
Hardfil LIP 20-Rev.1 ^a	FM-I	1,0	0,60	17,4	-	0,33	-	-	0,002	0,009	Bal.
Megafil A220M ^a	FM-II	1,2	0,64	14,5 ^b	0,02	0,74	4,0	0,21	0,002	<0,031	Bal.
G 18 8 Mn ^c	FM-III	1,0	0,08	7,0	-	0,8	19,0	9,0	0,002	0,009	Bal.
Musterdraht lt. 3 ^d	FM-IV	-	0,15	17,6	0,04	0,006	0,02	-	0,002	0,003	Bal.
G3Si1 ^e	FM-V	1,0	0,06- 0,14	1,30- 1,60	0,02	0,70- 1,00	0,15	0,15	0,025	0,025	Bal.

^a Schweißgutanalyse nach DIN EN 10204/2.2

^b Nach Richtwertanalyse laut Datenblatt, da kein konkreter Wert in Schweißgutanalyse angegeben

^c Nach Richtwertanalyse laut Datenblatt

^d Nasschemische Analyse durch Werkstoffhersteller

^e Nach DIN EN ISO 14341 [55], Einzelwerte sind Höchstwerte

Bei den Zusatzwerkstoffen FM-I und FM-II handelt es sich um hochlegierte Metallpulver-Fülldrahtelektroden, die sich geringfügig im Mn-Gehalt und etwas stärker im Cr-Gehalt unterscheiden. Der FM-II wurde ursprünglich zum Hartauftragen an z. B. Schneidkanten und Baggerschaufeln entwickelt. Der FM-I hingegen wurde direkt zum Schweißen der hochmanganhaltigen Stähle von der Fa. *CiF-GmbH* in Zusammenarbeit mit *ThyssenKrupp* entwickelt. Bei dem FM-III handelt es sich um die vielfach für Mischschweißverbindungen an CrNi-Stählen verwendete Massivdrahtelektrode G 18 8 Mn (WN 1.4370), die sehr hohe Gehalte an Cr, Ni und Mn bei gleichzeitig abgesenkten C-Gehalt aufweist. Als zusätzlicher Vertreter für hochmanganhaltige Schweißzusatzwerkstoffe wurde der in Entwicklung befindliche FM-IV zur Verfügung gestellt. Im Gegensatz zu FM-I und FM-II weist dieser einen abgesenkten C-Gehalt auf. Der FM-IV wurde allerdings nur für die Umschmelzversuche verwendet, da es sich hierbei um Vormaterial einer Versuchscharge handelte. Ein für unlegierte Stähle und Feinkornstähle geeigneter Zusatzwerkstoff ist durch den FM-V vertreten. Dieser wurde ausschließlich für die

realen Schweißungen im AP 6 und 7 verwendet, da seine chemische Zusammensetzung im Wesentlichen durch den HC340LA abgedeckt wird und deswegen für die Erzeugung der Umschmelzproben keinen Mehrwert gebracht hätte.

5.2 Prinzip des Lichtbogenumschmelzens Principle of arc melting

5.2.1 Umschmelztechnologie Arc melting technology

Für die experimentelle Schweißgutsimulation durch Umschmelzung mittels WIG-Lichtbogen kam der Lichtbogenofen MAM 1 der Fa. *Edmund Bühler GmbH* zum Einsatz, siehe Bild 13. Mit Hilfe des Lichtbogenofens können je nach Legierung Schmelzmengen bis ca. 20 g hergestellt werden. Die Apparatur ist mit einer Schutzgaskammer und einer Vakuumpumpe ausgestattet. Das erreichbare Endvakuum in der Umschmelzkammer beträgt 6×10^{-3} mbar absolut. Die wassergekühlte Wolframelektrode ist an einem Manipulator befestigt, mithilfe dessen die Lichtbogenlänge und die rotatorische Bewegung der Elektrode gesteuert werden kann. In der Grundplatte der Umschmelzkammer ist der wassergekühlte Kupfertiegel integriert, in welchem die Proben unter Ausschluss atmosphärischer Einflüsse umgeschmolzen werden. Der Schweißstrom kann stufenlos zwischen 5-180 A variiert werden. Der dafür notwendige Generator ist im Gehäuse integriert.



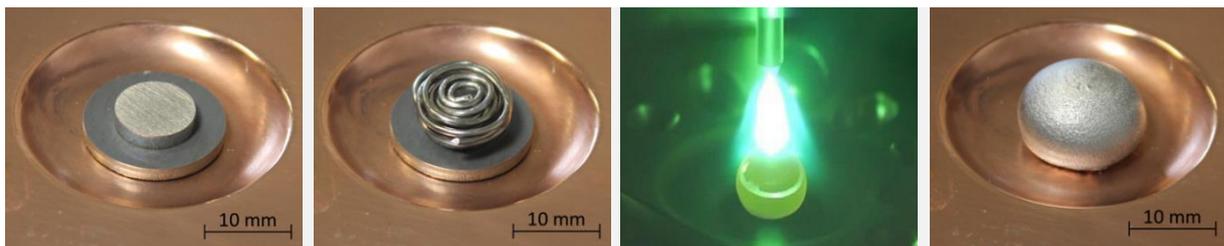
- 1) Schutzgaskammer
- 2) Manipulator inkl. Elektrodenhalterung
- 3) Umschmelztiegel
- 4) Steuerelemente für Schweißstrom
- 5) Steuerelemente für Vakuumpumpe und Schutzgaszufuhr
- 6) Sichtschutz
- 7) Manometer

Bild 13: Lichtbogenofen MAM 1 der Fa. *Edmund Bühler*

Figure 13: Arc melter MAM 1 by *Edmund Bühler*

Der grundlegende Ablauf zur Erzeugung einer Umschmelzprobe mithilfe des Lichtbogenofens ist in Bild 14 dargestellt. Zur Zusammenstellung einer Umschmelzprobe wur-

den aus den Blechmaterialien Plättchen unterschiedlichen Durchmessers durch Laserzuzchnitt bzw. Drahtabschnitte der Zusatzwerkstoffe herausgetrennt und in unterschiedlicher Einwaage jeweils zu einer Probe kombiniert. Unterschiedliche Mischungsverhältnisse, die gemäß Abschnitt 2.2.3 und 2.3.2 analog realer Schweißgüter nachfolgend als Aufmischungen bezeichnet werden, wurden durch Variation der Probenabmessungen und eine genaue Probeneinwaage realisiert. Im Gegensatz zu der in Abschnitt 2.2.3 beschriebenen Aufmischung (Gleichung 1), ist diese hierbei jedoch als Massenverhältnis der Fügepartner zu verstehen, siehe Bild 15.



mit verschiedenen Grundwerkstoffen bestückter Tiegel

mit Grund- und Zusatzwerkstoff bestückter Tiegel

WIG-Umschmelzung

Umschmelzprobe

Grundlegender Ablauf:

- 1) Auswahl der Werkstoffkombination und der Aufmischung
- 2) Zusammenstellung der entsprechenden Ausgangsproben
- 3) Entfernen von Oberflächenschichten (Walzhaut, Beschichtungen, etc.) und Reinigen der Proben und des Tiegels
- 4) Bestücken des Tiegels
- 5) Mehrmaliges Evakuieren und Spülen der Schutzgaskammer mit Argon 4.6
- 6) Umschmelzen mit WIG-Lichtbogen (ggf. mehrmalig)
- 7) Abkühlen der Umschmelzproben in der Schutzgaskammer
- 8) Untersuchung der Proben

Bild 14: Grundlegender Ablauf zur Herstellung einer Umschmelzprobe mithilfe des Lichtbogenofens

Figure 14: General procedure for preparing a melting sample using the arc melter

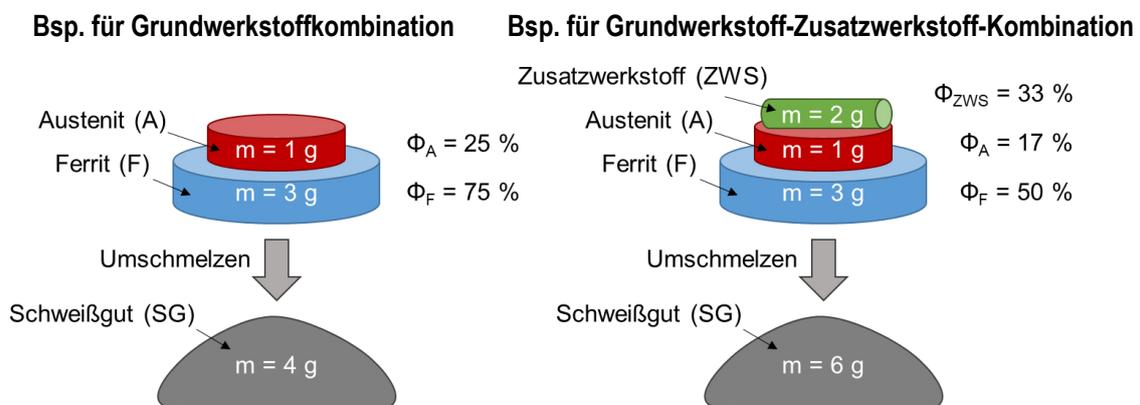


Bild 15: Beispielhafte Darstellung der Zusammenstellung von Werkstoffkombinationen zum Umschmelzen und der daraus berechneten Aufmischungen Φ

Figure 15: Exemplary illustration of the preparation of material combinations for arc melting and the resulting dilutions Φ

5.2.2 Messtechnik zum Lichtbogenumschmelzen Measurement technology for arc remelting

Zur Überprüfung der Abkühlgeschwindigkeit der Umschmelzproben kamen zum einen Thermolemente vom Typ S (Pt10Rh-Pt) und zum anderen ein Quotientenpyrometer (M322 der Fa. *Sensortherm GmbH*) zum Einsatz. Während die Thermolemente einen Messbereich von -50 bis 1768 °C [56] aufweisen, besitzt das Quotientenpyrometer nur einen Messbereich von 350 bis 1300 °C. Allerdings konnten mithilfe des Pyrometers die Abkühlverläufe berührungslos durch das Sichtschutzfenster der Umschmelzkammer aufgenommen werden, wohingegen bei den Thermolementen ein Eintauchen in das noch flüssige Schmelzbad nötig war. Mithilfe der Auswertesoftware wurden die $t_{8/5}$ -Zeiten während der Probenabkühlung als Maß für die Abkühlgeschwindigkeit bestimmt.

5.3 Geräte- und Messtechnik zum Schweißen Welding equipment and measurement technology

5.3.1 MSG-Schweißen GMAW welding

Für das MSG-Schweißen kam die volldigitalisierte und Mikroprozessor-gesteuerte MIG/MAG-Stromquelle TransPuls Synergic 2700 der Fa. *Fronius* zum Einsatz. Die MAG-Schweißungen im Rahmen des AP 6 und 7 wurden mit dem wärmereduzierten ColdMetalTransfer-Prozess, kurz CMT, realisiert. Dabei erfolgt die Tropfenablösung nach dem detektierten Kurzschluss durch eine mechanische Rückbewegung des Drahtes. Weiterhin wurde der Synergic-Betrieb genutzt. In diesem Modus wird der Schweißprozess anhand von vorprogrammierten Kennlinien für eine jeweilige Schweißzusatz- und Schutzgas-Paarung gesteuert. Für den genutzten CMT-Prozess kann der Bediener über die Bedieninstrumente an der SSQ die Parameter der Drahtvorschubgeschwindigkeit, Lichtbogenlängenkorrektur und Dynamikkorrektur einstellen. Das Bild 16 zeigt den an der FE für die Schweißversuche aufgebauten Versuchsstand mit dem mechanisierten Fahrwerk zur Brennerpositionierung. Die Bereitstellung des verwendeten Schutzgases (M21 = 18 % CO₂ + 82 % Ar) erfolgte über Schutzgasflaschen. Zur positionssicheren Fixierung der Überlapp- und Stumpfnahverbindungen kam eine entsprechende Spannvorrichtung nach Vorgaben der Prüf- und Dokumentationsrichtlinie SEP 1220-5 [57] zum Einsatz. Im Verlauf der Schweißversuche wurden die Messgrößen Schweißstrom, Schweißspannung, Drahtvorschubgeschwindigkeit und Schweißnahhtemperatur mithilfe des externen Sensormesssystems WeldQAS der Fa. *HKS Prozesstechnik GmbH* überwacht und aufgezeichnet. Die Erfassung der Größen Spannung und Strom erfolgten mit einer Frequenz von 25,6 kHz. Der Drahtvorschub wurde mit 50 Hz aufgezeichnet. Weiterhin wurde die Temperatur im Bereich des Schweißgutes mittels eines mit dem WeldQAS verbundenen Pyrometers (CTLM-2HCF4-C3) vom Hersteller *Micro-Epsilon* gemessen, um die charakteristischen $t_{8/5}$ -Zeiten als Maß für die Abkühlgeschwindigkeit zu bestimmen. Das berührungslos arbeitende Infrarot-Temperaturmesssystem, bestehend aus einem Sensor und einer Steuereinheit, hat einen Messbereich von 385 bis 1600°C. Nach den Herstellerempfehlungen wurden die Mes-

sungen mit einem Emissionsgrad von 0,9 durchgeführt. Der Messpunkt des Pyrometers wurde bei allen Schweißungen senkrecht auf die Mitte der Nahtlänge und mittig des zu erzeugenden Schweißgutes ausgerichtet.

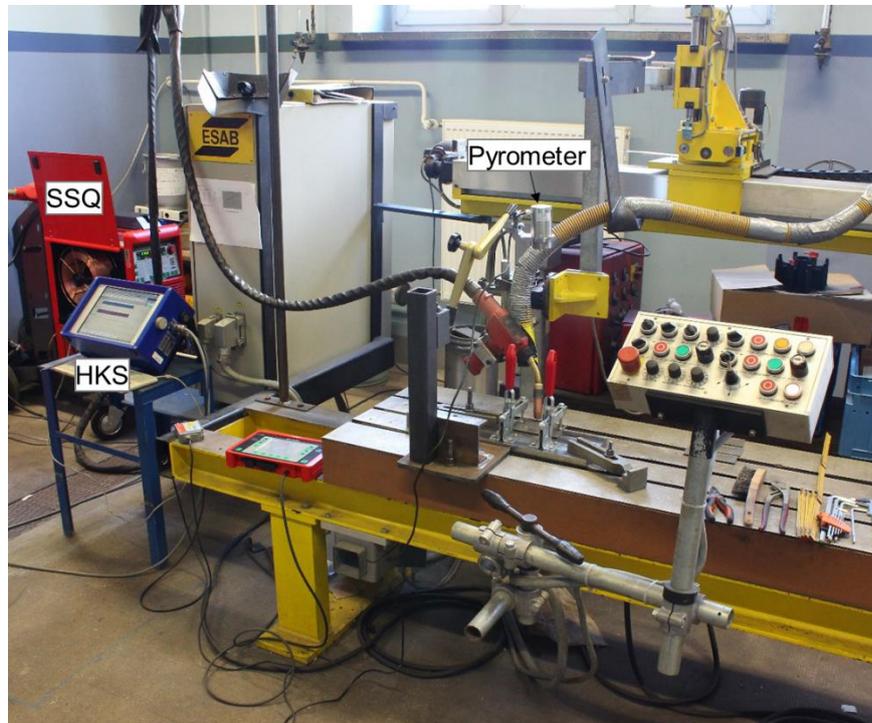


Bild 16: Versuchsstand für das MAG-Schweißen

Figure 16: Experimental setup for GMAW welding

5.3.2 Laserstrahlschweißen Laser beam welding

Die Laserstrahlschweißungen wurden mit einer Anlage bestehend aus dem Festkörperlaser TruDisk 3001 und dem 3D-Laserbearbeitungszentrum TruLaser Cell 7020 der Fa. *Trumpf GmbH* durchgeführt (Bild 17). Der TruDisk 3001 ist ein Yb:YAG-Scheibenlaser, der gepulst betrieben wird. Das Laserlicht wird über ein Lichtleitkabel von der Laserquelle zum Werkstück geführt. Der Laser weist eine maximale Leistung von 3 kW bei maximalen Vorschubgeschwindigkeiten von 100 m/min auf. Die Fokusslage kann zwischen -70 bis +30 mm und die Pulsfrequenz zwischen 0 bis 5010 Hz variiert werden. Eine Zusammenfassung der technischen Daten zeigt Tabelle 4. Als Schutzgas kam Argon und als Wurzelgas Helium zum Einsatz. Alle Schweißungen wurden im Stumpfstoß mit technischem Nullspalt durchgeführt.

Tabelle 4: Technische Daten des eingesetzten Lasersystems

Table 4: Technical data of the used laser system

Wellenlänge	max. Laserleistung	Strahlqualität	Durchmesser Lichtleitkabel	Brennweite Kollimation	max. Vorschubgeschwindigkeit
1030 nm	3000 W	4 mm*mrad	400 µm	200 mm	100 m/min



Bild 17: 3D-Laserbearbeitungszentrum und Versuchsaufbau zum Laserstrahlschweißen
 Figure 17: 3D laser processing centre and experimental setup for laser welding

5.4 Prüftechnik Test technology

Zur Charakterisierung der Versuchsmaterialien und Beurteilung der Umschmelzproben und Schweißnähte hinsichtlich Durchmischung, Gefügeausbildung, innerer und äußerer Unregelmäßigkeiten sowie der Bewertung der mechanisch-technologischen Eigenschaften sind eine Vielzahl von Prüftechniken zum Einsatz gekommen. Eine Übersicht zeigt Tabelle 5. Da der Großteil der verwendeten Prüfungen und Methoden standardisiert ist, sei auf die entsprechenden Normen verwiesen. Die nicht standardisierten und weniger gebräuchlichen Untersuchungsmethoden werden an der entsprechenden Stelle im Ergebnisteil kurz erläutert.

Tabelle 5: Übersicht der eingesetzten Prüftechnik zur Charakterisierung der Versuchsmaterialien, Umschmelzproben und Schweißverbindungen

Table 5: Summary of the testing technology used to characterize the test materials, melting samples and welded joints

Prüfung	Prüfziel / Prüfgrößen	Prüfmittel / Gerätetechnik
Sichtprüfung (SEP 1220-5:2012 [57])	Nachweis äußerer Unregelmäßigkeiten	Lupe
Durchstrahlungsprüfung (RT) (DIN EN ISO 17636:2013 [58])	Nachweis innerer Unregelmäßigkeiten	Röntgenanlage: Eresco 42 MF4 (Fa. Prüftechnik Linke & Rühle GmbH)
Lichtmikroskopie / Metallographie (DIN EN ISO 17639:2013 [59], DIN CEN ISO/TR 16060: 2014 [60], DIN EN ISO 6520-1:2007 [61], SEP 1220-5:2012 [57])	qualitative Gefügeanalyse, Schweißnahtkenngrößen, Ermittlung der Aufmischungsgrade, Nachweis von Unregelmäßigkeiten (Risse, Bindefehler, etc.)	Inverses Auflichtmikroskop Leica MeF4A (Fa. Leica)
Punktauszählung (ISO 9024 [52])	quantitative Gefügeanalyse	Lichtmikroskopische Aufnahmen und AxioVision (Fa. Carl Zeiss Microscopy GmbH)
Schmelzextraktion	Bestimmung des Stickstoff- und Sauerstoffgehaltes	Gallileo G8 (Fa. Bruker)

Optische Emissionsspektrometrie (Funkenspektroskopie) (DIN EN 10351:2011 [62])	Bestimmung der chemischen Zusammensetzung	Spectrolab LAVWA 18A (Fa. SPECTRO Analytical Instruments)
Nasschemische Analyse	Bestimmung der chemischen Zusammensetzung	k. A.
FN-Messung (DIN EN ISO 8249:2000 [63])	Bestimmung magnetisierbarer Phasenanteile (Ferrit, α' -Martensit)	Feritscope® MP3C (Fa. Fischer)
Härteprüfung nach Vickers (DIN EN ISO 6507-1:2006 [64], DIN EN ISO 9015:2011[65, 66], SEP 1220-5:2012[57])	Gefügeidentifizierung, Härteverläufe und -Mapping (Homogenität im Schweißgut)	Mikrohärtemessgerät Micro-Duromat 4000E (Fa. Reichert), Makrohärtemessgerät Dia Testor 2Rc (Fa. Roell Amsler), Automatischer Härteprüfer Q60A+ (Fa. Qness)
Rasterelektronenmikroskopie (REM)	qualitative Gefügeanalyse	XL 30 ESEM FEG (Fa. Philips)
EDX-Analyse (Energiedispersive Röntgenanalyse)	Analyse von chemischer Zusammensetzung, Seigerungen und Ausscheidungen	EDAX XL Series
EBSD-Messungen (Elektronenrückstreuung)	qualitative und quantitative Gefügeanalyse	EDAX XL Series
XRD-Messungen (Röntgendiffraktometrie)	qualitative und quantitative Gefügeanalyse	D5000 X-Ray Diffractometer (Fa. Siemens)
Zugversuch (DIN EN ISO 6892-1:2009 [67], DIN 50125:2016 [68])	Zugfestigkeit R_m , Bruchdehnung A , Streckgrenze R_e bzw. 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$	Materialprüfmaschine Z250 (Fa. Zwick)
Scherzugversuch (DIN EN ISO 14273:2014 [69], SEP 1220-5:2012 [57])	Maximalkraft bei Bruch F_{max} , Verlängerung s_{max} bei F_{max} , Bruchlage	Materialprüfmaschine Z250 (Fa. Zwick)
Schlagzugversuch (in Anlehnung an DIN EN ISO 8256:2005 [70])	Schlagzugarbeit W_{SZ} , Schlagzugzähigkeit a_{SZ} , Bruchlage	Pendelschlagwerk RKP 300 (Fa. Roell Amsler)

Zur Sichtbarmachung der Gefügestrukturen und der Nahtkonturen im Rahmen der metallographischen Untersuchungen wurde in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung der Fügepartner eine Vielzahl verschiedener Ätzmittel verwendet. Eine Übersicht der Ätzmittel zeigt Tabelle 6.

Tabelle 6: Übersicht der verwendeten Ätzmittel nach [60, 71]

Table 6: List of used etchants according to [60, 71]

Ätzmittel	Zusammensetzung	Ätzprinzip / Zweck
Nital	1-10 ml HNO_3 , 100 ml C_2H_5OH	Makro- und Mikroskopische Ätzung, Selektive Phasenätzung, Sichtbarmachung von Ferrit und Martensit sowie Seigerungen, hauptsächlich für un- und niedrigleg. Stähle
Klemm I	2 g $K_2S_2O_5$, 100 ml Stammlösung (1000 g $Na_2S_2O_3$ in 300 ml H_2O)	Farbniederschlagsätzung, Unterscheidung von Martensit, Ferrit und Restaustenit, Sichtbarmachung von Seigerungen, hauptsächlich für un- und niedrigleg. sowie hochmanganhaltige Stähle
LePera	50 ml $Na_2S_2O_5$ 1 %ig in wässriger Lösung, 50 ml $C_6H_3N_3O_7$ 4 %ig in C_2H_5OH	Farbniederschlagsätzung, Unterscheidung von Martensit, Ferrit und Restaustenit, hauptsächlich für hochfeste Mehrphasenstähle
Natronlauge-Lösung	40 g NaOH, 100 ml H_2O	Makroskopische Ätzung, für allgemeine Zwecke

Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik
 Experimental procedures

Beraha I	1 g $K_2S_2O_5$, 100 ml Stammlösung (1000 ml H_2O , 200 ml HCl 32 %ig, 24 g $(NH_4)HF_2$)	Farbniederschlagsätzung, Unterscheidung von Martensit und Restaustenit, hauptsächlich für un- und niedrigleg. Stähle sowie Manganhart-Stähle
Beraha II	1 g $K_2S_2O_5$, 100 ml Stammlösung (800 ml H_2O , 400 ml HCl 32 %ig, 48 g $(NH_4)HF_2$)	Farbniederschlagsätzung, Unterscheidung von Martensit und Restaustenit, hauptsächlich für hochleg. Stähle (Chrom-Stähle)
Lucas Reagent	50 ml $C_3H_6O_3$, 150 ml HCl, 3 g $C_2H_2O_4$	Elektrolytische Ätzung, hauptsächlich für hochleg. austenitische Stähle

6 Forschungsergebnisse Research results

Kurzfassung

Es wurde eine Methodik zur experimentellen Simulation von Mischschweißgütern konzipiert, mit der eine Vielzahl von Schweißgütern unterschiedlicher Legierungszusammensetzung hergestellt wurde. Auf Basis der Gefügeauswertung der Schweißgüter wurden mathematische Zusammenhänge ermittelt, die den Einfluss der Legierungselemente auf die Gefügeausbildung beschreiben. Dadurch konnte ein neues Konstitutionsschaubild zum Schweißen austenitischer Fe-Mn-Stähle in Mischverbindung entwickelt werden. Die Validierung mit MSG-Schweißungen ergab eine hohe Vorhersagegenauigkeit des Konstitutionsschaubildes für MSG-Mischschweißgüter. Weiterhin konnte anhand von statischen und dynamischen Prüfungen der Mischverbindungen gezeigt werden, dass sich ein Schweißgutgefüge aus $A+M(\alpha')$ äußerst negativ auf die Verbindungsfestigkeiten auswirkt und daher als sehr kritisch einzustufen ist.

Abstract

A technique for the experimental simulation of dissimilar weld metals was developed, which was used to produce a large number of weld metals with different compositions. Based on microstructure analysis of the weld metals, mathematical correlations were determined which describe the influence of the alloying elements on the microstructure formation. As a result, a new constitution diagram for dissimilar metal welding of austenitic Fe-Mn steels was developed. The validation with GMAW welds showed a high prediction accuracy of the constitution diagram for dissimilar GMAW weld metals. Furthermore, static and dynamic tests of the dissimilar joints have shown that a weld metal microstructure consisting of $A+M(\alpha')$ has an extremely negative effect on the joint strength and therefore has to be classified as very critical.

6.1 Charakterisierung der Versuchsmaterialien Characterization of test materials

Alle für das Projekt zur Verfügung gestellten Versuchsmaterialien wurden im Rahmen des Arbeitspunkt 1 grundlegend werkstoffkundlich charakterisiert und werden nachfolgend erläutert. Die chemische Zusammensetzung aller Versuchsmaterialien ist in Tabelle 2 und Tabelle 3 in Abschnitt 5.1 aufgeführt.

Die Mikrogefüge der verwendeten Grundwerkstoffe sind in Bild 18 dargestellt. Der FeMn-II weist eine feinkörnige Gefügestruktur (Korngrößenkennzahl G 12 (DIN EN ISO 643 [72]) – ca. 5 μm) auf. Der FeMn-I und FeMn-III besitzen ein vergleichsweise gröberes Gefüge, wobei der FeMn-III mit einer Korngrößenkennzahl von G 8 (ca. 19 μm) das größte Korn unter den untersuchten Fe-Mn-Stählen aufweist. Der FeMn-I liegt mit einer Korngrößenkennzahl von G 10 (ca. 9 μm) zwischen den anderen beiden Fe-Mn-Stählen.

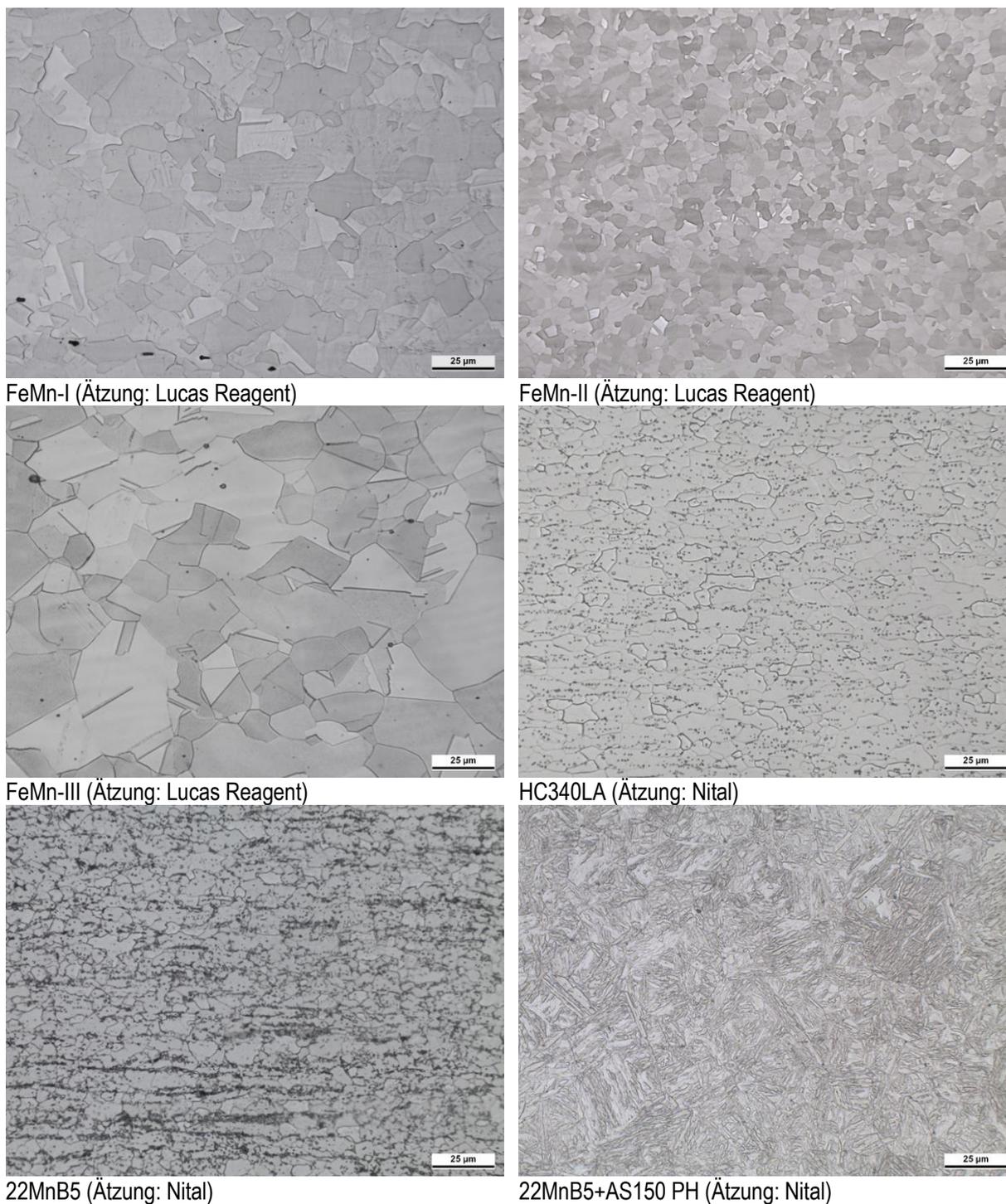


Bild 18: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrogefüge der verwendeten Grundwerkstoffe

Figure 18: Light optical micrographs of the microstructure of the used base materials

Bei den metallographischen Untersuchungen der Fe-Mn-Stähle wurden verschiedenartige Ausscheidungen nachgewiesen. EDX-Analysen am REM haben ergeben, dass es sich dabei vermutlich um Calcium-, Magnesium- und Aluminiumoxide sowie um Titan- und Aluminiumnitride handelt. In Übereinstimmung mit der Literatur [73] ist bei den hochmanganhaltigen Stählen herstellungsbedingt mit verschiedenen Ausscheidungen und nichtmetallischen Einschlüssen zu rechnen. Bei der Herstellung des Stahles kann

es nicht gänzlich vermieden werden, dass eine Reihe von Verunreinigungen in die Schmelze gelangen.

Der mikrolegierte, ferritische Feinkornbaustahl HC340LA besitzt eine feinkörnige Gefügestruktur (Korngrößenkennzahl G 11 – ca. 8 µm) sowie fein verteilte Nitrid- und Carbonitridausscheidungen, siehe Bild 18. Dies wird durch die gezielte Zugabe von Mikrolegierungselementen (Al, Nb, Ti und V) erreicht [74]. Aus der chemischen Zusammensetzung ergibt sich ein Kohlenstoffäquivalent (CEV) von 0,25, sodass der Stahl als gut schweißgeeignet einzustufen ist. Der CEV ergibt sich nach Gleichung (4) aus [75]:

$$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (4)$$

Der 22MnB5 gehört in Anlehnung an die DIN EN 10083-3 [76] zu den borlegierten Vergütungsstählen. Im Ausgangszustand weist der 22MnB5 eine ferritisch-perlitische Gefügestruktur auf, siehe Bild 18. Durch Presshärten (PH), eine Kombination aus Austenitisieren und schnellem Abkühlen in einem Umformwerkzeug, erhält der Werkstoff ein hartes martensitisches Gefüge, siehe Bild 18. Erreicht wird dies durch die abgestimmte chemische Zusammensetzung des Stahls [77], siehe Tabelle 2. Durch den erhöhten Gehalt an Kohlenstoff von 0,23 Gew.-% und einem CEV von 0,46 liegt der Stahl nahe an der Grenze zwischen guter und bedingter Schweißbeignung. Liegt der Stahl im Ausgangszustand vor, kann es beim Schweißen zu Aufhärtungen in der WEZ kommen. Im pressgehärteten Zustand ist nach [77] jedoch mit Materialerweichungen in der WEZ zu rechnen.

Die verwendeten Fülldrahtelektroden wurden hinsichtlich ihres Aufbaus im Drahtquerschnitt charakterisiert, siehe Bild 19. Der FM-I ist ein längsnahtgeschweißter Metallpulver-Fülldraht mit einem Durchmesser von 1,0 mm. Die Manteldicke des FM-I beträgt ca. 0,25 mm. Bei dem FM-II handelt es sich um einen nahtlosen Metallpulver-Fülldraht mit einem Durchmesser von 1,2 mm, dessen Manteldicke ca. 0,3 mm beträgt. Zum bildhaften Vergleich ist weiterhin die Massivdrahtelektrode FM-III im Querschnitt dargestellt.

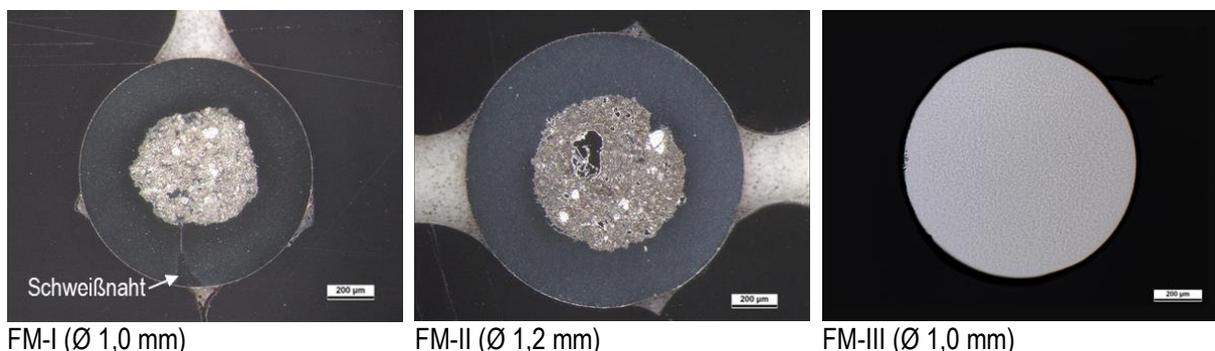


Bild 19: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Schweißzusatzwerkstoffe im Querschliff

Figure 19: Light optical micrographs of the filler metals in cross section

Bild 20 zeigt die mittels Schmelzextraktion ermittelten Sauerstoff- und Stickstoffgehalte der Versuchsmaterialien. Die Sauerstoffgehalte der Grundwerkstoffe sind sowohl bei

den Fe-Mn-Stählen als auch bei den niedriglegierten Grundwerkstoffen vergleichsweise gering. Die Metallpulver-Fülldrähte (FM-I und FM-II) weisen dagegen sehr hohe Sauerstoffgehalte auf, was auf die Art und Dichte der Füllung zurückzuführen ist. Die Stickstoffgehalte sind mit Ausnahme von FeMn-III und FM-III auch auf einem vergleichsweise niedrigen Niveau. Der Grundwerkstoff FeMn-III besitzt mit ca. 3100 ppm den höchsten Stickstoffgehalt unter den Versuchswerkstoffen. Das Legierungskonzept dieses Stahls beinhaltet bewusst einen erhöhten Gehalt an Stickstoff, um das Eigenschaftsprofil gezielt zu beeinflussen. Der Zusatzwerkstoff FM-III weist mit ca. 380 ppm ebenfalls einen leicht erhöhten Stickstoffgehalt auf. Im Wesentlichen ist der FM-III den austenitischen Fe-Cr-Ni-Legierungen zuzuordnen, bei denen Stickstoff im Gegensatz zu bspw. unlegierten Stählen eine positive Auswirkung auf die Eigenschaften aufweist. So erhöht es zum einen die Austenitstabilität, wodurch teure Austenitbildner wie Nickel in ihrem Gehalt abgesenkt werden können, und zum anderem die Beständigkeit gegen Loch- und Spaltkorrosion sowie die Festigkeitseigenschaften [42].

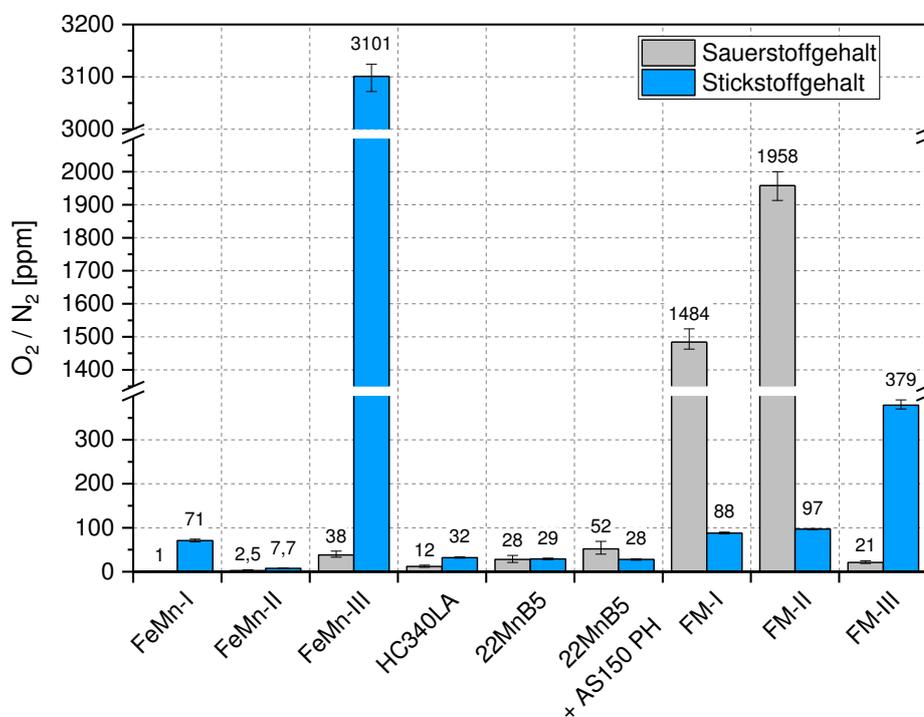


Bild 20: Gegenüberstellung der mittels Schmelzextraktion bestimmten Sauerstoff- und Stickstoffgehalte der Versuchsmaterialien

Figure 20: Comparison of the oxygen and nitrogen contents of the test materials determined by melt extraction

Die Ergebnisse der Härte- und FN-Messungen an den Grundwerkstoffen sind in Bild 21 dargestellt. Wie die magnetinduktiven Messungen mit dem Feritscope zeigen, weisen die austenitischen Fe-Mn-Stähle keine Magnetisierbarkeit auf. Es sind also keine ferromagnetischen Phasen, wie α - bzw. δ -Ferrit oder α' -Martensit, feststellbar. Unter den ferritischen Grundwerkstoffen weist der HC340LA den höchsten Ferromagnetismus auf, was darauf zurückgeführt werden kann, dass der HC340LA den höchsten Fe-Gehalt aufweist. Nach [78] ist die magnetische Reaktion des Ferrits in Fe-Legierungen stark von der chemischen Zusammensetzung des Ferrit abhängig. So steigt bei voll-

ständig ferritischen Werkstoffen die magnetische Reaktion (FN) des Ferrits mit zunehmendem Fe-Gehalt an. Der pressgehärtete 22MnB5 zeigt aufgrund der martensitischen Gefügestruktur einen geringeren Ferromagnetismus als der im Ausgangszustand befindliche 22MnB5. Die Ergebnisse der Härtemessungen (HV10) an den Grundwerkstoffen haben ergeben, dass die Fe-Mn-Stähle mit 225-280 HV10 härter als die ferritischen Fügepartner mit 156-164 HV10 sind. Der pressgehärtete martensitische 22MnB5 weist erwartungsgemäß die größte Grundwerkstoffhärte mit 510 HV10 auf.

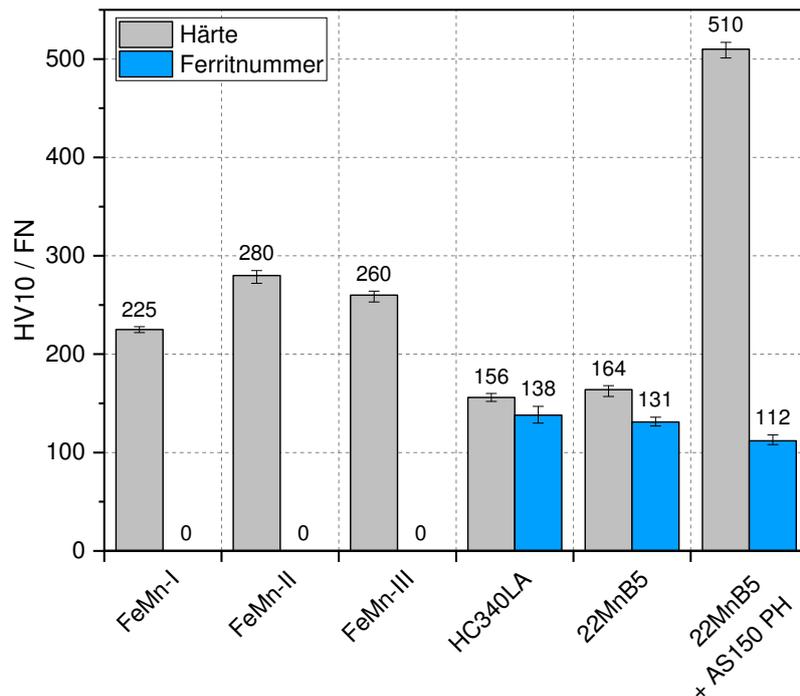


Bild 21: Härte und Ferritnummer der verwendeten Grundwerkstoffe

Figure 21: Hardness and ferrite number of the base materials

Zur Erfassung der mechanisch-technologischen Kennwerte der Grundwerkstoffe diente der Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1:2009 [67]. Von allen Grundwerkstoffen wurden mindestens 3 Zugproben der Probenform 1 nach DIN EN ISO 6892-1:2009 parallel zur Walzrichtung herausgetrennt. Der 22MnB5 wurde nur im pressgehärteten Zustand (PH) geprüft, da nur dieser für die späteren schweißtechnischen Untersuchungen (AP 6 und 7) relevant war. Die beim Zugversuch ermittelten mechanischen Kennwerte der Versuchswerkstoffe sind in Bild 22 dargestellt. Die höchste Zugfestigkeit mit bis zu über 1500 MPa wurde durch den pressgehärteten 22MnB5 erreicht. Das höchstfeste martensitische Werkstoffgefüge ließ zugleich aber nur geringe Dehnungen von maximal 6 % bis zum Bruch zu. Die geringste Zugfestigkeit wies der ferritische HC340LA mit ca. 495 MPa bei 29 % Bruchdehnung auf. Hohe Zugfestigkeiten bis ca. 1000 MPa bei gleichzeitig sehr guten Dehnungswerten von $A_{50} \approx 55\%$ konnten durch die austenitischen Fe-Mn-Stähle erreicht werden. Die Kombination aus hoher Festigkeit und Plastizität, welche sich in der großen Längenänderung zeigt, ist auf die mechanisch induzierte Zwillingsbildung (TWIP-Effekt) zurückzuführen. Infolge der Zugbeanspruchung bilden sich im Bereich lokaler starker Verformung sog. Verformungszwil-

linge. Diese führen dort zu einem Aufstauen und der Blockade nachfolgender Versetzungsbewegungen, sodass weitere Verformungen in angrenzende unverfestigte oder wenig verfestigte Bereiche verlagert werden [7].

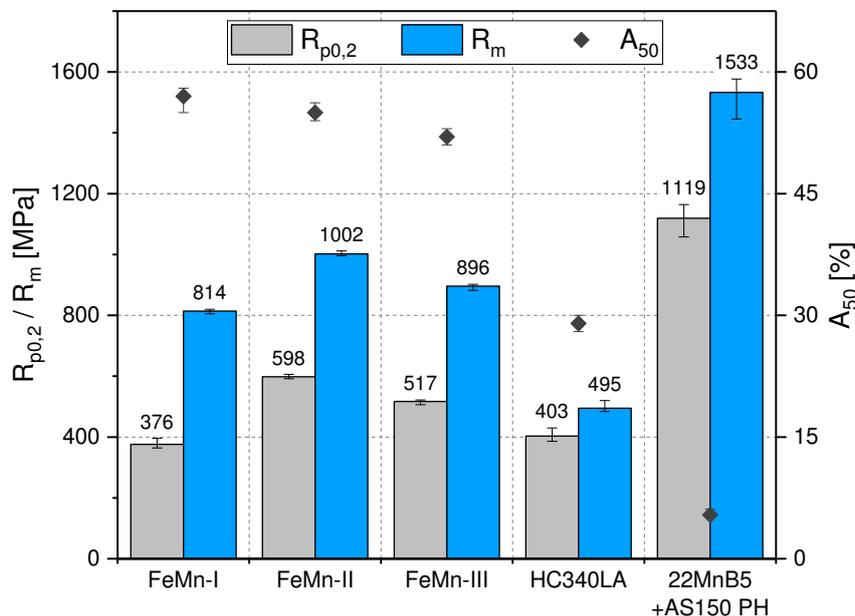


Bild 22: Mechanisch-technologische Eigenschaften der verwendeten Grundwerkstoffe

Figure 22: Mechanical properties of the base materials

6.2 Aufbau und Optimierung der Umschmelzmethodik Development and optimization of the arc melting technique

6.2.1 Versuchsdurchführung Experimental procedure

Im Rahmen des Arbeitspunkt 2 erfolgte der Versuchsaufbau für die Umschmelzung von Proben mittels WIG-Lichtbogen unter Schutzgasatmosphäre (Argon) in Anlehnung an die in [48, 50, 51] beschriebene Methodik (*Button Melt Technique*). Wie die Voruntersuchungen zum Umschmelzen ergeben haben, war dafür die Anschaffung einer kommerziellen Lösung in Form eines Lichtbogenschmelzofens erforderlich. Die verwendete Gerätetechnik ist in Abschnitt 5.2.1 beschrieben. Mit diesem Versuchsaufbau erfolgte eine Optimierung der Versuchsbedingungen beim Umschmelzen der Proben zum Erreichen einer homogenen Durchmischung, einer kalkulierbaren chemischen Zusammensetzung und schweißadäquater Abkühlbedingungen.

Dazu wurden Materialproben ausgewählter Grundwerkstoffe und deren Kombinationen in unterschiedlichen Aufmischungen (siehe Tabelle 7) in dem wassergekühlten Kupfertiegel unter verschiedenen Umschmelzparametern und Versuchsbedingungen (siehe Tabelle 8) umgeschmolzen.

Tabelle 7: Verwendete Werkstoffe und -kombinationen zur Optimierung der Umschmelzmethodik

Table 7: Materials and combinations used to optimize the arc melting technique

Werkstoff / -kombination	Aufmischung [%]	
	Φ_{Austenit}	Φ_{Ferrit}
FeMn-I	100	0
FeMn-II	100	0
FeMn-III	100	0
HC340LA	0	100
FeMn-I + HC340LA	75	25
FeMn-I + HC340LA	50	50
FeMn-I + HC340LA	25	75
FeMn-II + HC340LA	75	25
FeMn-II + HC340LA	50	50
FeMn-II + HC340LA	25	75
FeMn-III + HC340LA	66	34
FeMn-III + HC340LA	36	64

Tabelle 8: Übersicht der variierten und konstanten Versuchsbedingungen und Parameter

Table 8: Overview of the varied and constant test conditions and parameters

Varierte Parameter		Feste Parameter	
Parameter	Spanne / Stufen	Parameter	Wert
Umschmelzdauer	16-152 s	Umschmelzanzahl	2 mal (beidseitig)
Umschmelzstrom	100-160 A	Kammerdruck	1 bar abs.
Lichtbogenlänge	5-15 mm	Schutzgas	Ar 4.6
Probenmasse	4,6-16,4 g	Kühlwassertemperatur	ca. 10 °C
Tiegelform (Verhältnis von Kontaktfläche:Probenoberfläche)	1:6 und 1:2		

Zur Überprüfung der Kalkulierbarkeit der chemischen Zusammensetzung der Umschmelzproben wurde die aus den eingewogenen Werkstoffen berechnete Soll-Zusammensetzung (vgl. Gleichung 3 in Abschnitt 2.3.2) mit der tatsächlichen Zusammensetzung nach dem Umschmelzvorgang, die mittels nasschemischer Analysen bestimmt wurde, gegenübergestellt. Ablagerungsprodukte, die durch Verdampfungsvorgänge beim Umschmelzen entstanden sind und danach auf dem Kupfertiegel zu finden waren, wurden mittels EDX-Analysen charakterisiert. Die Absicherung schweißadäquater Abkühlbedingungen erfolgte über die Aufnahme von Abkühlkurven sowohl mittels Thermoelementen als auch Pyrometer an den Umschmelzproben und dem Abgleich mit Abkühlverläufen im Schmelzbad realer MSG- und Laserschweißungen. Die Untersuchung der Homogenität der Durchmischung der Fügepartner erfolgte durch metallographische Untersuchungen und Vickers-Härtemessungen (HV1 und HV10).

6.2.2 Kalkulierbarkeit der chemischen Zusammensetzung Calculability of the chemical composition

Die Untersuchungen zeigen, dass es beim Umschmelzen der Versuchswerkstoffe zu einer Verdampfung kommt. Ersichtlich wird dies an den starken Ablagerungen von Metallstaub auf dem Kupfertiegel rund um die Umschmelzprobe, siehe Bild 23 (links). Dieses Phänomen trat vor allem beim Umschmelzen der Grundwerkstoffe aus Fe-Mn-Stahl bzw. bei Proben mit hoher Aufmischung an Fe-Mn-Stahl auf. Mit zunehmender Aufmischung an HC340LA nimmt die Menge an Metallstaub stetig ab bis bei 100 % Aufmischung an HC340LA kaum noch Metallstaub und eine damit verbundene Verdampfung wahrnehmbar ist. Da sich der HC340LA und die Fe-Mn-Stähle hauptsächlich im Mn-Gehalt unterscheiden, ist davon auszugehen, dass es sich bei dem Metallstaub um Mangan handelt. Der Nachweis erfolgte mittels EDX-Analysen. Die Ergebnisse zeigen, dass es ausschließlich bei Mangan einen starken Peak gibt, siehe Bild 23 (rechts). Demzufolge kommt es beim Umschmelzen zu einer Verdampfung von Mangan. Wie bereits in Abschnitt 2.2.4 beschrieben, besitzt Mn einen im Vergleich zu den anderen in den Versuchswerkstoffen enthaltenen Legierungselementen hohen Dampfdruck und eine damit einhergehende geringe Siedetemperatur (ca. 2100 °C) bei ≈ 1 bar (\triangleq Druck in der Umschmelzkammer). Dadurch ist ein Verdampfen dieses Elementes technisch nicht vermeidbar. Von einem Abbrand von Mangan oder anderen Legierungselementen ist nicht auszugehen. Das mehrmalige Evakuieren und Spülen der Schutzgaskammer mit Argon 4.6 sowie die Verwendung eines Sauerstoff-Getters aus Zirkon zum Abbinden möglichen Restsauerstoffes lassen die Möglichkeit eines Legierungsabbrandes auch ausschließen.

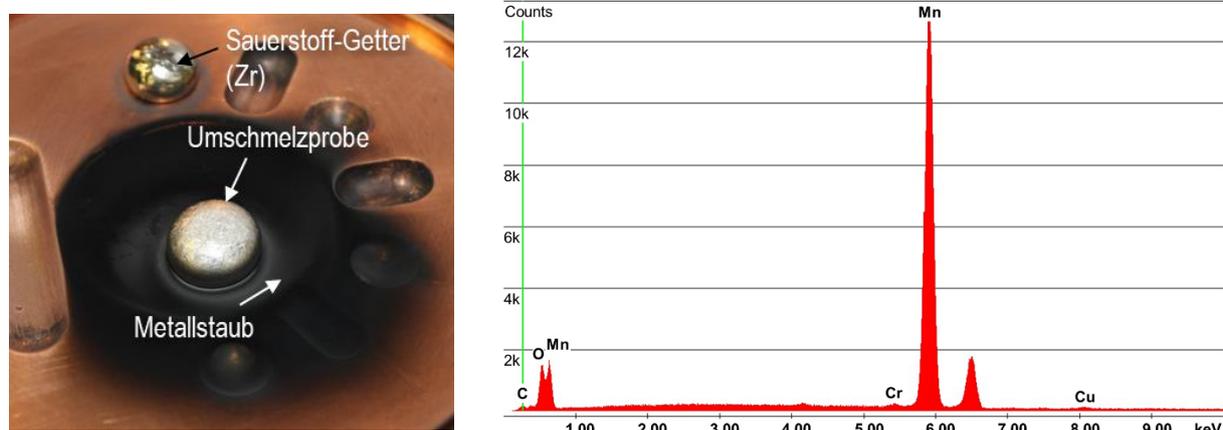


Bild 23: Ablagerung von Metallstaub (links) und Ergebnisse der EDX-Analyse an dem Metallstaub (rechts) einer Umschmelzprobe aus FeMn-II

Figure 23: Deposition of metal dust (left) and results of the EDX analysis on the metal dust (right) resulting from melting of a FeMn-II sample

Zur Quantifizierung des Mn-Verlustes durch Verdampfung wurden nasschemische Analysen an den in Tabelle 7 aufgeführten Werkstoffen und deren Kombinationen durchgeführt. Eine ausführliche chemische Analyse vor und nach dem Umschmelzen ist beispielhaft in Tabelle 9 dargestellt. Es zeigt sich, dass es, wie durch die EDX-Analyse angenommen, hauptsächlich zu einem Verlust an Mangan kommt. Bei den anderen Elementen sind nur geringe Abweichungen festzustellen, die auch aufgrund der

verfahrensbedingten Messunsicherheit entstanden sein könnten. Der Fe-Gehalt nimmt verhältnismäßig zu, da die Summe der Legierungselemente immer 100 Gew.-% ergeben muss.

Tabelle 9: Chemische Analyse am Beispiel des FeMn-I vor und nach dem Umschmelzen (Angaben in Gew.-%)

Table 9: Chemical analysis using the example of FeMn-I before and after arc melting (in wt.%)

Elemente	C	Mn	Al	Si	Cr	Ni	P	S	Fe	Andere
vor dem Umschmelzen	0,37	19,1	1,21	0,54	2,1	0,3	0,020	<0,001	76,18	0,183
nach dem Umschmelzen	0,37	18,8	1,20	0,53	2,0	0,3	0,021	<0,001	76,59	0,184
Abweichung	0	-0,3	-0,01	-0,01	-0,1	0	+0,001	0	+0,42	+0,001

Analoge Tendenzen wurden auch bei den anderen Werkstoffen und deren Kombinationen festgestellt. Aus diesem Grund wird für die weiteren Analysen zur Übersichtlichkeit nur noch der Mn-Verlust dargestellt, siehe Tabelle 10. Die Ergebnisse zeigen, dass der maximale Mn-Verlust 0,5 Gew.-%, ohne eindeutigen Einfluss der Aufmischung bzw. des vor dem Umschmelzen vorliegenden Mn-Gehaltes, beträgt. Die ca. 16 g schweren Proben wurden hierbei mit 125 A für 2 x 60 s umgeschmolzen. Im Vergleich zu den Erkenntnissen aus der Literatur (siehe Abschnitt 2.2.4), ist beim Umschmelzen eine geringere Mn-Verdampfung als bei realen Schweißungen festzustellen. In [4] wurden beim WIG-Schweißen 1,5 Gew.-% und beim Laserstrahlschweißen bis zu 5 Gew.-% Verlust an Mn ermittelt.

Tabelle 10: Mn-Verlust beim Umschmelzen verschiedener Grundwerkstoffe und deren Kombinationen

Table 10: Loss of Mn during arc melting of different base materials and their combinations

Werkstoff / -kombination	Aufmischung [%]		Mn-Gehalt [Gew.-%]		Verlust durch Ver- dampfung [Gew.-%]
	Φ_{Austenit}	Φ_{Ferrit}	vor Umschmelzen	nach Umschmelzen	
FeMn-I	100	0	19,1	18,8	0,3
FeMn-II	100	0	15,3	15,2	0,1
FeMn-III	100	0	15,9	15,7	0,2
HC340LA	0	100	0,96	0,93	0,03
FeMn-I + HC340LA	75	25	14,5	14,3	0,2
FeMn-I + HC340LA	50	50	10,2	9,7	0,5
FeMn-I + HC340LA	25	75	5,8	5,5	0,3
FeMn-II + HC340LA	75	25	11,7	11,2	0,5
FeMn-II + HC340LA	50	50	8,1	7,6	0,5
FeMn-II + HC340LA	25	75	4,6	4,2	0,4
FeMn-III + HC340LA	66	34	10,8	10,7	0,1
FeMn-III + HC340LA	36	64	6,4	6,2	0,2

Zur Minimierung der Verdampfungsverluste wurden anschließend Untersuchungen zum Einfluss der Umschmelzparameter (Umschmelzstrom, Umschmelzdauer und Lichtbogenlänge) durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen, dass durch eine Kombination aus hohem Umschmelzstrom (140 A) und kurzer Umschmelzdauer (2 x 10 s) geringere

Verdampfungsverluste, gemessen am relativen Massenverlust nach dem Umschmelzen, erreicht werden als bei geringem Umschmelzstrom (100 A) und langer Umschmelzdauer (2 x 20 s). Dies wurde an 5 g schweren Umschmelzproben aus FeMn-I überprüft. Hierbei wurde vorausgesetzt, dass der Versuchswerkstoff komplett aufgeschmolzen wird. Eine Kombination aus geringem Umschmelzstrom und kurzer Umschmelzdauer führte zu einer ungenügenden Aufschmelzung des Versuchswerkstoffes. Ein Einfluss der Lichtbogenlänge auf die Verdampfungsverluste konnte nicht abgeleitet werden. Schlussfolgernd wurden ein Umschmelzstrom von 140 A und eine Umschmelzdauer von 2 x 10 s als Basisparameter für die nachfolgenden Untersuchungen verwendet.

6.2.3 Abkühlbedingungen beim Umschmelzen Cooling conditions during arc melting

Eine maßgebliche Einflussgröße auf das resultierende Schweißgutgefüge ist neben der chemischen Zusammensetzung die Abkühlgeschwindigkeit. Aus diesem Grund war es eine wichtige Voraussetzung, dass bei der Umschmelzmethode schweißadäquate Abkühlbedingungen realisiert werden können. Zur Messung der Abkühlgeschwindigkeit der Umschmelzproben wurden zunächst Thermoelementmessungen durchgeführt. Problematisch war hierbei jedoch die Zugänglichkeit zu den Umschmelzproben in der abgeschlossenen Schutzgaskammer. Um die Schutzgaskammer nicht durch Zugangsbohrungen oder ähnlichem zu beschädigen und Undichtigkeiten zu erzeugen, wurden die Thermoelementmessungen außerhalb der Schutzgaskammer durchgeführt. Dafür wurden Umschmelzproben mithilfe eines WIG-Handbrenners unter vergleichbaren Umschmelzparametern in dem wassergekühlten Cu-Tiegel umgeschmolzen. Nach Erlöschen des Lichtbogens wurden die Thermoelemente in die noch schmelzflüssigen Umschmelzproben eingetaucht, siehe Bild 24. Nachteilig waren hierbei jedoch die starke Verzunderung der Probenoberfläche (Bild 24 (rechts)), die nicht reproduzierbare Positionierung der Thermoelemente, die zusätzliche Beeinflussung des Abkühlverhaltens durch atmosphärische Einflüsse und eine Verschiebung der vergleichsweise leichten Umschmelzproben in dem Cu-Tiegel durch die steifen Thermoelemente.

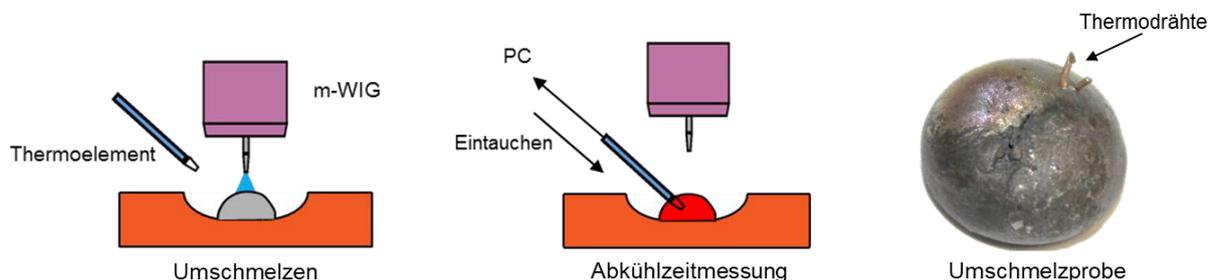


Bild 24: Schematische Darstellung der Abkühlzeitmessung mittels Thermoelementen

Figure 24: Schematic illustration of the cooling time measurement using thermocouples

Aufgrund der Nachteile der Abkühlzeitmessung mittels Thermoelementen wurde für die weiteren Messungen ein Quotientenpyrometer verwendet, mit dem direkt durch das Sichtschutzfenster der Umschmelzkammer gemessen werden konnte, ohne dabei die Probenherstellung zusätzlich zu beeinflussen. Zum Vergleich wurden an realen MAG-

CMT-Schweißungen Abkühlverläufe mit der in Abschnitt 5.3.1 beschriebenen Gerätetechnik aufgenommen.

Die Messung der Abkühlverläufe zeigt, dass keine schweißadäquaten Abkühlbedingungen mit der originalen Tiegelform (siehe Bild 25 KKF-Probe) erreicht werden können. Die Umschmelzproben kühlen deutlich langsamer ab als das Schweißgut einer realen MAG-CMT-Schweißnaht, siehe Bild 25 (schwarze Kurve). Eine signifikante Reduzierung der Probenmasse von 16 g auf 5 g hatte kaum Einfluss auf die Abkühlgeschwindigkeit der Umschmelzproben. Auch bei 5 g Probenmasse, siehe Bild 25 (rote Kurve), kühlen diese erheblich langsamer ab als eine reale Schweißnaht. Aus diesem Grund wurde die Tiegelform dahingehend angepasst, dass sich der Oberflächenkontakt zwischen dem Tiegel und der Probe und damit die Wärmeableitung aus der Probe erhöhen. Durch diese Maßnahme wurde das Verhältnis von Kontaktfläche zu Probenoberfläche von 1:6 auf 1:2 erhöht. Das Ergebnis dessen ist eine Abkühlrate, die deutlich näher an der einer MAG-Schweißnaht liegt, siehe Bild 25 (blaue Kurve). Bei gleichen Umschmelzparametern und gleicher Probenmasse konnte die Abkühlgeschwindigkeit somit fast verdoppelt werden, was anhand der $t_{12/8}$ - und $t_{8/5}$ -Zeiten in Tabelle 11 ersichtlich wird. Weiterhin sind die Abkühlraten und -bedingungen dadurch deutlich reproduzierbarer, was an der Spanne der Zeitintervalle in Tabelle 11 zu erkennen ist.

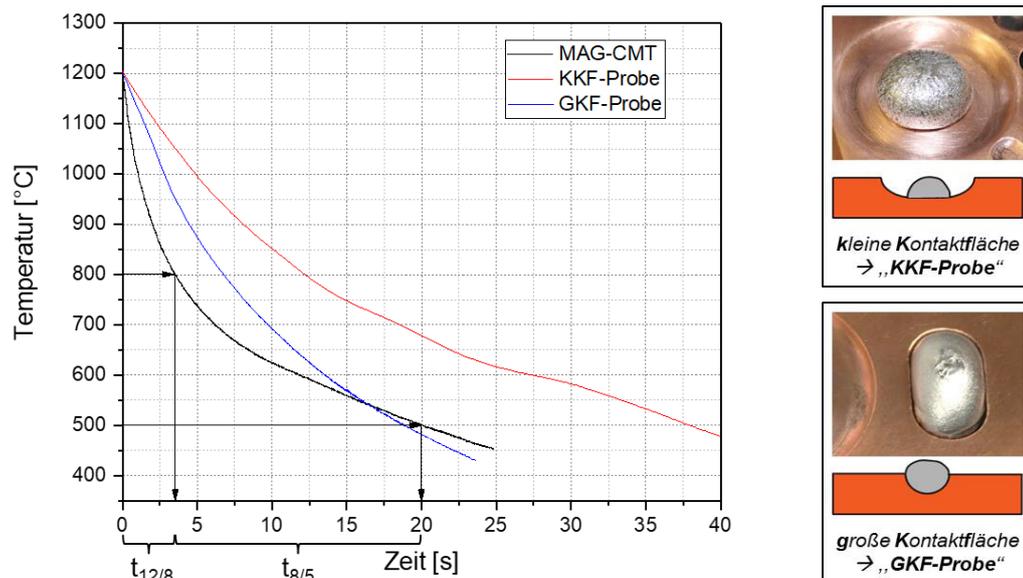


Bild 25: Repräsentative Abkühlkurven einer realen MAG-CMT-Schweißung im Vergleich zu Umschmelzproben (links), und Darstellung der verwendeten Tiegel- und Umschmelzprobenformen (rechts)

Figure 25: Representative cooling curves of an actual GMAW-CMT weld compared to melting samples (left), and illustration of the crucible and melting sample shapes (right)

Eine weitere Steigerung der Abkühlgeschwindigkeit entsprechend einer Laserstrahlschweißnaht konnte durch die Anpassung der Tiegelform jedoch nicht umgesetzt werden. Nach Angaben der Literatur [79] ist beim Laserstrahlschweißen von Feinblechen mit $t_{8/5}$ -Zeiten kleiner 2 s zu rechnen. Eine Annäherung an eine derart schnelle Abkühlrate wurde in einer gesonderten Versuchsreihe mit einem speziellen Versuchsaufbau unternommen, siehe Abschnitt 6.2.5.

Tabelle 11: Gemessene Abkühlzeiten realer MAG-CMT-Schweißungen und Umschmelzproben
Table 11: Measured cooling times of actual GMAW-CMT welds and melting samples

Prozess	MAG-CMT	Umschmelzen	
	Probenform	Überlappnaht	KKF
Blechdicke / Probenmasse	$t = 1,7/1,6 \text{ mm}$	5 g	
Verhältnis Kontaktfläche:Probenoberfläche	-	1:6	1:2
Schweiß- / Umschmelzparameter	$E_{\text{eff}} = 3,4-4,3 \text{ kJ/cm}$ $E_{\text{m}} = 3,4-4,3 \text{ kJ/cm}$	140 A, 2 x 10 s	
$t_{12/8}$ -Zeit	3-7	9-15	6-8
$t_{8/5}$ -Zeit	12-20	20-32	11-15

6.2.4 Homogenität der Umschmelzproben Homogeneity of the melting samples

Mit der Homogenität der Umschmelzproben sind im Speziellen die Durchmischung der übereinander gestapelten Ausgangswerkstoffe und die positionsabhängige Gefügeausbildung innerhalb einer Umschmelzprobe gemeint. Dies wurde sowohl an den in Abschnitt 6.2.3 aufgeführten KKF- und GKF-Proben überprüft. Dafür wurden die Umschmelzproben mittig getrennt und ein Querschliff präpariert, siehe Bild 26. Hier sind beispielhaft eine KKF- und eine GKF-Probe der Werkstoffkombination FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_A = \Phi_F = 50 \%$ dargestellt, die mit den in Tabelle 11 aufgeführten Umschmelzparametern hergestellt wurden. Die Grundwerkstoffe wurden dabei, wie in Bild 15 (Abschnitt 5.2.1) gezeigt, übereinandergestapelt (oben: HC340LA, unten: FeMn-I) und zur besseren Durchmischung zweimal umgeschmolzen. Nach dem ersten Umschmelzvorgang wurden die Proben gewendet. Erst dann erfolgte der zweite Umschmelzvorgang.

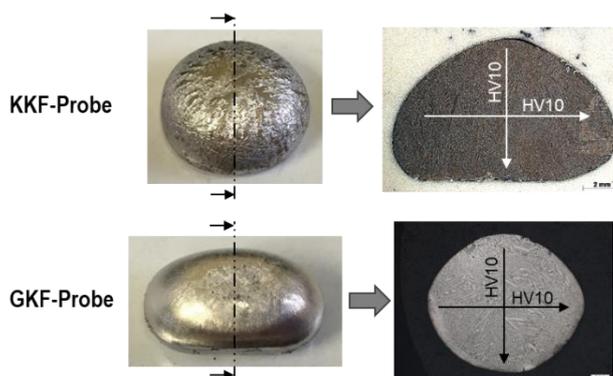


Bild 26: Präparierung der Umschmelzproben für nachfolgende Untersuchungen am Beispiel der Werkstoffkombination FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_A = \Phi_F = 50 \%$

Figure 26: Preparation of the melting samples for further investigations using the example of the material combination FeMn-I + HC340LA with $\Phi_A = \Phi_F = 50 \%$

Sowohl die Querschliffe als auch die Ergebnisse der Härtemessungen (HV10) deuten auf eine makroskopische Homogenität in den Umschmelzproben hin. Wie Bild 27 zeigt, sind keine signifikanten Unstetigkeiten im Verlauf der Härtemessungen festzustellen.

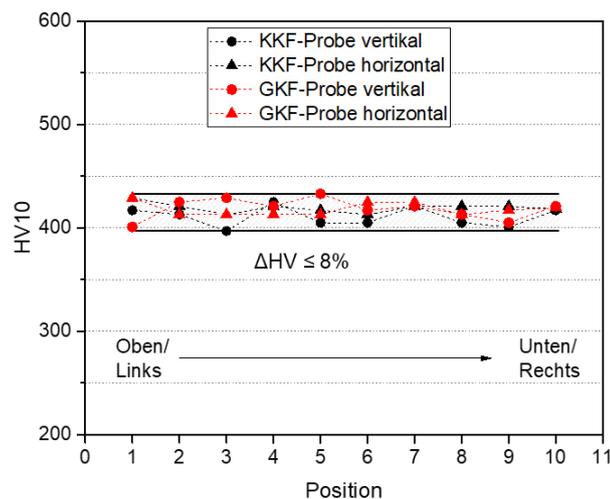


Bild 27: Ergebnis der vertikalen und horizontalen Härteverlaufsmessungen am Beispiel der Werkstoffkombination FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_A = \Phi_F = 50\%$

Figure 27: Result of vertical and horizontal hardness measurements using the example of the material combination FeMn-I + HC340LA with $\Phi_A = \Phi_F = 50\%$

Im Weiteren wurden detaillierte mikroskopische Untersuchungen durchgeführt. Im Ergebnis wurde festgestellt, dass sich sowohl in den KKF- als auch GKF-Proben unabhängig von Werkstoffkombination und Aufmischung drei unterschiedliche Gefügebereiche ausbilden, was auf einen Gradienten im Abkühlverhalten zurückgeführt wird. Dadurch unterscheiden sich die oberen, mittleren und unteren Bereiche der Umschmelzproben in ihrer Erstarrungsstruktur. Während oben äquiaxiale Dendriten vorliegen, sind in der Mitte säulenförmige Dendriten und unten eine zelluläre Erstarrungsstruktur vorzufinden. Diese unterschiedlichen Erstarrungsstrukturen treten ebenso in realen Schweißgütern und Gusserzeugnissen aufgrund der thermischen und konstitutionellen Unterkühlung auf [27, 36]. Kleinkrafthärtemessungen (HV1) in den einzelnen Bereichen zeigten jedoch keine signifikanten Unterschiede. Aufgrund der erkennbaren Differenzen in den Gefügeanteilen (in Bild 28 Martensit: blau, Restaustenit: weiß) in den drei Bereichen wurde festgelegt, dass die weiteren Untersuchungen, insbesondere die Phasenquantifizierung in AP 4, ausschließlich im mittleren Bereich der Umschmelzproben durchgeführt werden.

Da sowohl bei den KKF- als auch GKF-Proben eine homogene Durchmischung der Fügepartner gewährleistet ist und auch die Positionsabhängigkeit der Erstarrungsstruktur in beiden Probenvarianten vorliegt, wurde weiterhin festgelegt, dass aufgrund der Erkenntnisse zu den Abkühlbedingungen (siehe Abschnitt 6.2.3) in den weiteren Untersuchungen nur noch die GKF-Proben verwendet werden.

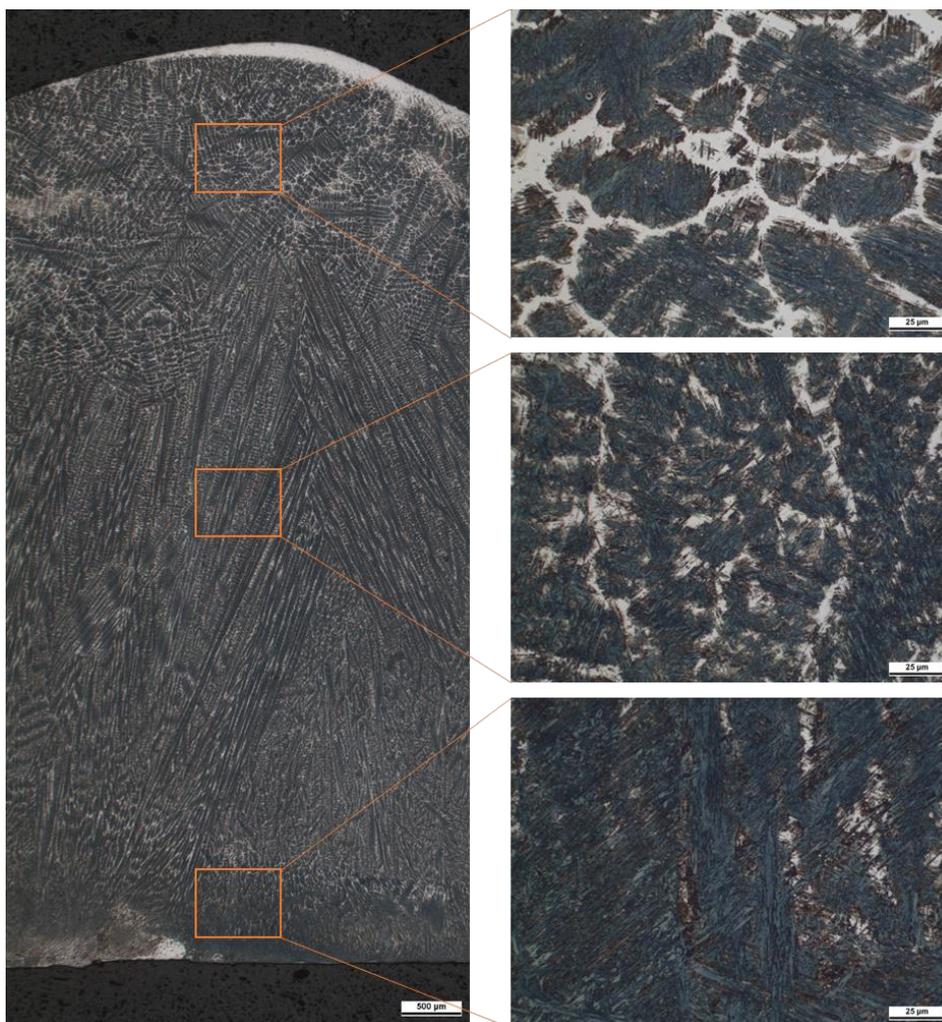


Bild 28: Mikroskopische Bewertung der Homogenität in den Umschmelzproben am Beispiel der Werkstoffkombination FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_A = \Phi_F = 50\%$ (Ätzung: Klemm I)

Figure 28: Microscopic evaluation of homogeneity in the melting samples using the example of the material combination FeMn-I + HC340LA with $\Phi_A = \Phi_F = 50\%$ (Etching: Klemm I)

6.2.5 Sonderversuche mit erhöhten Abkühlraten Specific tests with increased cooling rates

Die Ergebnisse der Untersuchungen in Abschnitt 6.2.3 und 6.2.4 haben gezeigt, dass die Abkühl- und Durchmischungsbedingungen wie beim Laserstrahlschweißen (vgl. Bild 4) mit der Umschmelzmethodik nicht abgebildet werden können. Aufgrund der sehr inhomogenen Durchmischung der Laserstrahlschweißgüter, vor allem bei Mischverbindungen im Überlappstoß, sind die Schwankungen der chemischen Zusammensetzung innerhalb des Schweißgutes z. T. sehr groß, sodass komplett unterschiedliche Gefügestrukturen nebeneinander vorliegen können. Dadurch ist die Anwendung von Konstitutionsschaubildern zur Gefügevorschau von Laserstrahlschweißnähten allgemein als sehr schwierig einzustufen. Deshalb wurde in Absprache mit dem PA beschlossen, die Optimierung der Umschmelzmethodik und die weiteren Untersuchungen auf die experimentelle Schweißgutsimulation von MSG-Schweißgütern zu fokussieren.

Nichts desto trotz sollte in einer Sonderversuchsreihe überprüft werden, welchen grundlegenden Einfluss eine stark erhöhte Abkühlgeschwindigkeit auf das Schweißgutgefüge der hier untersuchten Mischverbindungen hat. Dafür wurde ein spezieller Versuchsaufbau konzipiert, siehe Bild 29. Mithilfe eines angepassten Tiegels und einer speziellen Tiegelgrundplatte war es möglich, die Umschmelzproben direkt nach dem Umschmelzvorgang in einem Wasserbad abzuschrecken. Eine Messung der Abkühlgeschwindigkeit war hierbei nicht möglich. Es ist aber anzunehmen, dass die in der Literatur beschriebenen $t_{8/5}$ -Zeiten von weniger als 2 s für das Laserstrahlschweißen hierbei erreicht oder gar unterschritten werden.

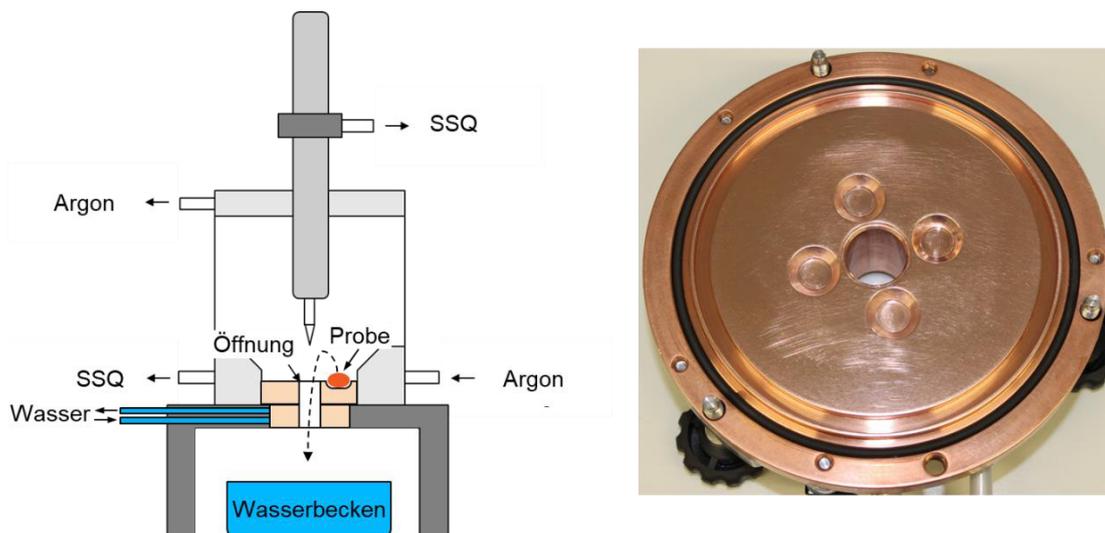


Bild 29: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zum Abschrecken der Umschmelzproben direkt nach dem Umschmelzen (links), Spezielle Tiegelplatte mit Durchgangsöffnung (rechts)

Figure 29: Schematic illustration of the experimental setup for quenching the melting samples directly after arc melting (left), special crucible with through hole (right)

6.3 Durchführung und Auswertung der Umschmelzversuche Implementation and evaluation of the arc melting procedures

Mit der in AP 2 (Abschnitt 6.2) erarbeiteten und optimierten Umschmelzmethodik wurden Proben verschiedener Grundwerkstoffkombinationen (Fe-Mn-Stahl mit HC340LA bzw. 22MnB5) sowie Grundwerkstoff-Schweißzusatzwerkstoff-Kombinationen in unterschiedlichen Aufmischungsgraden hergestellt und analytisch bewertet. Die Aufmischung der reinen Grundwerkstoffkombinationen wurde in 10 %-Schritten von $\Phi_A = 100\%$ und $\Phi_F = 0\%$ bis $\Phi_A = 0\%$ und $\Phi_F = 100\%$ variiert, um möglichst genau die Grenzen zwischen den verschiedenen Gefügegebieten herauszufinden. Bild 30 stellt die Vorgehensweise schematisch am Schaeffler-Diagramm dar, die Unzulänglichkeit des Schaeffler-Diagramms sei dabei berücksichtigt. Dies wurde an allen artfremden Grundwerkstoffkombinationen durchgeführt, siehe Tabelle 12.

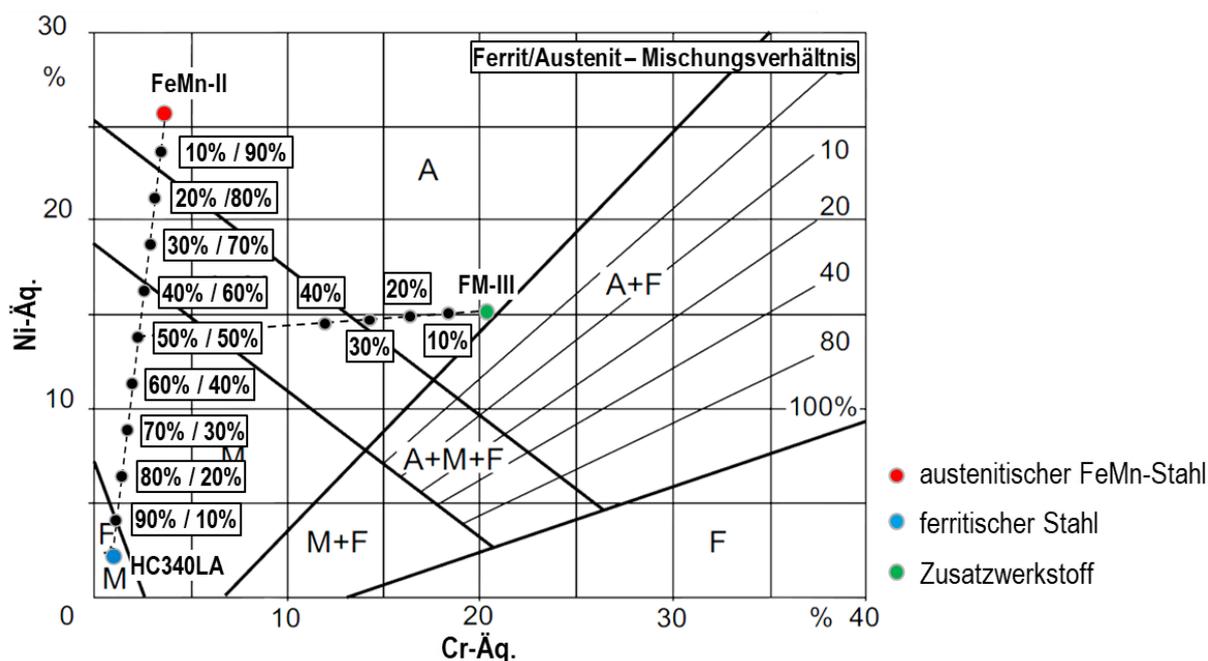


Bild 30: Schema der Vorgehensweise zur Bestimmung der Gefügegrenzen durch Herstellung von Mischschweißgut mit unterschiedlichen Aufmischungen in 10 %-Schritten am Beispiel der Werkstoffkombination aus FeMn-I + HC340LA + FM-III

Figure 30: Schematic illustration of the procedure for determining the microstructure boundaries by producing dissimilar weld metal with different dilutions in 10 % steps using the example of the material combination of FeMn-I + HC340LA + FM-III

Tabelle 12: Übersicht der erzeugten Grundwerkstoffkombinationen unter MSG-adäquaten Abkühlbedingungen

Table 12: Overview of the base material combinations produced under GMAW adequate cooling conditions

Austenitischer GW	FeMn-I	FeMn-II	FeMn-III
Ferritischer GW			
HC340LA	X	X	X
22MnB5	X	X	X

Zusätzlich zu den reinen Grundwerkstoffkombinationen wurden Grundwerkstoff-Schweißzusatzwerkstoff-Kombinationen hergestellt, jedoch in weniger unterschiedlichen Aufmischungsgraden und nicht jede mögliche Kombination, um den Versuchsumfang in einem angemessenen Rahmen zu halten. Tabelle 13 zeigt eine Übersicht der erzeugten Grundwerkstoff-Schweißzusatzwerkstoff-Kombinationen. Hierbei wurden zur Auswahl und Einschränkung der Grundwerkstoff-Schweißzusatzwerkstoff-Kombinationen folgende Kriterien festgelegt:

- Aufmischung der Grundwerkstoffe in gleicher Menge, d.h. $\Phi_{GW1} = \Phi_{GW2}$
- Reduzierung der Aufmischungsgrade auf maximal zwei Stufen je Grundwerkstoff-Schweißzusatzwerkstoff-Kombination

- die Grundwerkstoff-Schweißzusatzwerkstoff-Kombinationen sollen eine signifikant differente chemische Zusammensetzung als die zuvor hergestellten Grundwerkstoffkombinationen aufweisen
- zusätzliche Auswahl beispielhafter Kombinationen und Aufmischungen im direkten Abgleich mit realen MAG-Schweißungen, die gleichzeitig zur späteren Validierung dienen

Tabelle 13: Übersicht der erzeugten Grundwerkstoff-Schweißzusatzwerkstoff-Kombinationen unter MSG-adäquaten Abkühlbedingungen

Table 13: Overview of the base metal/filler metal combinations produced under GMAW adequate cooling conditions

Zusatzwerkstoff	FM-I	FM-II	FM-III	FM-IV	FM-V
Grundwerkstoff (-kombination)					
FeMn-I + HC340LA	X	X	X	X	-
FeMn-II + HC340LA	X	X	X	X	-
FeMn-III + HC340LA	X	X	X	X	-
FeMn-I + 22MnB5	-	-	-	-	-
FeMn-I + 22MnB5	X	-	-	-	X
FeMn-III + 22MnB5	-	-	-	-	-
HC340LA	-	-	X	-	-
22MnB5	-	-	X	-	-

Der generelle Einfluss einer signifikant schnelleren Abkühlung auf das resultierende Schweißgutgefüge mithilfe des in Abschnitt 6.2.5 entwickelten Versuchsaufbaus wurde anhand zwei ausgewählter Werkstoffkombinationen (siehe Tabelle 14) untersucht.

Tabelle 14: Übersicht der erzeugten Grundwerkstoffkombinationen mit schneller Abkühlung (Wasserabschrecken)

Table 14: Overview of the base material combinations produced with rapid cooling (water quenching)

Austenitischer GW	FeMn-I	FeMn-II	FeMn-III
Ferritischer GW			
HC340LA	X	-	-
22MnB5	-	X	-

Wie bereits erläutert, ist die Aufmischung bei den Umschmelzproben als Massenverhältnis der Fügepartner zu verstehen. Unter Kenntnis der Massenanteile der Ausgangswerkstoffe wurde die chemische Zusammensetzung der Umschmelzproben berechnet (siehe Gleichung 3 in Abschnitt 2.3.2). Als Grundlage zur Berechnung der Elementgehalte in den Umschmelzproben wurden die Analysen der rein umgeschmolzenen Grund- und Zusatzwerkstoffe verwendet, um die in Abschnitt 6.2.2 festgestellte Verdampfung von Mangan zu berücksichtigen. Insgesamt wurden 132 verschiedene chemische Zusammensetzungen unter MSG-adäquaten Abkühlbedingungen erzeugt, die sich aus den oben aufgeführten Werkstoffkombinationen und Aufmischungsabstufungen ergeben. Je chemischer Zusammensetzung wurden mindestens zwei Proben

(eine Metallographie-Probe und eine Probe für Härte- und FN-Messungen, sowie ggf. Proben für weitere Untersuchungen) für die folgende Analyse und Auswertung in AP 4 hergestellt, woraus sich über 264 Proben ergeben. Hinzukommen außerdem 22 Umschmelzproben, die zur Überprüfung der Reproduzierbarkeit genutzt wurden. Für die Sonderversuche mit schneller Abkühlung wurden 44 Proben hergestellt (2 Werkstoffkombinationen * je 11 Aufmischungen * je 2 Proben).

6.4 Quantitative Bestimmung der Phasenanteile in den Umschmelzproben

Quantitative determination of the phase fractions in the melting samples

6.4.1 Methoden zur Gefügecharakterisierung

Methods for microstructure characterization

Im Rahmen des AP 4 erfolgte die Bestimmung der Phasenanteile und Einteilung in Gefügearten an den in AP 3 hergestellten Umschmelzproben. Dafür wurden verschiedene Analyseverfahren angewendet. Alle Proben wurden zunächst im Querschliff (vgl. Abschnitt 6.2.4, Bild 26) mittels Härtemessungen (HV10) und Bestimmung der Ferritnummer (FN) charakterisiert, um eine grobe Einteilung in die Gefügearten in Abhängigkeit der Aufmischung vorzunehmen. Sofern Martensit entsteht, ist mit einem Anstieg der Härte sowie mit einem messbaren Ferromagnetismus zu rechnen. Allerdings ist dabei zu beachten, dass nur α' -Martensit ferromagnetische Eigenschaften aufweist, ϵ -Martensit hingegen paramagnetisch ist. Anschließend wurden alle Proben metallographischen Untersuchungen durch Lichtmikroskopie unterzogen. Zur Separierung und Identifizierung der Gefügearten wurden die in Abschnitt 5.4 (Tabelle 6) aufgeführten Ätztechniken verwendet. Bei einem Großteil der Proben konnten mit Klemm I ausreichende Phasenkontraste erzielt werden. Bei höheren Cr-Gehalten lieferten LePera und Beraha I bzw. Beraha II jedoch bessere Ergebnisse. Außerdem wurde die Mikrohärteprüfung nach Vickers (\leq HV0,1) eingesetzt, um die durch Ätzen separierten Gefügebestandteile zuzuordnen. Unter Nutzung metallographischer Aufnahmen wurden die Gefügeanteile mittels Bildanalysesoftware (ImageJ) und Punktanalyse nach ISO 9024 [52] ermittelt. Dabei wurden sechs Aufnahmen je Probe ausgewertet. Die Härte, FN und Gefügeart wurden in Abhängigkeit der Aufmischung korreliert.

Zur Validierung der metallographischen Ergebnisse wurden an ausgewählten Proben Feinstrukturanalyseverfahren (XRD- und EBSD-Analysen) genutzt, mit denen die Gefügearten qualitativ und quantitativ bestimmt wurden. Außerdem wurden ESMA-Messungen zur Bestimmung der Elementverteilung in den Phasen durchgeführt.

6.4.2 Ergebnisse der Härte- und FN-Messungen

Results of hardness and FN measurements

Anhand von Bild 31 ist der Einfluss der Aufmischung auf die Härte und FN beispielhaft für das Mischschweißgut aus den Grundwerkstoffkombinationen FeMn-II und HC340LA (links) bzw. 22MnB5 (rechts) dargestellt. Daran soll erläutert werden, welche Informationen sich grundlegend aus den Ergebnissen der Härte- und FN-Messungen

ableiten lassen. Die prozentuale Aufmischung ϕ_{HC340LA} bzw. $\phi_{22\text{MnB5}}$ gibt hier den mengenmäßigen Anteil an HC340LA bzw. 22MnB5 im Mischschweißgut an. Der Rest entspricht dem Anteil an FeMn-II. Wie sich den Diagrammen entnehmen lässt, ist im Bereich I keine Änderung der Härte und FN zu verzeichnen. Die FN liegt konstant bei null und auch das Niveau der Härte ist nahezu unverändert, sodass davon ausgegangen werden kann, dass hier nur Austenit im Schweißgut vorliegt. Der leichte Härteanstieg bei $\phi_{\text{HC340LA}} = 30\%$ bzw. $\phi_{22\text{MnB5}} = 40\%$ und gleichzeitige Paramagnetismus könnten ein Anzeichen für eine beginnende ϵ -Martensitbildung sein. Im Bereich II steigen sowohl die Härte als auch die FN stark an. Dies weist darauf hin, dass ab $\phi_{\text{HC340LA}} > 30\%$ bzw. $\phi_{22\text{MnB5}} > 40\%$ zusätzlich eine ferromagnetische Phase entsteht, die gleichzeitig für einen signifikanten Härteanstieg sorgt. Demzufolge ist hierbei von α' -Martensit auszugehen. Während die Härte bei $\phi_{\text{HC340LA}} = 60\%$ bzw. $\phi_{22\text{MnB5}} = 70\%$ ein Maximum erreicht und danach wieder leicht abfällt, steigt die FN stetig an. Dies spricht dafür, dass die austenitische Phase immer weiter abnimmt und der Anteil an α' -Martensit zunimmt. An dieser Stelle sei noch einmal darauf hingewiesen, dass die Fe-Mn-Stähle einen signifikant höheren C-Gehalt als der HC340LA bzw. 22MnB5 aufweisen. Dadurch sinkt hier der C-Gehalt mit zunehmenden ϕ_{HC340LA} bzw. $\phi_{22\text{MnB5}}$. Vor Erreichen des Härtemaximums nimmt die austenitische Phase wahrscheinlich immer weiter ab, sodass die Härte durch den steigenden Martensitanteil stetig zunimmt. Danach sorgt der immer weiter abnehmende C-Gehalt allmählich für eine Entspannung des Härtegefüges. Besonders im Bereich II zeigt sich auch die Notwendigkeit der feinen Abstufung der Aufmischungsverhältnisse. Eine Änderung der Aufmischung um 10% sorgt z. T. für Härtesprünge von > 200 HV10. Daher war auch davon abzusehen, den Versuchsaufwand durch eine gröbere Auflösung der Aufmischungsverhältnisse zu verringern. Im Bereich III nimmt der Härteabfall weiter zu, die FN steigt nur leicht an. Dies kann entweder wieder auf den weiter sinkenden C-Gehalt und / oder die Bildung der weicheren Gefüge Bainit bzw. Ferrit zurückgeführt werden. Die Härte nimmt im Bereich IV weiter signifikant ab, während die FN nochmal sprunghaft ansteigt. Es kann davon ausgegangen werden, dass hier kein Martensit mehr vorliegt, sondern Bainit bzw. Ferrit. Diese Tendenzen lassen sich in Abhängigkeit der Aufmischung an HC340LA bzw. 22MnB5 für alle Werkstoffkombinationen erkennen.

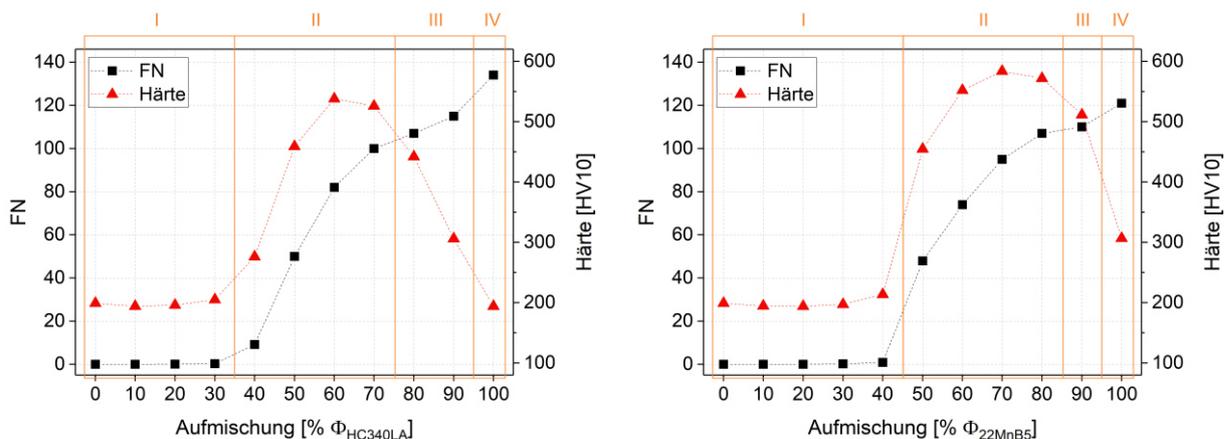


Bild 31: Einfluss der Aufmischung auf die Härte und FN im am Beispiel des Mischschweißgutes aus FeMn-II und HC340LA (links) bzw. 22MnB5 (rechts)

Figure 31: Effect of the dilution on hardness and FN using the example of the dissimilar weld metal of FeMn-II and HC340LA (left) or 22MnB5 (right)

6.4.3 Ergebnisse der lichtmikroskopischen Untersuchungen Results of the microscopic examinations

Die Ergebnisse der Härte- und FN-Messungen liefern zwar schon gute Indizien hinsichtlich den vorliegenden Gefügearten in den Mischschweißgütern, jedoch kann eine zweifellose Aussage nur durch zusätzliche lichtmikroskopische Untersuchungen getroffen werden. Der Einfluss der Aufmischung auf die resultierende Gefügeart wird hier beispielhaft für eine komplette Mischreihe ($\phi_{\text{Ferrit}} = 0\%$ bis $\phi_{\text{Ferrit}} = 100\%$) an der zuvor schon gezeigten Werkstoffkombination aus FeMn-II und HC340LA demonstriert, siehe Bild 32.

Wie die Ergebnisse der Härte- und FN-Messungen schon andeuteten, liegt von $\phi_{\text{HC340LA}} = 0-20\%$ (a-c) ein vollaustenitisches Gefüge (Kurzbezeichnung: **A**) vor. Bei $\phi_{\text{HC340LA}} = 30\%$ (d) bildet sich erstmalig Martensit. Aufgrund des sehr geringen Ferromagnetismus (0,3 FN) und der optischen Erscheinung in Form von sehr dünnen, eben begrenzten Platten ist hierbei von ϵ -Martensit auszugehen. Es liegt also ein Mischgefüge aus Austenit und ϵ -Martensit (Kurzbezeichnung: **A + M(ϵ)**) vor.

Mit weiter zunehmender Aufmischung an HC340LA ändert sich die Erscheinungsform des Martensits mit jeder Aufmischungsstufe signifikant. Bei $\phi_{\text{HC340LA}} = 40\%$ (e) kommt es bereits zu einer sehr starken Martensitbildung. Optisch lassen sich hier aber zwei unterschiedliche Martensitarten vermuten. Wie in der Literatur beschrieben (siehe Abschnitt 2.2.5) kann es bei hoch Mn-haltigen Legierungen mit Mn-Gehalten zwischen 10-15 % und in Abhängigkeit des C-Gehaltes zu einer doppelten Martensitbildung kommen. Dies gilt allerdings für ternäre Fe-Mn-C-Legierungen. In dieser Probe liegen ca. 9,5 Gew.-% Mn und 0,43 Gew.-% C vor, sowie eine Vielzahl weiterer gefügebeeinflussender Legierungselemente. Es wird angenommen, dass hier sowohl ϵ - und α' -Martensit vorliegen. Diese Vermutung wird auch durch den immer noch geringen Ferromagnetismus (9,2 FN) bekräftigt.

Ab $\phi_{\text{HC340LA}} = 50\%$ (f, g) liegt neben Austenit nur noch α' -Martensit (Kurzbezeichnung: **A + M(α')**) in der morphologischen Erscheinung des Plattenmartensits vor. Gut zu erkennen ist hierbei auch, dass sich der Martensit zunächst in den Dendriten herausbildet, während der Restaustenit in den interdendritischen Zwischenräumen verbleibt. Dies ist auf das Seigerungsverhalten der Legierungselemente zurückzuführen. In [3] wurde nachgewiesen, dass insbesondere Mangan, das ein starker Austenitbildner ist, aufgrund des Seigerungsverhaltens in den Zwischenräumen angereichert ist, wodurch die Dendriten an Mangan verarmen. Gleiches gilt auch für Kohlenstoff. Eisen hingegen ist in den Dendriten erhöht. Dadurch ergibt sich eine höhere Austenitstabilität in den interdendritischen Bereichen.

Der Restaustenitanteil sinkt mit zunehmender Aufmischung, bis ab $\phi_{\text{HC340LA}} = 70\%$ (i) ein vollmartensitisches Gefüge (Kurzbezeichnung: **M(α')**) vorliegt. Hierbei handelt es sich um die morphologische Erscheinung des Lattenmartensits. Bei $\phi_{\text{HC340LA}} = 90\%$ (k) lässt sich keine genaue Zuordnung treffen. Wird morphologische Erscheinung zugrunde gelegt, kann es sich im Abgleich mit der Literatur um oberen Bainit, bainitischen Ferrit, Zwischenstufe mit Ferritanteil, Martensit mit Zwischenstufe oder Lattenmartensit handeln. Da ein derartiges Gefüge auch bei den anderen Werkstoffkombinationen bei ähnlichen Aufmischungen festgestellt wurde, wird aufgrund der Unsicherheit, ob es

sich um Martensit, Bainit oder Ferrit handelt, die Einstufung Martensit + Ferrit (Kurzbezeichnung: **M(α') + F**) vorgenommen.

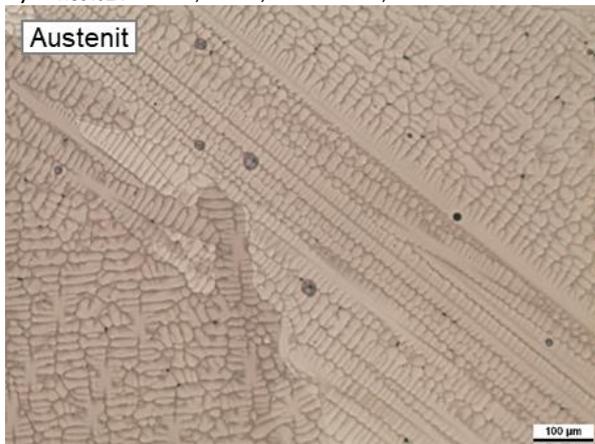
Schließlich ist bei $\phi_{\text{HC340LA}} = 100\%$ (I) ein charakteristisches Schweißgutgefüge eines unlegierten Stahls vorzufinden, das sich aus nadligem Ferrit und geringen Anteilen an Perlit (Kurzbezeichnung: **F**) zusammensetzt. Wie auch bei den Härte- und FN-Messungen wird hier die Notwendigkeit der feinen Abstufung der Aufmischungen ersichtlich, da sich die Gefügestrukturen zwischen den einzelnen Stufen z. T. signifikant ändern.



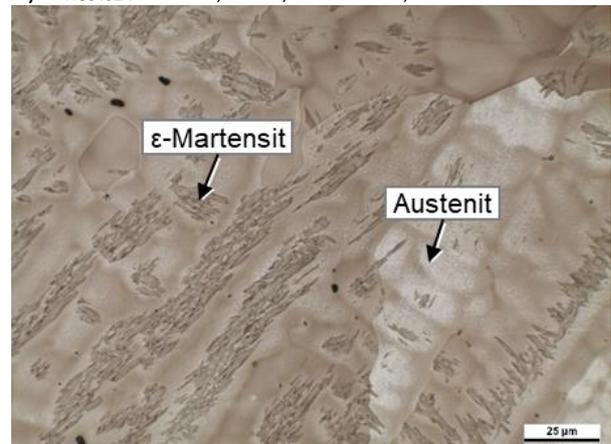
a) $\phi_{\text{HC340LA}} = 0\%$, 0 FN, 199 HV10, V: 100x



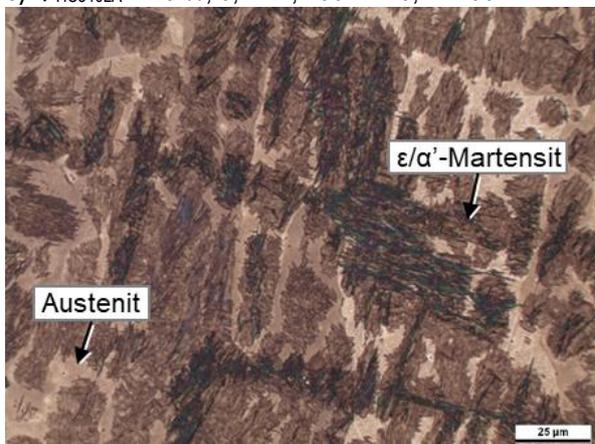
b) $\phi_{\text{HC340LA}} = 10\%$, 0 FN, 194 HV10, V: 100x



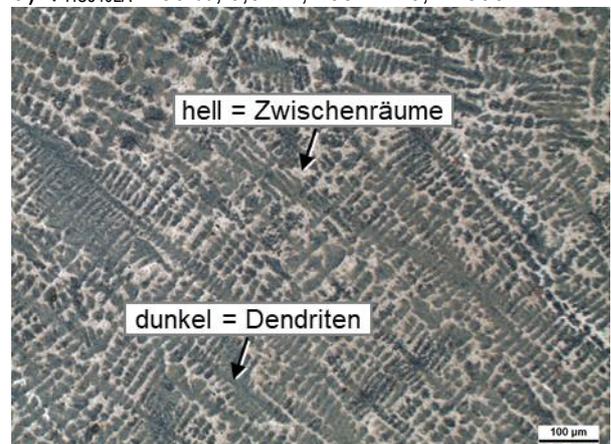
c) $\phi_{\text{HC340LA}} = 20\%$, 0,1 FN, 196 HV10, V: 100x



d) $\phi_{\text{HC340LA}} = 30\%$, 0,3 FN, 205 HV10, V: 500x



e) $\phi_{\text{HC340LA}} = 40\%$, 9,2 FN, 276 HV10, V: 500x



f) $\phi_{\text{HC340LA}} = 50\%$, 50 FN, 459 HV10, V: 100x

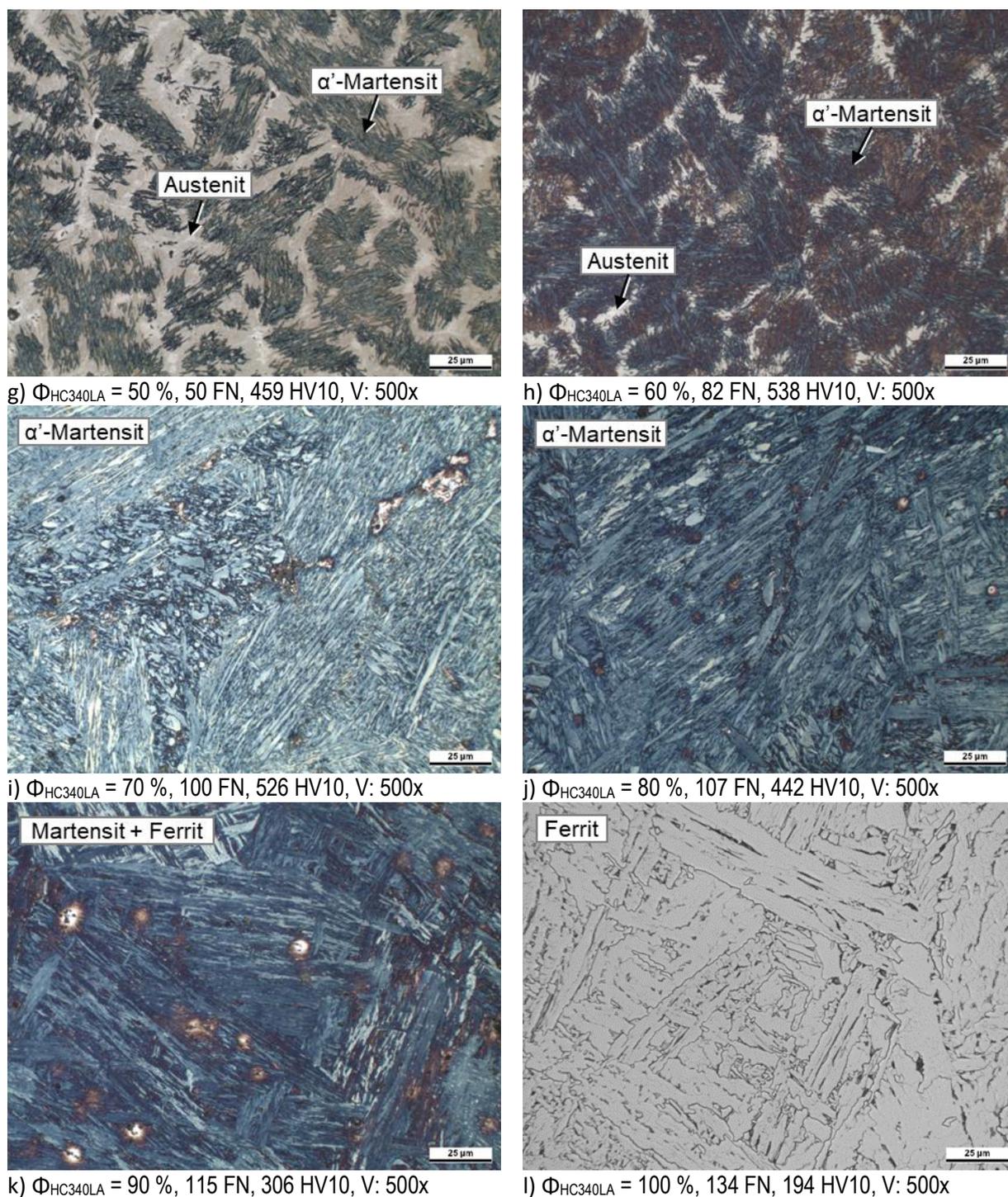


Bild 32: Einfluss der Aufmischung auf die Gefügeausbildung am Beispiel des Mischschweißgutes aus FeMn-II + HC340LA. Unterschiede in der Vergrößerung. Ätzungen: Klemm I bei $\Phi_{\text{HC340LA}} = 0-90 \%$, Nital bei $\Phi_{\text{HC340LA}} = 100 \%$

Figure 32: Effect of dilution on the microstructure using the example of the dissimilar weld metal of FeMn-II + HC340LA. Differences in magnification. Etchings: Klemm I at $\Phi_{\text{HC340LA}} = 0-90 \%$, Nital at $\Phi_{\text{HC340LA}} = 100 \%$

Sehr ähnlich verhält es sich auch bei den anderen Werkstoffkombinationen, wobei sich der Beginn der Martensitbildung z. T. etwas verschiebt. Bei weiteren zahlreichen Werk-

stoffkombinationen wird, wie in dem o. g. Beispiel, eine doppelte Martensitbildung vermutet, was vor allem dann der Fall ist, wenn metallographisch eine starke Martensitbildung festgestellt wird, die FN aber nur knapp über 0 liegt. Eine metallographische Trennung der Martensitarten war in den meisten Fällen nicht möglich. Aufgrund dessen wurde eine Randbedingung zur Vereinfachung festgelegt, um eine Zuordnung solcher Proben zu einer Gefügegruppe zu ermöglichen. Als Kriterium wurde die FN verwendet. Proben mit einem Gefüge aus Austenit + Martensit und einer $FN \leq 1$ wurden der Gefügegruppe $A + M(\epsilon)$ zugeordnet. Proben mit einem Gefüge aus Austenit + Martensit und einer $FN > 1$ hingegen, wurden der Gefügegruppe $A + M(\alpha')$ zugeordnet. Zusätzlich zu den bereits im o. g. Beispiel dargestellten Gefügearten wurden bei der Auswertung der anderen Werkstoffkombinationen die Gefügearten Austenit + Ferrit (Kurzbezeichnung: **A + F**) und Austenit + ϵ -Martensit + Ferrit (Kurzbezeichnung: **A + M(ϵ)+F**) festgestellt, siehe Bild 33.

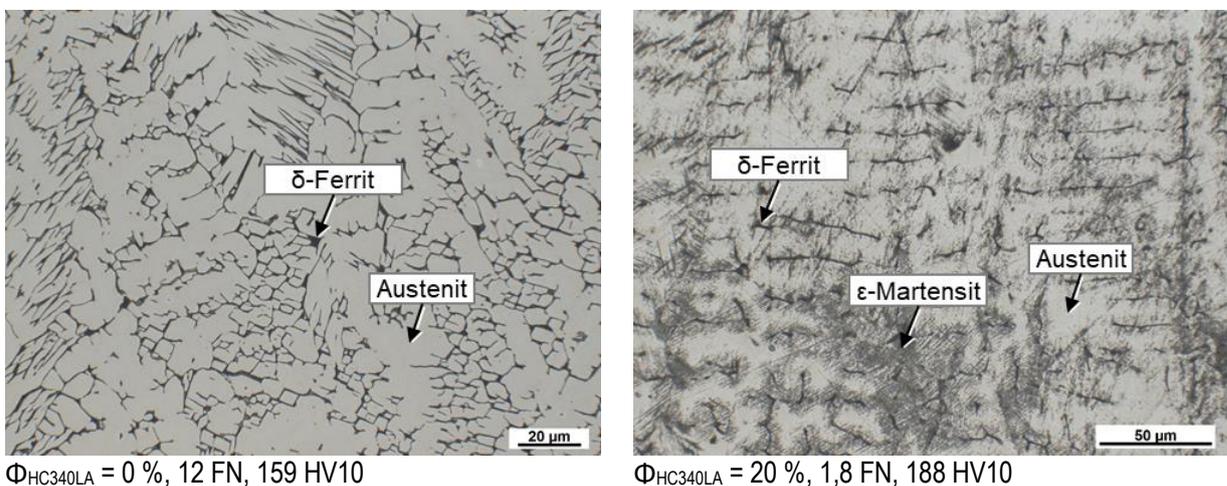


Bild 33: Ergänzende Aufnahmen von Mischschweißgütern am Beispiel der Werkstoffkombination aus FM-III + HC340LA. Ätzungen: Beraha I (links), Beraha II (rechts)

Figure 33: Additional micrographs of dissimilar weld metals using the example of the material combination of FM-III + HC340LA. Etchings: Beraha I (left), Beraha II (right)

Ein weiterer Bestandteil der metallographischen Untersuchungen gemäß des Forschungsantrages war die quantitative Bestimmung des Martensit- und Austenitgehaltes in den Umschmelzproben. Dafür sollten die Bildanalysesoftware ImageJ und die Punktanalyse nach ISO 9024 [52] zum Einsatz kommen. Bei der Auswertung mittels Bildanalysesoftware ergaben sich schwerwiegende Problemstellungen. In erster Linie wird für die bildanalytische Auswertung mittels Software eine eindeutige Phasenseparierung vorausgesetzt. Je nach Werkstoffkombination und Aufmischung reagierten die Ätzmittel auf unterschiedliche und z. T. undefinierbare Weise, sodass keine einheitliche Ätzmethode für alle Umschmelzproben verwendet werden konnte. Für manche Werkstoffkombinationen mussten innerhalb einer Mischreihe bis zu vier verschiedene Ätzmethoden angewendet werden. Der Aufwand der metallographischen Probenpräparation wurde dadurch erheblich erschwert. Anschließend ist zur Ermittlung des Flächenanteils eine Umwandlung der lichtmikroskopischen Aufnahme in ein Graubild und anschließend in ein Binärbild notwendig. Dabei muss vom Benutzer ein Schwellwert zur Umwandlung der Grautöne in schwarz und weiß festgelegt werden. Aufgrund der z. T.

sehr ähnlichen Farb- und Grautöne zwischen den einzelnen Gefügearten war die Binärbildumwandlung nur wenig reproduzierbar und sehr vom Benutzer abhängig. Deshalb wurde die Auswertung mittels Bildanalysesoftware nicht weiterverfolgt.

Die quantitative Auswertung mittels Punktanalyse nach ISO 9024 [52] erwies sich als zuverlässigere Methode. Dabei wurde ein Linienraster von 10 x 10 Linien auf die lichtmikroskopischen Aufnahmen gelegt und an den Schnittpunkten die jeweilige Gefügeart bestimmt. Dies wurde an sechs unterschiedlichen Aufnahmen je Umschmelzprobe durchgeführt. Aufgrund des unvorhergesehenen großen Probenumfangs konnte das manuelle Punktauszählen jedoch nicht an allen Proben durchgeführt werden. Insgesamt wurde dies für 81 Umschmelzproben durchgeführt. Die ursprüngliche Idee hinter der exakten Quantifizierung des Martensitanteils war die Korrelation zwischen FN und Martensitanteil, um auf Basis der Ergebnisse einen Umrechnungsfaktor für die FN abzuleiten, der die Bestimmung des Martensitanteils durch die bloße Messung der FN ermöglicht. Jedoch ist der Zusammenhang zwischen FN und Martensitanteil aufgrund des paramagnetischen ϵ -Martensits, der in diesen Mischschweißgütern wie oben dargestellt auftreten kann, nicht linear, siehe Bild 34. Die Graphik zeigt aber, dass der ϵ -Martensit (FN \approx 0) mit sehr hohen Anteilen von fast 80 % auftreten kann.

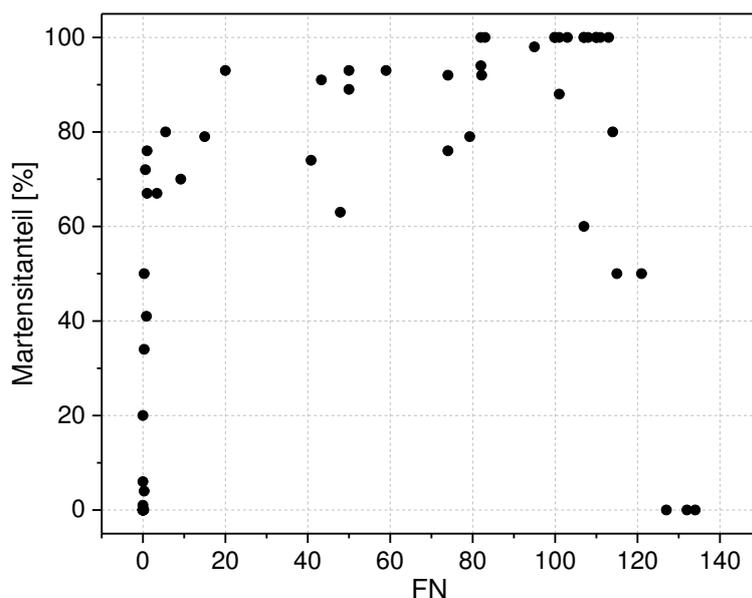


Bild 34: Zusammenhang zwischen metallographisch ermitteltem Martensitanteil und gemessener FN

Figure 34: Correlation between metallographically determined martensite fraction and measured FN

6.4.4 Korrelation von Härte und Gefügeart in Abhängigkeit der Aufmischung Correlation of hardness and type of microstructure depending on dilution

Die Untersuchungen zeigen, dass die im Schweißgut vorliegenden Gefügearten mithilfe der Ergebnisse aus den Härte- und FN-Messungen sowie der lichtmikroskopischen Untersuchungen bestimmt werden können. Von wesentlicher Bedeutung für den zukünftigen Anwendungsfall derartiger Mischschweißverbindungen ist die Schweißguthärte. Unter Berücksichtigung der vorliegenden Versuchswerkstoffe und deren chemischer Zusammensetzung sowie unter der Annahme konstanter Abkühlbedingungen

wird hier die Schweißguthärte durch die Aufmischung und die daraus resultierende Gefügeart bestimmt. Dieser Zusammenhang ist in Bild 35 dargestellt. Hier sind die Ergebnisse der Härtemessungen und Gefügeauswertung aller Umschmelzproben in Abhängigkeit der Aufmischung an ferritischen (HC340LA sowie FM-V) bzw. martensitischen (22MnB5) Fügepartnern dargestellt. Wie daraus zu entnehmen ist, beeinflusst die Bildung von ϵ -Martensit die Härte nicht signifikant. Alle Schweißgüter mit ϵ -Martensit im Gefüge liegen unter 250 HV10. Erst mit der Bildung von α' -Martensit, der ab Φ_F bzw. Φ_M von ca. 40 % entsteht, beginnt die Härte signifikant anzusteigen. Die höchsten Härten werden bei den Gefügearten A + M(α') bzw. M(α') entsprechend einer Aufmischung von 60-80 % festgestellt. Darin zeigt sich noch einmal deutlich die Notwendigkeit der Differenzierung zwischen den verschiedenen Martensitarten, insbesondere auch im Hinblick auf die Entwicklung eines neuen Konstitutionsschaubildes. Eine solche Differenzierung wurde bisher in keinem bekannten Konstitutionsschaubild vorgenommen.

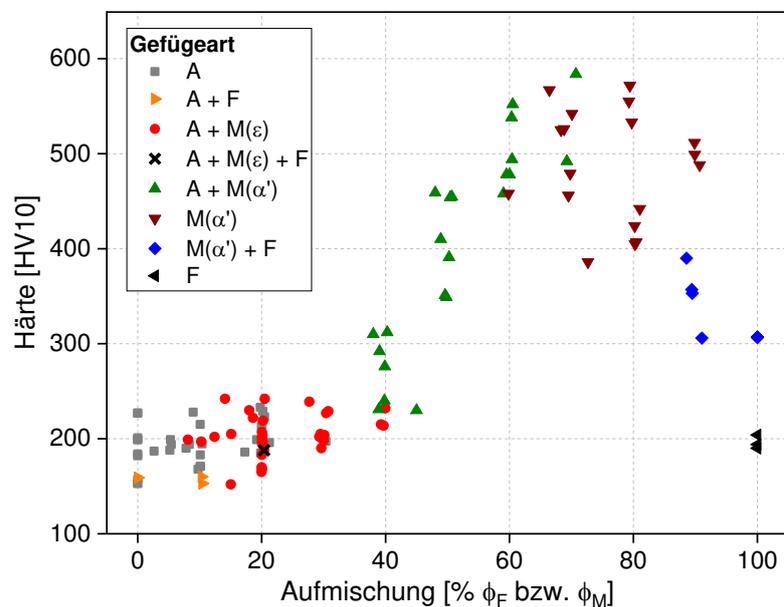


Bild 35: Einfluss der Aufmischung auf das Schweißgutgefüge und die Härte

Figure 35: Effect of dilution on weld metal microstructure and hardness

Dass der ϵ -Martensit im Allgemeinen weicher ist als der α' -Martensit, wurde bereits in der Literatur (siehe Abschnitt 2.2.5) beschrieben. Diese Aussage ist auch in den hier durchgeführten Untersuchungen feststellbar. Vergleicht man Proben mit gleichen Anteilen an ϵ - und α' -Martensit, so zeigt sich, dass die Proben mit α' -Martensit z. T. mehr als doppelt so hart sind, siehe Bild 36.

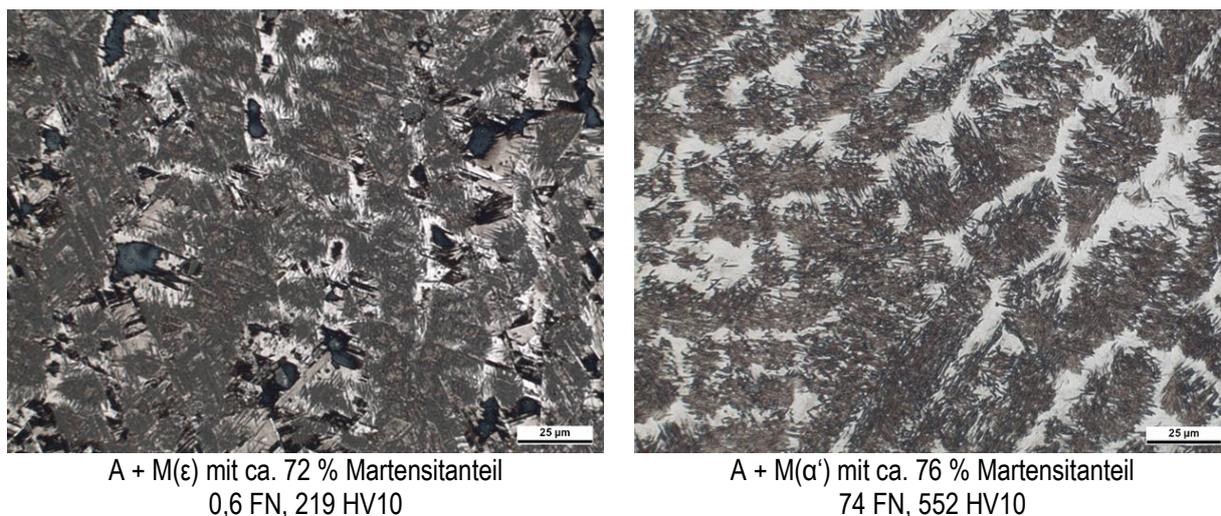


Bild 36: Gegenüberstellung von Schweißgutgefügen mit annähernd gleichen Martensitgehalten, aber unterschiedlichen Martensitarten. Ätzung: Klemm I. V: 500x

Figure 36: Comparison of weld metal microstructures with approximately equal martensite contents but different types of martensite. Etching: Klemm I. M: 500x

6.4.5 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Eigenschaften des resultierenden Mischschweißgutes

Influence of cooling rate on the properties of the dissimilar weld metal

Die Werkstoffkombinationen FeMn-I + HC340LA und FeMn-II + 22MnB5 wurden zusätzlich mit dem in Abschnitt 6.2.5 beschriebenen Versuchsaufbau hergestellt, um den grundlegenden Einfluss einer signifikant höheren Abkühlgeschwindigkeit – ähnlich einer Laserstrahlschweißung – zu untersuchen.

Die Ergebnisse der FN-Messungen, siehe Bild 37 (oben), zeigen, dass eine schnellere Abkühlung (Wasserabschreckung) keinen signifikanten Einfluss auf die FN hat. Die Mittelwerte der FN sind bei schnellerer Abkühlung tendenziell etwas höher, jedoch überlagern sich die Streubereiche stark. Deshalb sind größtenteils keine Unterschiede in der Gefügeausbildung zu erwarten. Kleine Gefügeunterschiede sind auf Basis der bloßen FN-Auswertung bei den Aufmischungen $\Phi_{\text{HC340LA}} = 70-90\%$ und $\Phi_{22\text{MnB5}} = 50\%$ sowie $\Phi_{22\text{MnB5}} = 80-100\%$ anzunehmen. Dabei kann eine höhere FN ein Anzeichen für eine stärkere Martensitbildung, dementsprechend weniger paramagnetischer Restaustenit, sein.

Ähnliche Resultate liefern die Ergebnisse der Härtemessungen, siehe Bild 37 (unten). Bis auf wenige Aufmischungen sind kaum signifikante Härteunterschiede feststellbar. Eine stärkere Martensitbildung und eine damit einhergehende Härtezunahme durch eine schnellere Abkühlung können in diesen Untersuchungen nicht als allgemeingültig abgeleitet werden. Teilweise ist die Härte bei langsamerer (MSG-adäquater) Abkühlung sogar höher als bei Wasserabschreckung, siehe insbesondere $\Phi_{22\text{MnB5}} = 50\%$. Eine durch die schnellere Abkühlung verursachte signifikant höhere Härte ist nur bei den Aufmischungen $\Phi_{\text{HC340LA}} = 100\%$ und $\Phi_{22\text{MnB5}} = 90-100\%$ wahrzunehmen, was auf eine stärkere Martensitbildung schließen lässt.

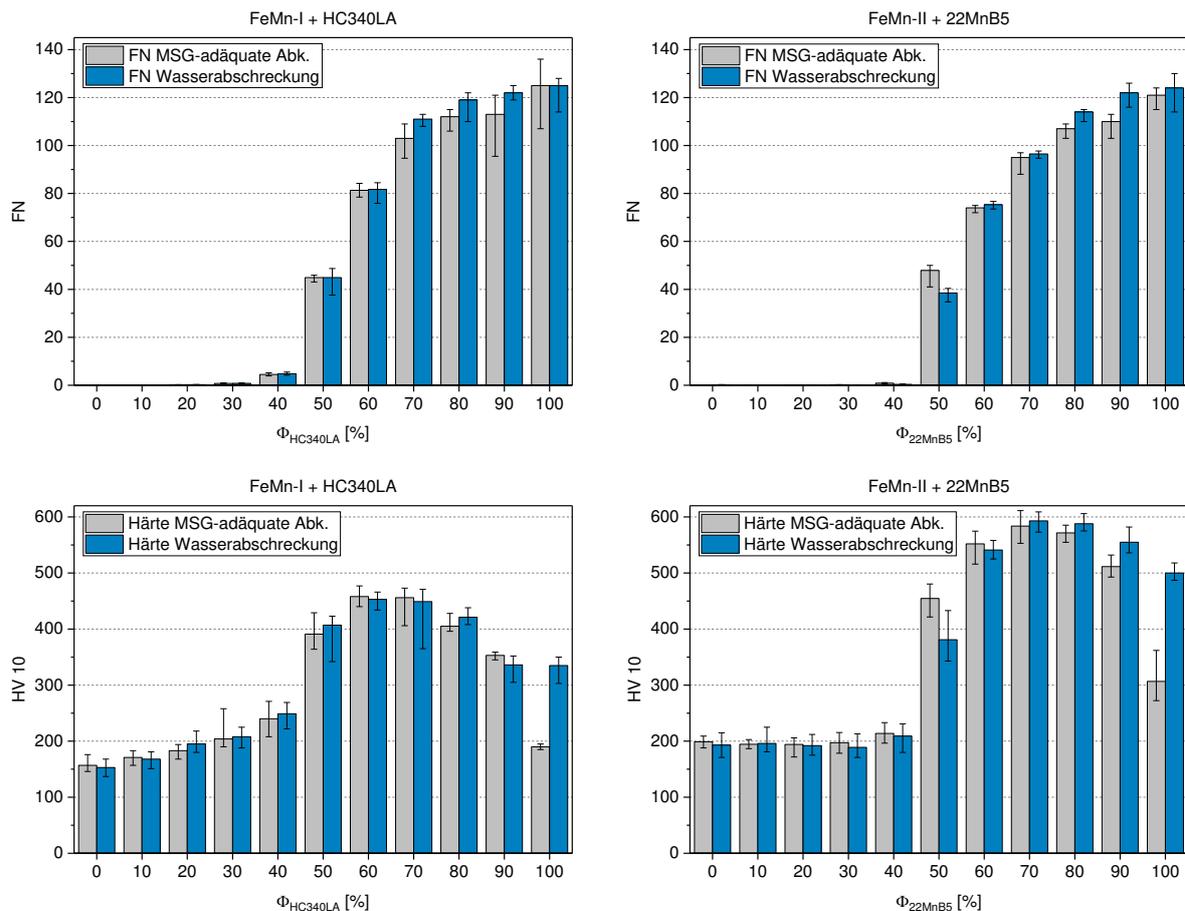


Bild 37: Gegenüberstellung der Härte und FN in Abhängigkeit der Aufmischung und Abkühlgeschwindigkeit am Beispiel der Werkstoffkombinationen FeMn-I + HC340LA und FeMn-II + 22MnB5

Figure 37: Comparison of hardness and FN as a function of dilution and cooling rate using the example of the material combinations FeMn-I + HC340LA and FeMn-II + 22MnB5

Wie schon aus den Ergebnisse der FN- und Härtemessungen anzunehmen war, sind metallographisch kaum Unterschiede in der vorliegenden Mikrostruktur in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit festzustellen. Eine Gegenüberstellung ausgewählter Gefügaufnahmen ist in Bild 38 dargestellt. Bei beiden Werkstoffkombinationen ist eine etwas intensivere Martensitbildung bei geringen Aufmischungen ($\Phi_{\text{HC340LA}} = 20\%$ bzw. $\Phi_{\text{22MnB5}} = 30\%$) zu erkennen. Eine eindeutige Auswirkung auf die Härte hat dies jedoch nicht. Bei höheren Aufmischungen ($\Phi_{\text{HC340LA}} \geq 30\%$ bzw. $\Phi_{\text{22MnB5}} \geq 40\%$) sind keine signifikanten Unterschiede in der Gefügestruktur feststellbar. Wie aus der Literatur bekannt (siehe Abschnitt 2.2.5) setzen die Legierungselemente, wie vor allem Kohlenstoff und Mangan, die kritische Abkühlgeschwindigkeit herab. Die hier vorliegenden Mischschweißgüter weisen durch die Fe-Mn-Stähle relativ hohe Mn- und C-Gehalte auf. Dadurch ist anzunehmen, dass die kritische Abkühlgeschwindigkeit in den Mischschweißgütern soweit herabgesetzt ist, dass sie sowohl unter Wasserabschreckung als auch unter MSG-adäquater Abkühlung überschritten wird und deshalb keine signifikanten Unterschiede in den Proben festzustellen sind.

Erst bei $\Phi_{\text{HC340LA}} = 100\%$ und $\Phi_{22\text{MnB5}} = 100\%$, wo der Gehalt an Legierungselementen hinreichend gering ist und die kritische Abkühlgeschwindigkeit zunimmt, sind deutliche Differenzen in Abhängigkeit der Abkühlrate zu sehen. Während bei der MSG-adäquaten Abkühlung von $\Phi_{\text{HC340LA}} = 100\%$ ein ferritisches Gefüge vorliegt, entsteht durch Wasserabschreckung ein Gefüge aus Martensit bzw. Zwischenstufe, was auch die Härteunterschiede erklärt. Ähnlich verhält es sich bei $\Phi_{22\text{MnB5}} = 100\%$, wobei unter MSG-adäquater Abkühlung eine Art Zwischenstufengefüge (Einordnung als M + F) entsteht, welches durch die stark erhöhte Abkühlrate durch ein rein martensitisches Gefüge abgelöst wird.

Aus den Ergebnissen lässt sich schließen, dass keine signifikanten Unterschiede in der Härte und Gefügeart bei Mischschweißgütern derartiger Werkstoffkombinationen zu erwarten sind, wenn diese mit Schweißverfahren höherer Abkühlraten hergestellt werden. Diese Annahme lässt sich aber nur treffen, wenn die Aufmischung an niedriglegiertem ferritischem bzw. martensitischem Stahl $\leq 90\%$ ist und eine homogene Durchmischung gewährleistet wird.

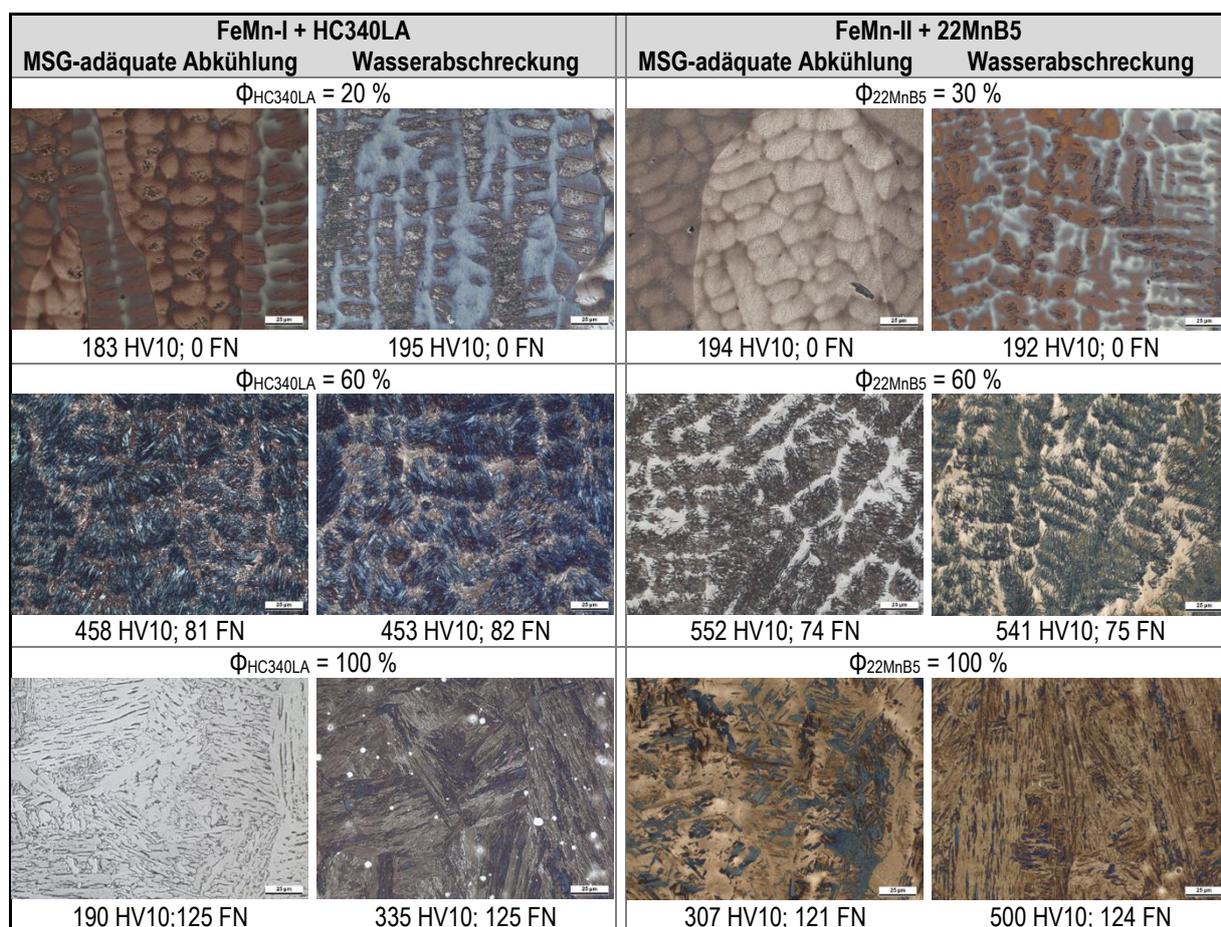
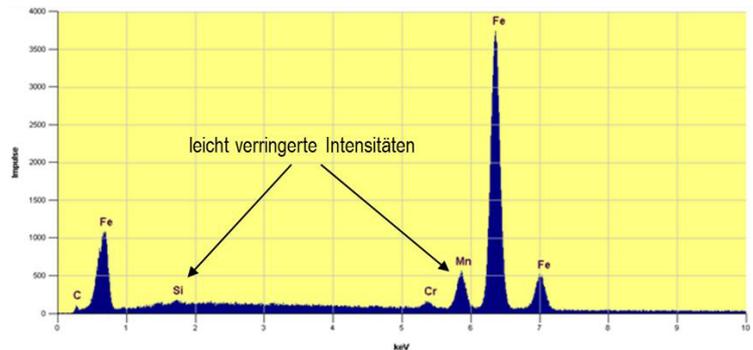
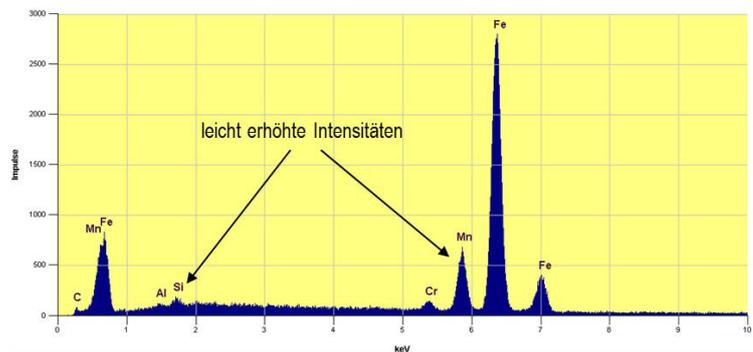
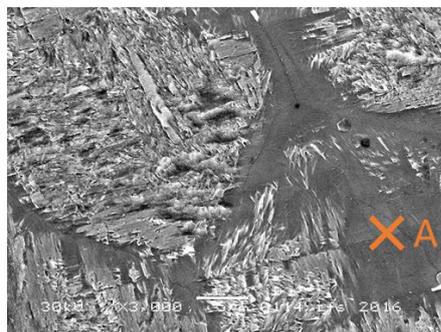


Bild 38: Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Mikrostruktur anhand beispielhafter Aufmischungen. Ätzungen: Klemm I, Nital (unten links)

Figure 38: Effect of the cooling rate on the microstructure using exemplary dilutions. Etchings: Klemm I, Nital (bottom left)

6.4.6 Ergebnisse der Feinstrukturanalysen Results of the fine structure analyses

Ausführliche Untersuchungen am REM wurden beispielhaft für die Werkstoffkombination FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_{\text{HC340LA}} = 50\%$ durchgeführt. In Bild 39 sind SE-Aufnahmen zu sehen. Deutlich erkennbar sind die Martensitinseln anhand der für den Martensit typischen nadelartigen Struktur. In den Zwischenräumen befindet sich der Restaustenit, der eine nahezu strukturlose Erscheinung hat. Dies deckt sich sehr gut mit den Ergebnissen der lichtmikroskopischen Untersuchungen. Zum Vergleich ist eine lichtmikroskopische Aufnahme derselben Probe in Bild 39 (links unten) dargestellt.



Element	Messpunkt A	Messpunkt B
Al	0,61	-
Si	0,78	0,41
Cr	1,36	1,02
Mn	12,72	9,02
Fe	77,70	82,43

Bild 39: Ergebnisse der EDX-Analysen am Beispiel eines Mischschweißgutes aus FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_{\text{HC340LA}} = 50\%$. Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges zum Vergleich (unten links). Ätzung: Klemm I

Figure 39: Results of the EDX analyses using the example of a dissimilar weld metal of FeMn-I + HC340LA with $\Phi_{\text{HC340LA}} = 50\%$. Light optical micrograph of the microstructure in comparison (bottom left). Etching: Klemm I

Die ESMA-Untersuchungen in Form von EDX-Punktanalysen (Bild 39) und Elementmappings (Bild 40) zeigen, dass signifikante Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung – insbesondere im Mn-Gehalt – zwischen den einzelnen Phasen bei Vorhandensein eines Mischgefüges (Austenit + Martensit) vorliegen. Wie bereits in Abschnitt 6.4.3 (Bild 32 f) gezeigt und erläutert wurde, bildet sich der Martensit zunächst in den Dendriten heraus, was auf das Seigerungsverhalten der Legierungselemente – insbesondere Mangan – zurückzuführen ist. Infolge dessen ist der Restaustenit in den interdendritischen Bereichen vor allem mit Mangan angereichert und an Eisen verarmt.

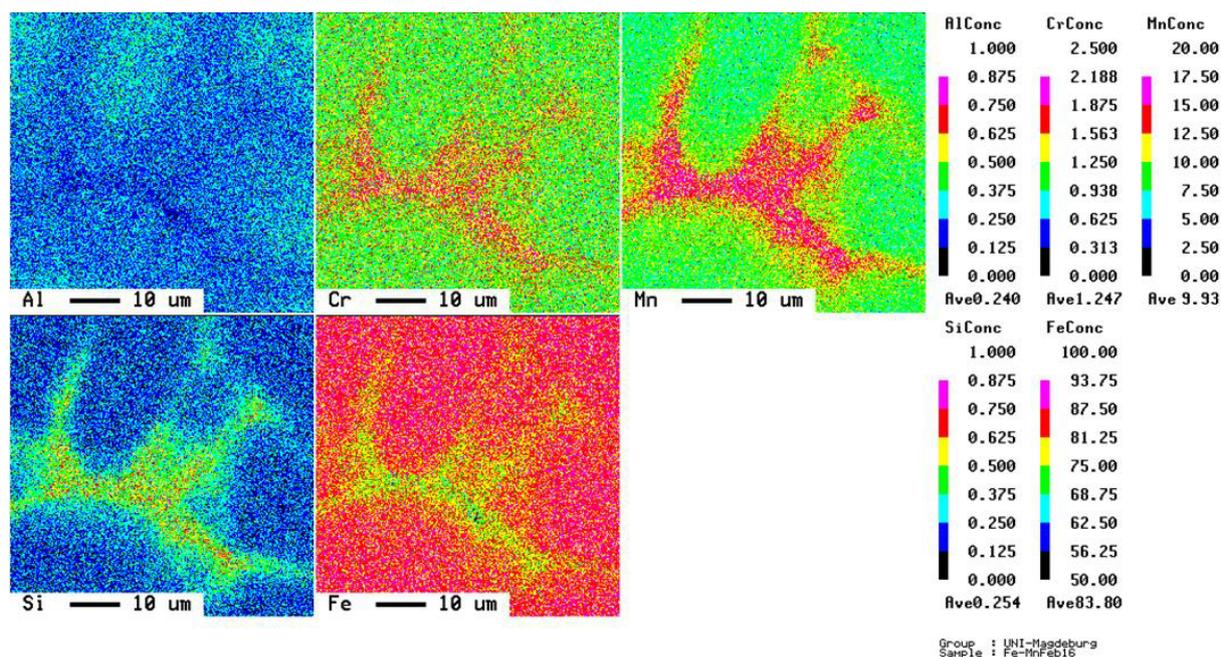


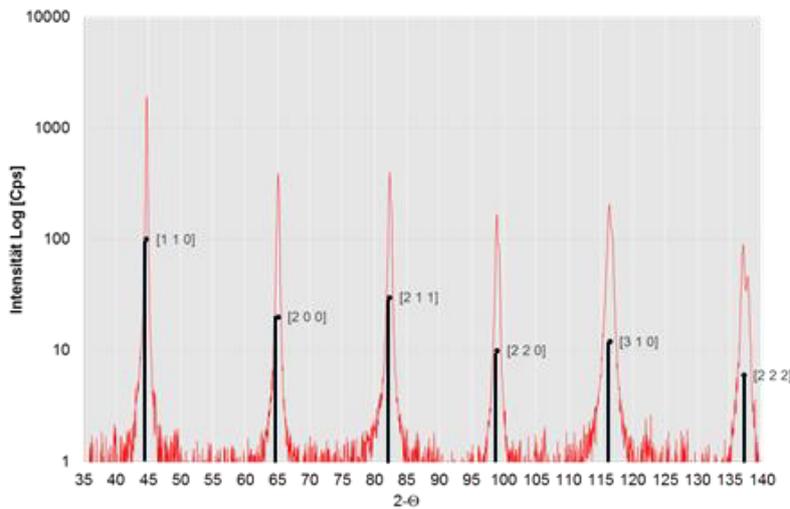
Bild 40: Ergebnis einer ESMA-Analyse am Beispiel eines Mischschweißgutes aus FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_{\text{HC340LA}} = 50\%$

Figure 40: Result of an EPMA analysis using the example of a dissimilar weld metal of FeMn-I + HC340LA with $\Phi_{\text{HC340LA}} = 50\%$

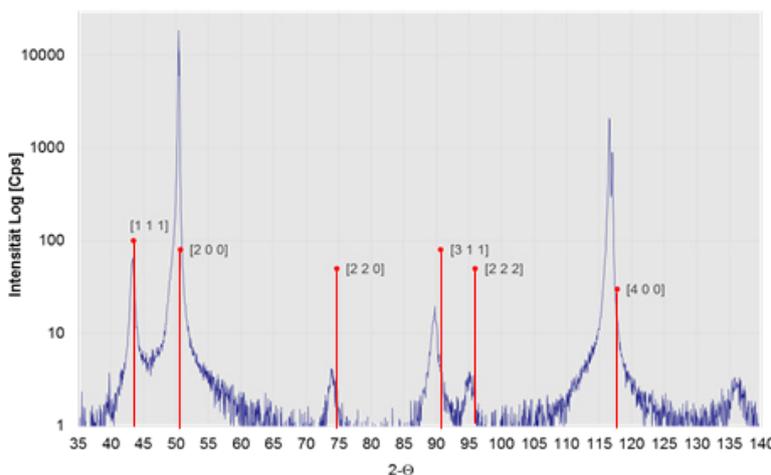
Weiterhin wurden XRD-Analysen an ausgewählten Proben durchgeführt, um die Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen sowohl qualitativ als auch quantitativ zu überprüfen. Für eine zuverlässige Phasenquantifizierung mittels XRD sind eine chemische Homogenität, eine gleichverteilte Teilchengröße und das Nichtvorhandensein einer Vorzugsorientierung von großer Bedeutung.

Die XRD-Untersuchungen wurden zunächst an Umschmelzproben aus 100 % HC340LA und 100 % FeMn-II durchgeführt, siehe Bild 41 a, b. Das Diffraktogramm der Probe a) lässt sich gut auswerten. Es werden 6 α -Eisen Peaks detektiert. Die Beugungslinien weisen eine geringe Halbwertsbreite und eine gaußförmige Verteilung auf. Und die Peaklagen entsprechen den aus der Datenbank entnommenen Daten für Ferrit. Bei Probe b) treten schon zwei Probleme auf. Zum einen sorgt eine scheinbare Vorzugsorientierung der Kristallite für eine spezifische Erstarrungstextur. Dies äußert sich in stark erhöhten Intensitäten in $[2\ 0\ 0]$ und $[4\ 0\ 0]$. Zum anderen sind die Intensi-

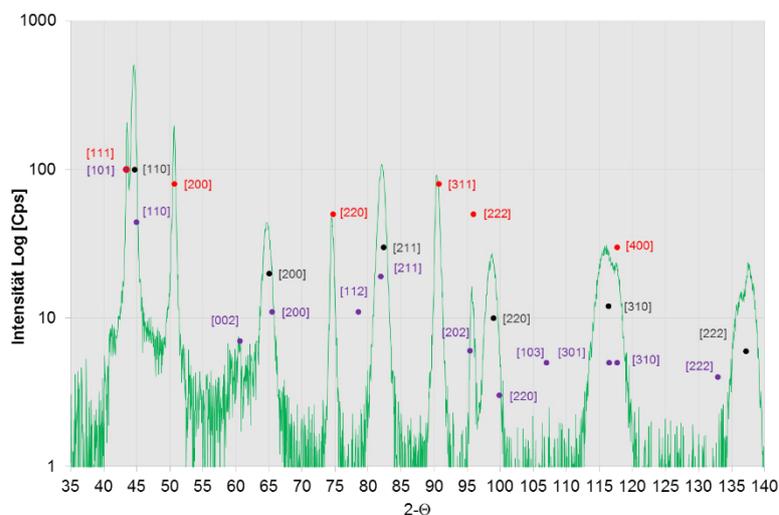
tätsmaxima stark verschoben, was auf ein chemisch inhomogenes Gefüge zurückzuführen ist. Als ursächlich dafür ist das starke Seigerungsverhalten hochmanganhaltiger Legierungen anzusehen. Nichtsdestotrotz sind 6 γ -Eisen Peaks detektierbar.



a) Diffraktogramm einer Umschmelzprobe aus 100 % HC340LA mit für die ferritische Phase (krz) typischen Millerschen Indizes



b) Diffraktogramm einer Umschmelzprobe aus 100 % FeMn-II mit für die austenitische Phase (kfz) typischen Millerschen Indizes



c) Diffraktogramm einer Umschmelzprobe aus 50 % HC340LA + 50 % FeMn-II mit den Millerschen Indizes folgender Phasen: rot für Austenit, schwarz für Ferrit, lila für α' -Martensit

Bild 41: Diffraktogramme der XRD-Analysen an Umschmelzproben aus a) 100 % HC340LA, b) 100 % FeMn-II, c) 50 % HC340LA + 50 % FeMn-II

Figure 41: Diffractograms of the XRD analyses on melting samples consisting of a) 100 % HC340LA, b) 100 % FeMn-II, c) 50 % HC340LA + 50 % FeMn-II

Bei dem Mischschweißgut aus 50 % HC340LA + 50 % FeMn-II (Probe c)) wirken sich die Probleme stärker auf die Auswertung aus. Zwar liegt hierbei keine Vorzugsorientierung vor, jedoch sorgt eine leichte chemische Inhomogenität für eine Verschiebung der Lage der Intensitätsmaxima im Vergleich zu den idealen Lagen der indizierten Linien. Dieser Effekt ist aber schwächer als bei Probe b). Bedeutender ist der hier auftretende Mikroabsorptionseffekt (Matrixeffekt), der in einer großen Halbwertsbreite resultiert (siehe z. B. [3 1 0] und [4 0 0]). Dies tritt dann auf, wenn die Korngröße im Vergleich zur Eindringtiefe hinreichend groß ist. Die Folge daraus ist, dass die Beugungsmaxima nicht klar getrennt werden können. Eine klare Zuordnung von Martensit zu den Intensitätsmaxima war nicht möglich. Die an der FE vorliegende Datenbank war für hochmanganhaltige Legierungen nicht geeignet, um Aussagen treffen zu können, ob und welche Art von Martensit vorliegt. Auch fehlte es an Korrekturfaktoren für die Verschiebung der Intensitätsmaxima.

Aufgrund der oben erläuterten Schwierigkeiten wurden die weiteren XRD-Analysen durch ein PA-Mitglied (Fa. *ArcelorMittal Global R&D*) durchgeführt. Dort standen die notwendigen Datenbanken zur Verfügung. Die Textureffekte bestanden aber weiterhin, wodurch die Ergebnisse sehr von der Anpassung der Kurven abhängen. Auch das Hintergrundrauschen war weiterhin relativ groß, sodass sich kleine Peaks nicht herausfiltern ließen. Nichtsdestotrotz konnte eine Quantifizierung der Phasen durchgeführt werden.

Es wurden 3 verschiedene Aufmischungen der Werkstoffkombination FeMn-I + HC340LA geprüft. Je Aufmischung wurde eine GKF- und KKF-Probe untersucht, woraus sich insgesamt 6 Proben für den Abgleich mit der metallographischen Quantifizierung ergeben. Im Ergebnis der Untersuchungen wurden drei Phasen identifiziert und quantifiziert. Dies sind α , γ und ϵ . Aufgrund dessen, dass Ferrit und Martensit sehr ähnlich und nur schwer zu unterscheiden sind, kann es sich bei der α -Phase hierbei um den kubisch raumzentrierten Ferrit oder den tetragonal verzerrten Martensit handeln. Die Ergebnisse der Phasenquantifizierung mittels XRD-Analysen sind zusammenfassend und im Vergleich zu den Ergebnissen der metallographischen Phasenquantifizierung in Tabelle 15 dargestellt. Wie daraus zu entnehmen ist, stimmen die Ergebnisse der beiden verschiedenen Untersuchungsmethoden hinsichtlich des Austenitanteils und des Gesamtmartensitanteils ($\alpha' + \epsilon$) sehr gut überein. Dabei wird angenommen, dass die mittels XRD gemessene α -Phase dem Martensit zuzuordnen ist. Diese Annahme wird aufgrund der für den Martensit typischen nadelförmigen Erscheinung und der ermittelten Härtewerte getroffen. Differenzen ergeben sich, wenn die Anteile der einzelnen Martensitarten gegenübergestellt werden. Ein Grund dafür kann es sein, dass es metallographisch nicht möglich war, die Martensitarten bei gleichzeitigem Vorliegen voneinander zu trennen. Mithilfe der XRD-Analyse ist eine Unterscheidung der Martensitarten dahingegen möglich. Demgegenüber stehen aber der große Aufwand für die Probenvorbereitung, die lange Analysedauer und die aufwendige Auswertung sowie die aufgrund der starken Textur notwendige Kurvenanpassung, welche die Ergebnisse stark beeinflussen kann.

Tabelle 15: Gegenüberstellung der Ergebnisse der XRD-Analysen und metallographischen Untersuchungen (Punktauszählen) am Beispiel der Werkstoffkombination aus FeMn-I + HC340LA in verschiedenen Aufmischungen und Probenformen

Table 15: Comparison of the results of the XRD analyses and metallographic investigations (point counting) using the example of the material combination of FeMn-I + HC340LA in different dilutions and sample shapes.

Φ_{HC340LA} [%]	Art der Umschmelzprobe	FN	Punktauszählen [Vol.-%]			XRD-Analyse [Gew.-%]		
			Austenit	ϵ -Martensit	α' -Martensit	Austenit	ϵ -Martensit	α' -Martensit/Ferrit
30	KKF	0	50	50	0	43	49	8
	GKF	0	50	50	0	50	42	8
40	KKF	6	18	0	82	16	61	23
	GKF	3	33	0	67	27	56	17
50	KKF	48	13	0	87	11	44	45
	GKF	43	9	0	91	9	27	64

Als letzte Methode der Feinstrukturanalysen wurden EBSD-Untersuchungen durchgeführt. Ähnlich den XRD-Analysen werden hierbei hohe Anforderungen an die Probenvorbereitung gestellt. Darüber hinaus steigt die Messdauer immens mit zunehmender Analysefläche und eine Unterscheidung zwischen den verschiedenen Martensitarten und zwischen Martensit und Ferrit ist nur schwer bzw. mit einem für diese Untersuchungen nicht vertretbaren Aufwand innerhalb des großen Probenumfangs möglich. Aufgrund dessen wurde eine EBSD-Analyse nur an einer beispielhaft ausgewählten Probe der Werkstoffkombination FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_{\text{HC340LA}} = 30\%$ durchgeführt, welche auch im Rahmen der XRD-Analysen untersucht wurde (siehe Tabelle 15, KKF).

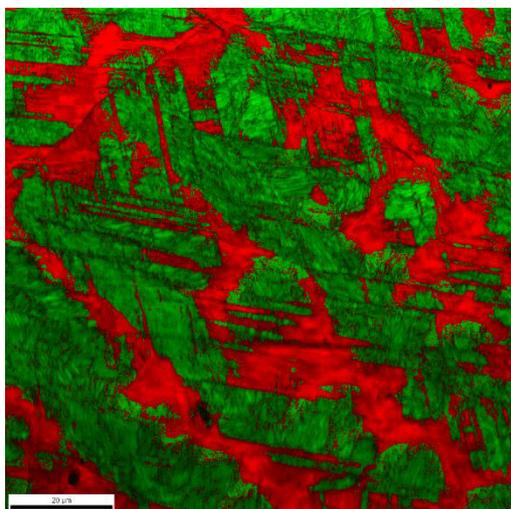


Bild 42: EBSD-Aufnahme (Phasen Mapping): rot = Austenit, grün = Martensit (links), lichtmikroskopische Aufnahme der gleichen Probe (rechts). Werkstoffkombination aus FeMn-I + HC340LA mit $\Phi_{\text{HC340LA}} = 30\%$. Ätzung: Klemm I

Figure 42: EBSD image (phase mapping): red = austenite, green = martensite (left), light optical micrograph of the same sample (right). Material combination of FeMn-I + HC340LA with $\Phi_{\text{HC340LA}} = 30\%$. Etching: Klemm I

Das Ergebnis zeigt Bild 42. Dieselben Probenbereiche konnten leider nicht direkt gegenübergestellt werden, dennoch zeigt der Vergleich zwischen lichtmikroskopischer

und EBSD-Aufnahme eine sehr gute Übereinstimmung. Auf Basis der Erkenntnisse aus den XRD-Analysen und FN-Messungen lässt sich schließen, dass es sich bei der grün dargestellten Phase um ϵ -Martensit handelt. In der lichtmikroskopischen Aufnahmen entspricht dies der dunkelbraunen Phase.

6.5 Entwicklung geeigneter Äquivalente und Erstellung von Konstitutionsschaubildern

Determination of appropriate equivalents and development of constitution diagrams

6.5.1 Methoden der statistischen Auswertung

Methods of statistical evaluation

Die Legierungselemente, die für gewöhnlich in Stählen verwendet werden, können in zwei Gruppen unterteilt werden. Das sind zum einen die Austenitbildner (z. B. Ni, C, Mn, N) und zum anderen die Ferritbildner (z. B. Cr, Mo, Si, Ti). Um zu ermitteln, welche Legierungselemente und Koeffizienten in den neuen Äquivalentformeln zur Gefügevorhersage von Mischschweißgütern hochmanganhaltiger Stähle benutzt werden müssen, wurden verschiedene statistische Auswertemethoden genutzt. Mithilfe dieser wurden auf Basis der im AP 4 ermittelten Kennwerte (FN, Härte, Gefügearten und –anteile) funktionelle Zusammenhänge zwischen den Kennwerten (= abhängige Variable) und der chemischen Zusammensetzung der Schweißgüter (= unabhängige Variable) hergeleitet, um eine Vorhersage der Gefügeausbildung in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung der Ausgangswerkstoffe zu ermöglichen.

Dafür wurden zunächst verschiedene Methoden der Regressionsanalyse unter Zuhilfenahme der Statistiksoftware *Minitab* genutzt. Im Ergebnis dessen wurden Ausgangsgleichungen der Form:

$$\text{Kennwert} = k_0 + k_1(E_1) + k_2(E_2) + \dots + k_n(E_n) \quad (5)$$

aufgestellt. Der Wert k_0 ist eine Konstante, die Werte k_1 bis k_n sind die Koeffizienten der jeweiligen Legierungselemente E_i . Aufbauend aus den ermittelten Ausgangsgleichungen sollten zwei Äquivalente abgeleitet werden, die die jeweiligen Wirkungen einer Gruppe von Legierungselementen auf die Gefügeausbildung am besten beschreiben.

Weiterhin wurde die Methode der Neuronalen Netze unter Nutzung des Programmes *Java Neural Network Simulator (JavaNNS)* angewendet, um die komplexen Zusammenhänge zwischen mehreren Eingangs- (Legierungselemente) und Ausgangsdaten (FN, Gefügeart, etc.) zu identifizieren und zu beschreiben.

Zusätzlich zu diesen beiden im Projektantrag vorgesehenen Methoden wurde außerdem das Trial and Error Prinzip als heuristisches Verfahren zur Näherung an die "optimale Lösung" durch Modifikation der Schaeffler-Äquivalente durchgeführt. Dabei wurden die Faktoren der Legierungselemente im Ni- und Cr-Äquivalent manuell angepasst und die Trennbarkeit der Gefügegebiete überprüft.

Weiterhin wurde in Zusammenarbeit mit der Fakultät für Mathematik (Institut für Mathematische Stochastik) der Otto-von-Guericke-Universität eine kanonische Diskriminanzanalyse als strukturprüfendes Verfahren durchgeführt, um von der chemischen

Zusammensetzung direkt auf die Gefügegruppen zu schließen. Dafür wurde die Software *SPSS Statistics* verwendet. Im Ergebnis der Diskriminanzanalyse ergibt sich eine Linearkombination der Form:

$$Y = k_1(E_1) + k_2(E_2) + \dots + k_n(E_n) \quad (6)$$

bei der Y die Diskriminanzvariable und k_n die Koeffizienten der jeweiligen Legierungselemente E_i sind.

Durch Auftragen der durch die verschiedenen Methoden ermittelten Äquivalente auf die x- und y-Achse und Eintragen der Ergebnisse der Umschmelzversuche in die Schaubilder wurden die Grenzlinien zwischen den verschiedenen Gefügearten bestimmt. Die Bewertung und Prüfung der entwickelten Konstitutionsschaubilder erfolgte anhand unterschiedlicher Kriterien. Zum einen wurde die prozentuale Vorhersagegenauigkeit bestimmt, d. h. es wurde ermittelt, wie viele der gesamten Umschmelzproben korrekt zugeordnet werden. Zum anderen wurde qualitativ überprüft, wie gut die Trennbarkeit ist. Eine hohe Trennbarkeit ist dann erreicht, wenn eine große Distanz zwischen den einzelnen Gruppen und eine kleine Streuung innerhalb der Gruppen vorliegen. Darüber hinaus wurde die metallurgische Interpretierbarkeit und Plausibilität der Äquivalent-Formeln beurteilt.

6.5.2 Der Datensatz The dataset

Aus den Ergebnissen des AP 4 wurde der Datensatz zur Durchführung der Berechnungen aufgestellt. Der grundlegende Aufbau und Umfang des Datensatzes ist in Tabelle 16 dargestellt.

Tabelle 16: Datensatz für die Berechnung der neuen Äquivalent-Formeln

Table 16: Dataset for the calculation of the new equivalence formulae

Probenanzahl	unabhängige Variable					abhängige Variable				
	chemische Zusammensetzung					Schweißguteigenschaften				
	18 verschiedene Elemente					Gefügeart	Härte	FN	Martensitanteil*	Austenitanteil*
132	C	Mn	Al	Si	...+ 14	A A + F A + M(ϵ) A + M(ϵ) + F A + M(α') M(α') M(α') + F F	152-584	0-134	0-100 %	0-100 %
*nur für 81 von 132 Proben bestimmt										

Insgesamt lagen 132 unterschiedliche chemische Zusammensetzungen mit jeweils zugehörigen Schweißguteigenschaften zugrunde. Dabei handelt es sich um den finalen Datensatz. Die ersten Berechnungen wurden jedoch schon parallel zu der Bearbeitung des AP 4 durchgeführt, sodass der Probenumfang bei den ersten Berechnungen geringer war. Weiterhin wurden hier auch nur die Umschmelzproben berücksichtigt, die

unter MSG-adäquaten Abkühlbedingungen hergestellt wurden. Verschiedene abkühlzeitabhängige Konstitutionsschaubilder wurden demzufolge nicht entwickelt. Ein signifikanter Einfluss höherer Abkühlgeschwindigkeiten auf das resultierende Schweißgut ist bei derartigen Mischschweißverbindungen nach den Ergebnissen in Abschnitt 6.4.5 ohnehin in Frage zu stellen.

6.5.3 Methodenevaluierung und Entwicklung des neuen Konstitutionsschaubildes

Method evaluation and development of the new constitution diagram

Zunächst wurden alle in Abschnitt 6.5.1 beschriebenen Auswertemethoden durchgeführt, um die für die hier vorliegende Zielstellung am besten geeignete Methode zu ermitteln. Zum bildhaften Vergleich und Bewertung der Methoden sei das Schaeffler-Diagramm in Bild 43 dargestellt. Für die erzeugten und ausgewerteten Umschmelzproben wurden anhand der chemischen Zusammensetzung die Cr- und Ni-Äquivalente berechnet. Anschließend wurden die Proben im Schaeffler-Diagramm eingeordnet und die tatsächliche Gefügeart mit der vorhergesagten Gefügeart gegenübergestellt. Wie erwartet, zeigt das Schaeffler-Diagramm eine schlechte Vorhersagegenauigkeit für die erzeugten Mischschweißgüter. Nur 64 % aller Proben werden korrekt eingeordnet. Es wird Martensit in Proben prognostiziert, die kein Martensit aufweisen. Hinzu kommt, dass eine große Überlappung zwischen Proben verschiedener Gefügearten vorliegt. Dadurch ist eine Verbesserung der Gefügevorschau durch eine bloße Verschiebung oder Neuordnung der Grenzlinien nicht möglich. Weiterhin findet keine Differenzierung zwischen ϵ - und α' -Martensit statt.

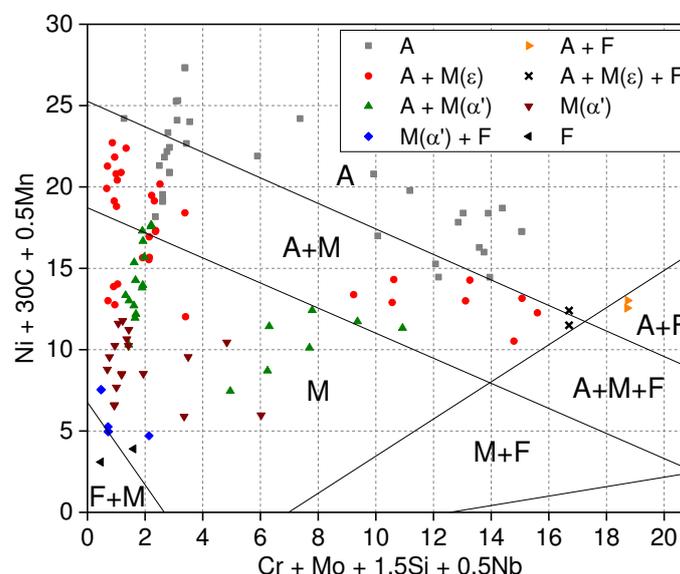


Bild 43: Schaeffler-Diagramm mit darin eingeordneten Umschmelzproben. Farben und Symbole stellen die tatsächlich in den Proben vorliegende Gefügeart dar

Figure 43: Schaeffler diagram with integrated melting samples. Colors and symbols represent the actual type of microstructure present in the samples

Bei dem Trial and Error Prinzip wurden die Äquivalente des Schaeffler-Diagramms (siehe Bild 43) manuell modifiziert. Im Einzelnen wurden weitere Austenitbildner hinzugefügt, die Faktoren der Legierungselemente variiert und die Achseneinteilung sowie

Grenzlinien neu angepasst. Im Ergebnis sind die Gefügegebiete besser abtrennbar, jedoch liegen weiterhin Überschneidungen zwischen Proben verschiedener Gefügearten vor. Insgesamt erwies sich diese Methode aufgrund der vielen Variablen und Wechselwirkungen als nicht praktikabel, sodass dies nach einigen anfänglichen Versuchen nicht weiterverfolgt wurde.

Bei der multiplen Regression mittels *Minitab* wurden die in Tabelle 16 aufgeführten abhängigen Variablen jeweils in einen funktionellen Zusammenhang mit der chemischen Zusammensetzung gebracht. Von den 18 Legierungselementen wurden vorab die Elemente aus dem Datensatz herausgenommen, die nicht in allen Werkstoffanalysen angegeben waren und weiterhin die, die aus metallurgischer Sicht weder den Austenit- noch Ferritbildnern zuzuordnen sind. Zusätzlich wurde Eisen als Grundkomponente der Stähle nicht in den Berechnungen berücksichtigt. Dadurch blieben 12 Elemente für die Regressionsanalysen übrig. Im nächsten Schritt wurde die Normalverteilung der abhängigen Variablen geprüft. Dabei wurde festgestellt, dass z. B. die FN keine Normalverteilung aufweist, wohingegen z. B. die Gefügeart etwas besser normalverteilt ist, was für eine statistische Auswertung von großer Bedeutung ist. Eine weitere Schwierigkeit war, dass die Legierungselemente sehr stark miteinander korrelieren, d. h. sie erklären sich gegenseitig, was der Tatsache geschuldet ist, dass die Mischung der verschiedenen Fügepartner eine gleichzeitige Änderung aller Legierungselemente in einem gleichen relativen Verhältnis bewirkt. Es ändert sich also nicht nur ein einzelnes Legierungselement bei Variation der Aufmischung, wodurch die Auswirkung der einzelnen Elemente auf die abhängige Variable schwierig abzuschätzen ist. Im Ergebnis der Regressionsanalysen konnten nichtsdestotrotz gute Resultate mit einer hohen Vorhersagegenauigkeit von ca. 90 % erzielt werden, jedoch waren die Äquivalentformeln metallurgisch nicht vollkommen interpretierbar. So hatten verschiedene Legierungselemente falsche Vorzeichen und dadurch eine austenitbildende anstatt einer ferritbildenden Wirkung und umgekehrt. Darüber hinaus hatten Legierungselemente wie Mo, Cu oder Co im Vergleich zu den anderen Elementen extrem hohe Koeffizienten (k_n), was in der späteren Anwendung der Schaubilder Missverständnisse und Irreführungen mit sich hätte bringen können.

Mithilfe der Methode der neuronalen Netze werden komplexe Beziehungen mittels Verbindungen zwischen den Eingabewerten und einer Zwischenstufe (verdeckte Zwischenschicht) sowie der Zwischenstufe und den Ausgabedaten abgeleitet, siehe Bild 44. Dabei gehen die Eingangsneuronen mit der Außenwelt eine Verbindung ein und reagieren auf äußere Informationen (Eingangswerte: z. B. Gehalt einzelner Legierungselemente). Die verdeckten Neuronen werden von den Eingangsneuronen beeinflusst und erhöhen die Leistungsfähigkeit des neuronalen Netzes. Die Ausgangsneuronen wirken auf die Außenwelt ein (Ausgangswerte: z. B. FN). Die Werte der versteckten Schicht werden durch eine gewichtete Summe über alle Eingangswerte und wiederum die Ausgangswerte durch eine gewichtete Summe aller Werte der versteckten Schicht bestimmt. Die gewichteten Summen werden, bevor sie der nächsten Schicht übergeben werden, durch eine Übertragungsfunktion umgewandelt. Jeder einzelnen Eingangs- und Zwischenschichtverbindung und jeder einzelnen Zwischen- und Ausgangsschichtverbindung werden Gewichte zugeordnet. Diese Gewichte werden durch einen Trainingsprozess bestimmt. Das Netzwerk wird durch eine Trainingsdatenmenge

geschult, die aus zahlreichen Datensätzen aus Eingabewerten und den entsprechenden Ausgabewerten besteht. Der Trainingsprozess beinhaltet einen Vergleich der vorhergesagten Ausgabewerte mit den wahren Ausgabewerten der Trainingsdatenmenge und die daraus resultierende Korrektur der Gewichte. Dieser Vorgang wird solange wiederholt, bis der Fehler ein Minimum erreicht. Es existiert jedoch kein endgültiges optimales Netzwerk, da durch längeres „trainieren“ oder Verwendung zusätzlicher Daten das Netzwerk immer weiter verbessert werden kann. Durch den Trainingsprozess nähert man sich nur dem endgültigen, optimalen Netzwerk an. [80, 81]

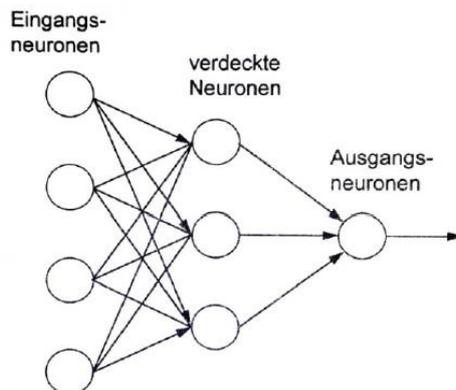


Bild 44: Typischer Aufbau eines neuronalen Netzes [82]

Figure 44: Typical structure of a neural network [82]

Mithilfe der Software *JavaNNS* wurden verschiedene Netzwerke aufgestellt. Zur Bewertung der Netzwerke dient hierbei der sog. „Root Mean Square Error“ (RMS = mittlerer quadratischer Vorhersagefehler). Als Eingabewerte dienten die Legierungselemente. Zunächst wurden alle Elemente mit einbezogen, anschließend wurde die Elementauswahl – wie auch bei den Regressionsanalysen – auf 12 reduziert. Als Ausgabewerte dienten die FN, Gefügeart und Härte. Für die Härte konnte kein zuverlässiges Netzwerk aufgestellt werden. Der RMS war > 91 , sodass hier mit großen Vorhersagefehlern, insbesondere bei neuen Daten, zu rechnen ist. Für die Gefügearten und die FN konnten Neuronale Netze mit sehr guten Vorhersagegenauigkeiten erstellt werden. Der RMS lag bei der FN zwischen 9,7-10,4 und bei der Gefügeart zwischen 0,45-0,48. Für den zu diesem Zeitpunkt vorliegenden Datensatz (121 Proben) wurde die FN und Gefügeart mithilfe des Netzwerkes berechnet und mit den tatsächlichen experimentell ermittelten Daten gegenübergestellt. Dabei ergab sich eine Vorhersagegenauigkeit von 89,9 % für die Gefügearten und 97,5 % für die FN. Ein sehr großer Nachteil der Neuronalen Netze ist es aber, dass diese Netzwerke ähnlich einer Blackbox sehr undurchsichtig sind. Im Hinblick auf die Projektzielstellung ist es aufgrund der komplexen mathematischen Algorithmen, die in diesem Netzwerk verankert sind, nicht möglich ein Konstitutionsschaubild mit handhabbaren Äquivalenten aufzustellen, sondern müsste in Form eines Computer-Programmes umgesetzt werden.

Zuletzt wurde die kanonische Diskriminanzanalyse durchgeführt. Hierbei handelt es sich im Wesentlichen um ein strukturprüfendes Verfahren, mit dem untersucht wird, wie die Variablen (Legierungselemente) zur Trennung von Gruppen (Gefügearten) beitragen. Ein bedeutsamer Vorteil dieser Methode ist, dass sie auch bei einer nicht vorhan-

denen Normalverteilung der Daten anwendbar ist [83]. Zunächst wurden die Legierungselemente C, Mn, Ni, Cr, Al, Si, Mo, Co, Ti, N und Cu in der Diskriminanzanalyse berücksichtigt. Ausgehend von diesen Legierungselementen wurden alle Teilmengen dieser Variablen in der Auswertung getestet, sodass eine Vielzahl unterschiedlicher Linearkombinationen mit verschiedenen einbezogenen Legierungselementen und zugehörigen Koeffizienten ermittelt wurden. Die optimale Lösung wurde im Hinblick auf Vorhersagegenauigkeit und metallurgischer Nachvollziehbarkeit ausgewählt. Im Ergebnis wurden Koeffizienten ermittelt, mit denen 91,3 % der Daten richtig klassifiziert werden, siehe Tabelle 17. Hierbei fließen die Legierungselemente C, Mn, Ni, Cr, Al und Si ein. Für die weiteren Elemente konnten entweder keine plausiblen Koeffizienten ermittelt werden oder die Software hat die Elemente bei der Berechnung eigenständig eliminiert, da der Einfluss nicht abgeschätzt werden konnte. So kommt es, dass z. B. das Legierungselement Stickstoff, welches in vielen Konstitutionsschaubildern als Austenitbildner mit einfließt, hier keine Berücksichtigung findet.

Tabelle 17: Kanonische Diskriminanzkoeffizienten bei Berücksichtigung der Elemente C, Si, Mn, Cr, Ni, Al (ermittelt mithilfe von *SPSS Statistics*)

Table 17: Canonical discriminant coefficients considering the elements C, Si, Mn, Cr, Ni, Al (determined using *SPSS Statistics*)

Kanonische Diskriminanzfunktionskoeffizienten					
	Funktion				
	1	2	3	4	5
C	10,563	6,491	8,930	12,334	-2,228
Si	-,590	-1,190	-6,422	-1,490	-1,571
Mn	,523	-,283	-,190	-,153	-,012
Cr	,278	,266	,045	-,196	-,204
Ni	,682	-,252	,543	,638	,767
Al	,756	2,159	3,959	-,596	2,128
(Konstant)	-10,024	-,257	,745	-,793	,716

Um eine zweidimensionale Darstellung zu erhalten, musste die Anzahl der Diskriminanzfunktionen zunächst reduziert werden. Für den vorliegenden Sachverhalt wurde nur die erste Diskriminanzfunktion genutzt, um die Äquivalente zu bilden. Somit wurden die Legierungselemente linear mit den Koeffizienten der ersten Diskriminanzfunktion wie folgt kombiniert:

$$Y = (10,563 \times C + 0,523 \times Mn + 0,682 \times Ni) + (0,278 \times Cr + 0,756 \times Al - 0,59 \times Si) \quad (7)$$

Zur graphischen Darstellung wurden die Koeffizienten anschließend mit einem Skalierungsfaktor multipliziert und zweckmäßig gerundet. Dann wurde die Diskriminanzfunktion in zwei separate Äquivalente geteilt. In Anlehnung an die etablierten Konstitutionsschaubilder wurde das Äquivalent mit den Austenitbildnern an der vertikalen Achse und das mit den Ferritbildnern an der horizontalen Achse abgetragen, siehe Bild 45. Zusätzlich wurde im Äquivalent der horizontalen Achse ein Korrekturfaktor von 2,5 eingefügt, damit alle Punkte im ersten Quadranten liegen.

Unter Verwendung des neu entwickelten Konstitutionsschaubildes, dem COHMS-Diagramm (kurz für: **C**onstitution of **H**igh **M**anganese **S**teel **W**elds), werden 93 % der Schweißgutgefüge richtig eingeordnet. Die restlichen 7 % liegen im nahen Bereich der Grenzlinien. Neben den different gewichteten Koeffizienten und der zusätzlichen Unterscheidung zwischen ε - und α' -Martensit ist ein wesentlicher Unterschied zum Schaeffler-Diagramm, dass Silizium mit einem negativen Faktor eingeht. Grundsätzlich gehört Silizium zu den Ferritbildnern, sodass ein positiver Koeffizient (vgl. Schaeffler-Diagramm) anzunehmen wäre. In Fe-Mn-Stählen senkt Silizium jedoch den Betrag der kubisch flächenzentrierten Austenit-Phase und fördert die Bildung von Martensit [84]. Untersuchungen durch [85] zum Einfluss von Silizium auf die Martensitumwandlung zeigen, dass mit steigendem Si-Gehalt die Martensitstarttemperatur signifikant ansteigt. Demnach lässt sich auch eine durch Silizium geförderte Martensitbildung in Mischschweißgütern hochmanganhaltiger Stähle vermuten, die durch das negative Vorzeichen und damit einer Verschiebung eines fiktiven Datenpunktes nach links bei sonst gleichbleibenden Gehalt an Legierungselementen dargestellt wird.

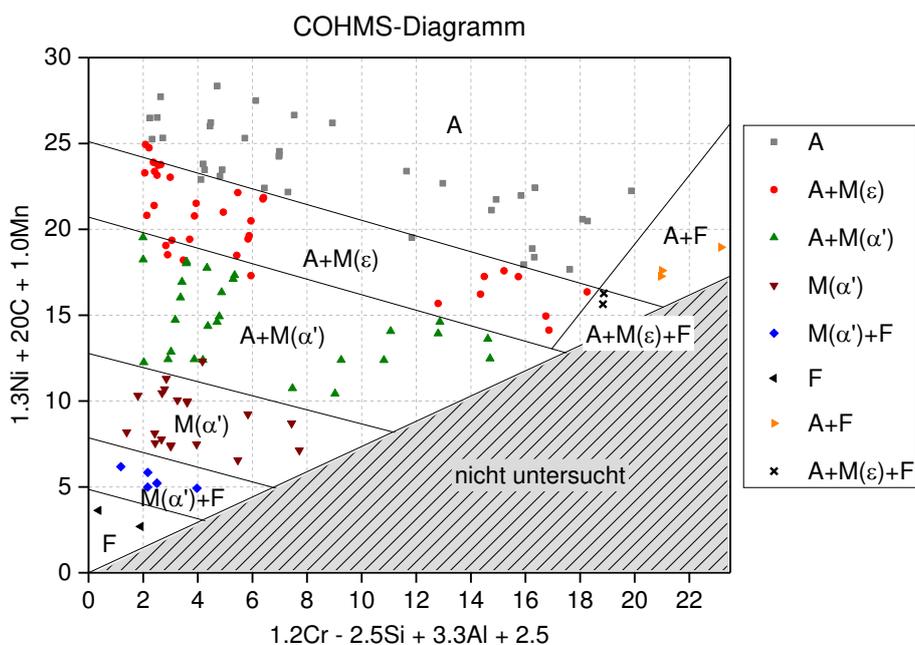


Bild 45: Neuentwickeltes Konstitutionsschaubild mit darin eingeordneten Umschmelzproben. Farben und Symbole stellen die in den Proben vorliegende Gefügearart dar. COHMS = Constitution of High Manganese Steel Welds

Figure 45: The new constitution diagram with integrated melting samples. Colours and symbols represent the type of microstructure present in the samples. COHMS = Constitution of High Manganese Steel Welds

6.6 Validierung des entwickelten Konstitutionsschaubildes durch Schweißversuche Validation of the developed constitution diagram by actual welds

6.6.1 Versuchsdurchführung Experimental procedure

MSG-Schweißungen

Gemäß Abschnitt 5.3.1 wurden die MSG-CMT-Schweißungen im Überlappstoß durchgeführt, siehe Bild 46. Diese Schweißungen dienen nicht nur zur Überprüfung der Anwendbarkeit der Konstitutionsschaubilder, sondern auch zur Parameterfindung für die Schweißungen im AP 7. Aus diesem Grund war es nicht nur das Ziel ein möglichst großes Spektrum an unterschiedlichen Aufmischungen und Gefügeständen in den Schweißnähten, sondern auch möglichst anforderungsgerechte Schweißnähte nach DIN EN ISO 5817 [86], SEP 1220-5 [57] und VW 01106-1 [87] zu erzeugen.

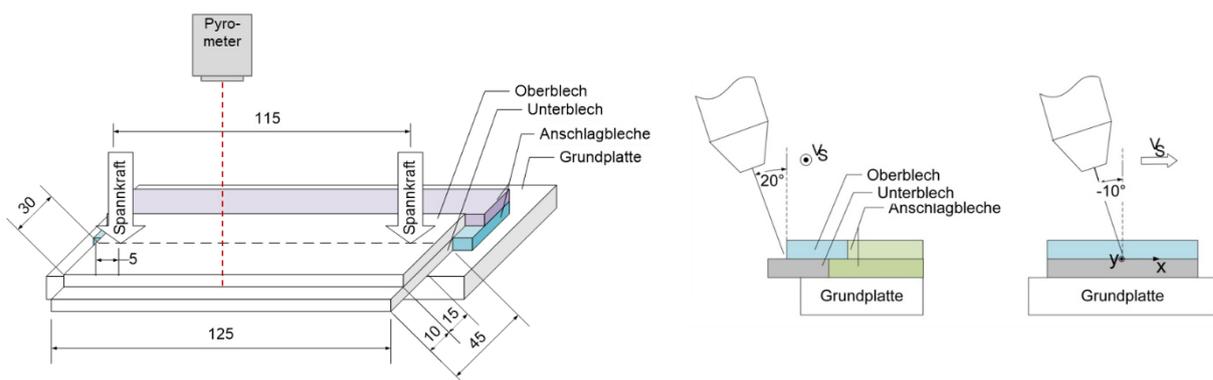


Bild 46: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für die MSG-Schweißungen im AP 6

Figure 46: Schematic illustration of the experimental setup for GMAW welds in AP 6

Um ein möglichst großes Spektrum an unterschiedlichen Aufmischungen und Gefügeständen in den Schweißnähten zu erreichen, wurden die Werkstoffkombinationen, Blechdickenkombinationen, Zusatzwerkstoffe und Schweißparameter (Drahtvorschubgeschwindigkeit, Schweißgeschwindigkeit, Brennersatz und Lichtbogenkorrektur) variiert. Dabei erwies sich die Änderung des Brennersatzes (quer zur Schweißrichtung), siehe Bild 47, als einflussreichste Größe zur Variation der Aufmischung.

Insgesamt wurden 19 verschiedene Grundwerkstoff-Zusatzwerkstoff-Kombinationen miteinander verschweißt, siehe Tabelle 18. Zunächst wurde die Kombination FeMn-II + HC340LA verschweißt, um das Spektrum möglicher Aufmischungen zu ermitteln. Die weiteren Kombinationen wurden so ausgewählt, dass möglichst viele und breit verteilte Punkte im Konstitutionsschaubild erfasst werden. Deshalb wurden auch Werkstoffkombinationen verschweißt, die unter Umständen nicht praxisrelevant sind. Die Aufmischung wurde bei den jeweiligen Werkstoffkombinationen weitestgehend variiert. Daraus ergaben sich 62 verschiedenartige MSG-Schweißgüter, die metallographisch überprüft, bewertet und im Schaubild eingeordnet wurden.

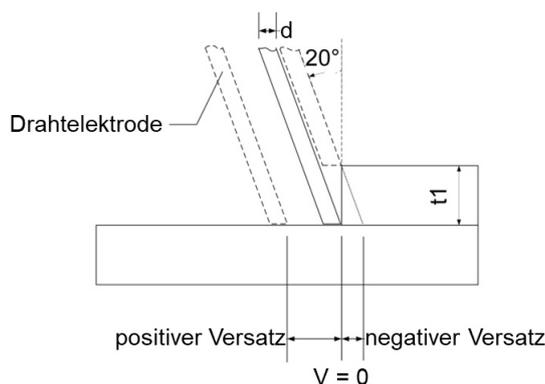


Bild 47: Skizze der Einstellgröße Brennersversatz V

Figure 47: Schematic drawing of the parameter Torch offset V

Tabelle 18: Übersicht der Grundwerkstoff-Zusatzwerkstoff-Kombinationen der MSG-Schweißungen

Table 18: Overview of the base metal/filler metal combinations of the GMAW welds

Austenit	+	Ferrit/Martensit	+	Zusatzwerkstoff			
				FM-I	FM-II	FM-III	FM-V
FeMn-I	+	HC340LA		X	X	X	-
FeMn-I	+	22MnB5+AS150 PH		-	-	-	-
FeMn-II	+	HC340LA		X	X	X	-
FeMn-II	+	22MnB5+AS150 PH		X	X	X	X
FeMn-III	+	HC340LA		X	X	X	X
FeMn-III	+	22MnB5+AS150 PH		-	-	-	-
-	+	HC340LA		X	X	X	X
FeMn-III	+	-		-	-	-	X

Zur direkten Gegenüberstellung der MSG-Schweißgüter mit adäquaten Umschmelzproben, wurden neben den metallographischen Untersuchungen weiterhin FN- und Härtemessungen sowie topographische Untersuchungen am REM und EDX-Messungen durchgeführt.

Laserstrahlschweißungen

Die Laserstrahlschweißungen wurden mit der in Abschnitt 5.3.2 beschriebenen Gerätetechnik im Stumpfstoß mit technischem Nullspalt und ohne Zusatzwerkstoff durchgeführt. Aufgrund der zu erwartenden sehr inhomogenen Durchmischung der Laserstrahlschweißgüter und der damit verbundenen Schwankungen der chemischen Zusammensetzung innerhalb des Schweißgutes, was zu komplett unterschiedlich nebeneinander vorliegen Gefügearten führen kann, ist die Anwendung von Konstitutionsschaubildern zur Gefügevorhersage von Laserstrahlschweißnähten allgemein als sehr schwierig einzustufen. Deshalb wurde in Absprache mit dem PA beschlossen, nur wenige, beispielhaft ausgewählte Werkstoffkombinationen zu verschweißen und zu überprüfen. Diese sind in Bild 48 dargestellt. Die Überprüfung der Schweißnähte erfolgte mittels metallographischer Untersuchungen und Härtemessungen.

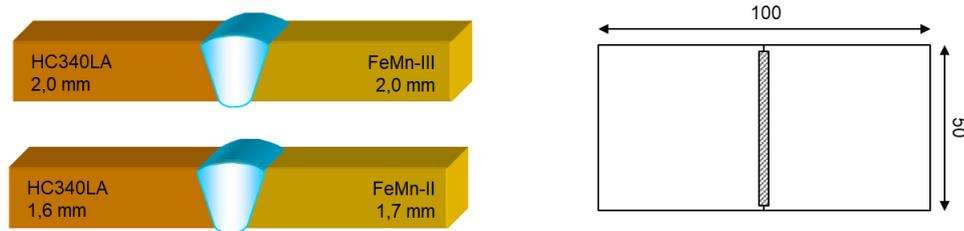


Bild 48: Ausgewählte Werkstoffkombinationen (links) und Probengeometrie (rechts) der Laserstrahlschweißnähte

Figure 48: Selected material combinations (left) and sample geometry (right) of the laser beam welds

6.6.2 Realisierte Aufmischungen Realized dilutions

Um die Schweißgüter im Konstitutionsschaubild einordnen zu können, ist die exakte Bestimmung der Aufmischung der Fügepartner von größter Wichtigkeit. Problematisch dabei ist, dass die Oberblechkante beim Schweißen vollständig aufgeschmolzen wird und dadurch nicht ohne weiteres im Querschliff wiederzufinden ist. Aus diesem Grund wurden die Bleche vor dem Schweißen in einem Abstand von 5 mm zur Blechkante gekerbt. Dadurch war es möglich die ursprüngliche Oberblechkante wiederzufinden und die Flächenanteile und damit die Aufmischung zu bestimmen, siehe Bild 49.

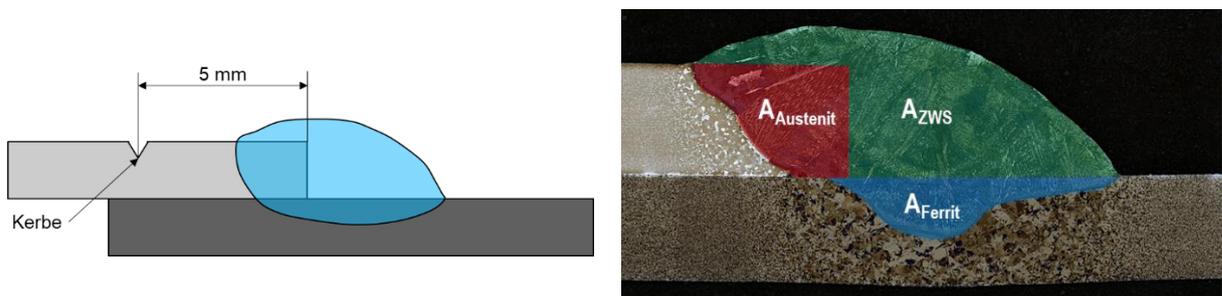


Bild 49: Kerbung des Oberbleches zur Bestimmung der ursprünglichen Blechkante im Querschliff (links), Bestimmung der Aufmischung (rechts)

Figure 49: Notch in the upper plate to determine the original sheet edge in the cross section (left), determination of the dilution (right)

Durch die Variation der Schweißparameter, insbesondere des Brennerversatzes, war es möglich die Aufmischung in einem relativ breiten Spektrum anzupassen. Die Aufmischung an austenitischem Grundwerkstoff (Fe-Mn-Stahl) konnte zwischen $\Phi_A = 0-56\%$ und die an ferritischem bzw. martensitischem Grundwerkstoff zwischen $\Phi_{F/M} = 0-49\%$ variiert werden. $\Phi = 0\%$ wurde nur bei den gleichartigen Grundwerkstoffkombinationen erreicht, wo entweder kein austenitischer ($\Phi_A = 0\%$) oder kein ferritischer/martensitischer ($\Phi_{F/M} = 0\%$) Grundwerkstoff verwendet wurde. Durch den großen realisierbaren Bereich an Aufmischungen war es möglich, alle Gefügearten und -konstellationen, die in den Umschmelzproben festgestellt wurden (vgl. Abschnitt 6.4.3), auch in den MSG-Schweißgütern zu erzeugen.

Ein wesentlicher Nebeneffekt der Variation der Schweißparameter ist die Beeinflussung der Abkühlrate im Schweißgut. Da zur Variation der Aufmischung nicht nur der Brennerversatz, sondern auch Drahtvorschubgeschwindigkeit ($\hat{=}$ Schweißstrom),

Schweißgeschwindigkeit und Lichtbogenkorrektur (\cong Schweißspannung) in einem weiten Bereich variiert wurden, hatte dies Auswirkungen auf den Energieeintrag und damit auf die Abkühlgeschwindigkeit. Die Abkühlgeschwindigkeit schwankte dabei gemessen an der $t_{8/5}$ -Zeit zwischen 9 s (bei geringer Streckenenergie) und 22 s (bei hoher Streckenenergie). Auf Basis der Erkenntnisse in Abschnitt 6.4.5 ist ein dadurch verursachter zusätzlicher signifikanter Einfluss auf die resultierende Gefügearart, Härte und FN nicht anzunehmen, kann aber nicht gänzlich ausgeschlossen werden.

6.6.3 Gegenüberstellung von experimentell simuliertem und realem Schweißgut

Comparison of experimentally simulated and actual weld metal

MSG-Schweißnähte

Die Ergebnisse der vergleichenden Untersuchungen zwischen dem experimentell simulierten Schweißgut (Umschmelzproben) und dem realen MSG-Schweißgut zeigen eine hinreichend gute Vergleichbarkeit. Dafür wurden Schweißgüter gleicher Werkstoffkombinationen und gleicher Aufmischungen gegenübergestellt. Ein Beispiel zeigt Bild 50. Die vorliegenden Gefügearten in Umschmelzprobe und MSG-Schweißgut sind identisch. In diesem Beispiel handelt es sich jeweils um ein Mischgefüge aus Austenit + ϵ -Martensit. Kleine Unterschiede werden sichtbar bei Betrachtung der Phasenverteilung, wobei die mehrphasige Struktur im MSG-Schweißgut etwas feiner verteilt ist. Weiterhin ist ein Martensitsaum am Übergang vom Schweißgut zum ferritischen Grundwerkstoff zu erkennen. Diese für S/W-Verbindungen typische Erscheinung tritt in allen MSG-Schweißungen an der zum HC340LA bzw. 22MnB5 angrenzenden Schmelzlinie auf. Dieser Martensitsaum kann in den Umschmelzproben aufgrund der dort fehlenden Diffusionsgrenze nicht reproduziert werden.

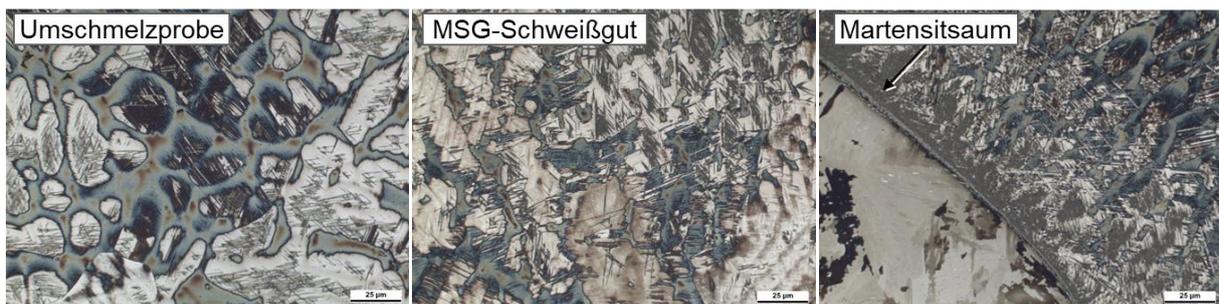


Bild 50: Gegenüberstellung der Mikrostruktur von Umschmelzprobe und MSG-Schweißgut am Beispiel der Werkstoffkombination FeMn-II + HC340LA + FM-I bei gleicher Aufmischung der Fügepartner. Ätzung: Klemm I

Figure 50: Comparison of the microstructure of melting sample and GMAW weld metal using the example of the material combination FeMn-II + HC340LA + FM-I with equal dilution of the joining partners. Etching: Klemm I

Die Mikrostruktur wurde zusätzlich am REM untersucht und gegenübergestellt. Die Ergebnisse decken sich mit den lichtmikroskopischen Untersuchungen. Die Mikrostruktur der Umschmelzprobe und des MSG-Schweißgutes weisen eine sehr große Ähnlichkeit auf, siehe Bild 51. Der Martensitsaum hingegen weist eine andere Struktur auf und hat eine sehr große Ähnlichkeit mit dem Massivmartensit.

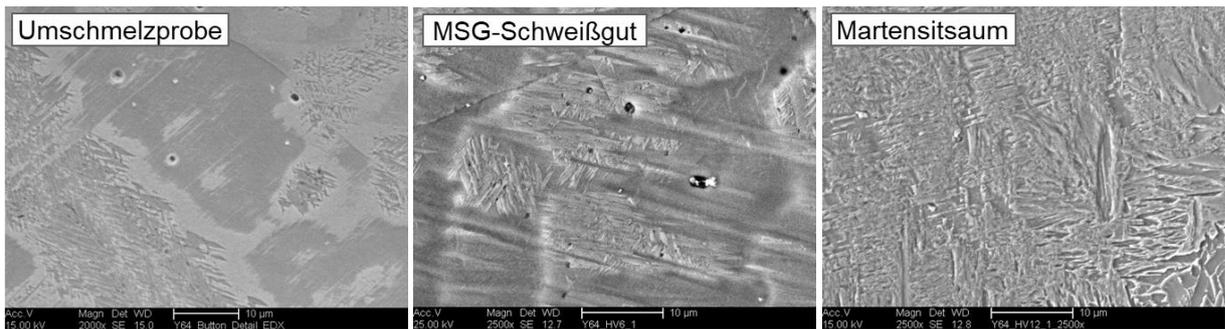
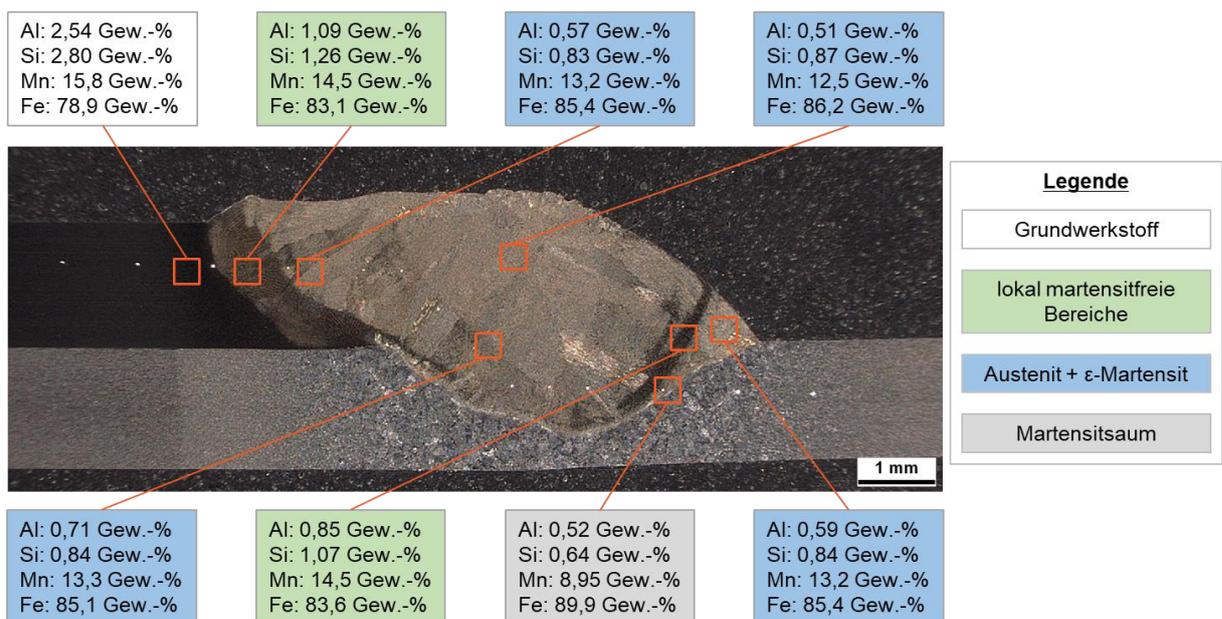


Bild 51: SE-Aufnahmen der Mikrostruktur von Umschmelzprobe und MSG-Schweißgut am Beispiel der Werkstoffkombination FeMn-II + HC340LA + FM-I bei gleicher Aufmischung der Fügepartner

Figure 51: SE images of the microstructure of a melting sample and GMAW weld metal using the example of the material combination FeMn-II + HC340LA + FM-I with equal dilution of the joining partners

Im Zuge der REM-Untersuchungen wurden EDX-Messungen zur Überprüfung der Elementverteilung innerhalb des MSG-Schweißgutes und zur Gegenüberstellung einer äquivalenten Umschmelzprobe durchgeführt, siehe Bild 52.



Bereich/Probe	Al [Gew.-%]	Si [Gew.-%]	Mn [Gew.-%]	Fe [Gew.-%]
MSG-Schweißgut				
lokal martensitfreie Bereiche (n = 2)	0,97	1,17	14,5	83,4
Martensitsaum (n = 1)	0,52	0,64	8,95	89,9
Austenit + ε-Martensit (n = 4)	0,6	0,85	13,1	85,5
äquivalente Umschmelzprobe (n = 5)	0,68	0,91	13,3	85,1

Bild 52: Ergebnis der EDX-Untersuchungen an MSG-Schweißgut und Umschmelzprobe am Beispiel der Werkstoffkombination FeMn-II + HC340LA + FM-I bei gleicher Aufmischung der Fügepartner ($\Phi_{\text{HC340LA}} = 28\%$, $\Phi_{\text{FeMn-II}} = 19\%$, $\Phi_{\text{FM-I}} = 53\%$)

Figure 52: Result of the EDX analyses on GMAW weld metal and melting sample using the example of the material combination FeMn-II + HC340LA + FM-I with equal dilution of the joining partners ($\Phi_{\text{HC340LA}} = 28\%$, $\Phi_{\text{FeMn-II}} = 19\%$, $\Phi_{\text{FM-I}} = 53\%$)

Die Ergebnisse zeigen, dass es bei den MSG-Schweißgütern aufgrund der Schmelzbaddynamik teilweise zu leichten Schwankungen in der chemischen Zusammensetzung innerhalb des Schweißgutes kommt, d. h. es liegt keine vollkommen ideale Durchmischung der Fügepartner vor. Diese Schwankungen sind jedoch – insbesondere im Vergleich zu Laserstrahlschweißnähten – als gering einzustufen, wie dem Bild 52 zu entnehmen ist. Aufgrund der leicht inhomogenen Durchmischung kommt es in diesem Beispiel zu einer lokalen schlierenartigen Ausprägung von austenitischen Bereichen in dem sonst aus Austenit + ϵ -Martensit bestehenden Mischschweißgut. Der in den austenitischen Bereichen höhere Mn-Gehalt stabilisiert den Austenit und verhindert die Martensitbildung. Diese Inhomogenitäten sind jedoch nicht bei allen MSG-Schweißnähten zu beobachten, sondern nur bei vergleichsweise großen Schweißnahtvolumen und großen Aufmischungen an Grundwerkstoff. Die Gegenüberstellung der Al-, Si-, Mn- und Fe-Gehalte zwischen MSG-Schweißgut (Bereich: Austenit + ϵ -Martensit) und äquivalenter Umschmelzprobe zeigt, dass die Chemie eines realen MSG-Schweißgutes sehr gut mithilfe der Umschmelzmethodik abgebildet wird. Auch hier wurde der Martensitsaum näher betrachtet. Die EDX-Messungen zeigen, dass der Mn-Gehalt im Martensitsaum deutlich unter dem mittleren Mn-Gehalt im Schweißgut liegt. Darin begründet sich die Ursache der unterschiedlichen morphologischen Ausprägung des Martensits.

Zur weiteren Gegenüberstellung von experimentell simuliertem und realem MSG-Schweißgut wurde an allen MSG-Schweißgütern die FN und an einer Vielzahl der MSG-Schweißgüter die Härte gemessen. Die Ergebnisse zeigt Tabelle 19. Wie zu sehen ist, ergeben sich leichte Abweichungen zwischen den Umschmelzproben und den MSG-Schweißgütern. Sowohl die Spanne als auch die Höhe der FN ist bei den jeweiligen Gefügearten bei den MSG-Schweißgütern geringer als bei den Umschmelzproben. Dies kann verschiedene Ursachen haben. Zum einen liegt bei den MSG-Schweißgütern eine deutlich geringe Probenanzahl zugrunde, was die geringere Spanne erklären kann. Zum anderen haben die Oberflächenkrümmung und der Oberflächenzustand einen Einfluss auf das Messergebnis. Während die FN der Umschmelzproben im polierten Querschliff gemessen wurde, wurde die FN bei den MSG-Schweißgütern auf der Nahtoberfläche gemessen. Die Nahtoberfläche wurde nach dem Schweißen nur abgebürstet und nicht abgeschliffen. Ein Korrekturfaktor für die Oberflächenkrümmung wurde nicht berücksichtigt, da es zu aufwendig gewesen wäre an jeder Messstelle den Nahtradius zu bestimmen. Darüber hinaus wurde das Schweißgut nicht von den Grundwerkstoffen abgetrennt. Die Eindringtiefe des Messfeldes beträgt laut Hersteller ca. 2 mm. Ein Einfluss der direkt am Schweißgut angrenzenden Grundwerkstoffe auf das Messergebnis ist deshalb nicht auszuschließen.

Bei den Härtewerten verhält es sich andersherum. Hierbei liegen die Messwerte der MSG-Schweißgüter tendenziell etwas über denen der Umschmelzproben. Eine mögliche Ursache dafür kann die etwas feinere Mikrostruktur der MSG-Schweißgüter sein. Eine andere Ursache kann in dem Messverfahren selbst begründet sein. Während bei den Umschmelzproben stets mit HV10 gemessen wurde, wurde bei den MSG-Schweißgütern HV1 verwendet. Die Messung mit HV10 wurde gemeinsam mit dem PA zu Projektbeginn festgelegt, um eine Vergleichbarkeit zu Schweiß-ZTU-Schaubildern, in denen meist mit HV10 gearbeitet wird, zu haben. Zu diesem Zeitpunkt war jedoch

noch nicht klar, dass sich eine Messung mit HV10 an den MSG-Schweißgütern nicht als praktikabel erweist. Aufgrund der zu den Umschmelzproben vergleichsweise kleinen Fläche im Querschliff und den für HV10 notwendigen großen Randabständen, wäre eine statistische Auswertung der Härtemessungen an den MSG-Schweißgütern nicht möglich gewesen, weshalb die Laststufe HV1 gewählt wurde. Mit abnehmender Prüflast steigt aber der resultierende Härtewert. Dieser Zusammenhang wurde auch an Umschmelzproben einer kompletten Mischreihe (FeMn-II + 22MnB5) nachgewiesen. Unabhängig vom Härteniveau, das sich je nach Aufmischung zwischen 189-593 HV10 bewegte, lagen die mit HV1 gemessenen Härtewerte im Mittel ca. 30 HV über den mit HV10 gemessenen Werten.

Tabelle 19: Gegenüberstellung der Ergebnisse der Härte- und FN-Messungen an den Umschmelzproben und MSG-Schweißgütern in Abhängigkeit der Gefügeart

Table 19: Comparison of the results of hardness and FN measurements on the melting samples and GMAW weld metals depending on the type of microstructure

Gefügeart	Kurzzeichen	Umschmelzproben			MSG-Schweißgüter		
		FN-Bereich	Härtebereich [HV10]	Probenanzahl	FN-Bereich	Härtebereich [HV1]	Probenanzahl
Austenit	A	0	152-233	36	0-1,2	197-279	27 (16*)
Austenit + ϵ -Martensit	A + M(ϵ)	≤ 1	165-242	36	0,3-1,5	198-290	14 (11*)
Austenit + α' -Martensit	A + M(α')	1-95	230-584	28	16-61	441-586	7
α' -Martensit	M(α')	81-113	405-572	19	70-76	468-542	3
α' -Martensit + Ferrit	M(α') + F	107-121	306-422	6	71-77	345-458	5 (4*)
Ferrit	F	125-134	190-204	2	92-97	210	2 (1*)
Austenit + Ferrit	A + F	3-12	153-160	3	1-1,5	207-216	2
Austenit + ϵ -Martensit + Ferrit	A + M(ϵ) + F	0,3-2	171-188	2	0,8	203	2 (1*)

* zur Härtemessung herangezogene Probenanzahl

Laserstrahlschweißnähte

Die metallographische Auswertung der Laserstrahl-Mischschweißverbindungen zeigte eine sehr inhomogene Durchmischung der Fügepartner, siehe Bild 53. In der Folge kommt es dazu, dass im Mischschweißgut z. T. voll-austenitische (helle Bereiche) und voll-martensitische (dunkle/blauere Bereiche) Phasen direkt nebeneinander vorliegen. Unabhängig der Schweißparameter sah dies bei allen Laserstrahlschweißnähten sehr ähnlich aus. Eine Einordnung des Schweißgutes durch einen über die Aufmischung der Fügepartner berechneten Punkt in ein Konstitutionsschaubild ist deshalb nicht möglich. Aus diesem Grund wurden keine weiteren Untersuchungen an den Laserstrahl-Mischschweißverbindungen durchgeführt.

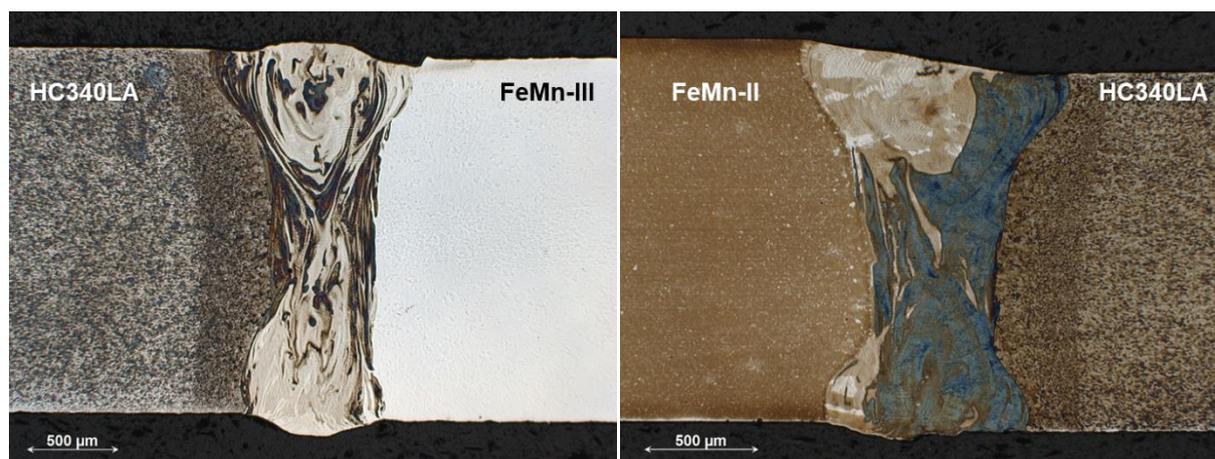


Bild 53: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Laserstrahl-Mischschweißverbindungen anhand zwei beispielhafter Werkstoffkombinationen. FeMn-III + HC340LA (links), FeMn-II + HC340LA (rechts). Ätzung: Klemm I

Figure 53: Light optical micrographs of the dissimilar laser beam welds using two exemplary material combinations. FeMn-III + HC340LA (left), FeMn-II + HC340LA (right). Etching: Klemm I

6.6.4 Vorhersagegenauigkeit des COMHS-Diagramms für die MSG-Schweißgüter

Prediction accuracy of the COMHS diagram for GMAW welds

Anhand der im metallographischen Schliff bestimmten Aufmischung und der daraus berechneten chemischen Zusammensetzung der MSG-Schweißgüter wurden die Äquivalente für die jeweiligen MSG-Schweißgüter berechnet und im COHMS-Diagramm abgetragen, siehe Bild 54. Es ist festzustellen, dass das neuentwickelte Schaubild eine sehr gute Vorhersagegenauigkeit aufweist. Es werden 89 % der MSG-Schweißgüter korrekt vorhergesagt. Die restlichen 11 % liegen im nahen Bereich der Grenzlinien. Das mithilfe der Umschmelzmethode erstellte Konstitutionsschaubild ist demzufolge für die Anwendung an realen Schweißungen geeignet.

Leichte Abweichungen im Bereich der Grenzlinien sind nicht gänzlich zu vermeiden. Zum einen wurde das Diagramm auf Basis eines begrenzten Datensatzes entwickelt und stellt daher eine hinreichend genaue Näherungslösung für die zugrunde liegenden Daten dar. Zum anderen ist die Ausbildung des Schweißgutgefüges von zu vielen zufälligen Einflussgrößen abhängig, die nicht vollkommen berücksichtigt werden können. Dazu gehören z. B. chemische Inhomogenitäten in Grund- und Zusatzwerkstoffen, Unstetigkeiten im Schweißprozess, veränderliche Abkühlbedingungen, schweißprozessabhängiger Abbrand von Legierungselementen, Ungenauigkeiten bei der Ermittlung der Aufmischung, präparationsabhängige Gefügebilder, etc.. Wie auch für das Schaeffler-Diagramm und alle anderen Konstitutionsschaubilder gilt daher für die Anwendung des COHMS-Diagramms in der Praxis, dass die Grenzlinien nicht als allgemeingültige feste Grenzlinien zwischen den verschiedenen Gefügearten zu verstehen sind. Sie sind vielmehr als Übergangsbereiche zu verstehen, die unter Laborbedingungen ermittelt wurden. Insbesondere zwischen den Regionen A + M(ϵ) und A + M(α') ist aufgrund des möglichen gleichzeitigen Vorhandenseins beider Martensitarten von einem Übergangsbereich auszugehen. Streng genommen sind die Konstitutionsschau-

bilder auch nur unter den Versuchsbedingungen gültig, unter denen sie aufgestellt wurden. Bei Abweichungen von den Versuchsbedingungen und durch zufällige Einflussgrößen ist mit Ungenauigkeiten zu rechnen. Aus diesem Grund stellt das COHMS-Diagramm, wie auch die anderen Konstitutionsschaubilder, ein einfaches Hilfsmittel dar, um eine hinreichend genaue Vorhersage des resultierenden Schweißgutgefüges in Abhängigkeit der Legierungselemente zu treffen.

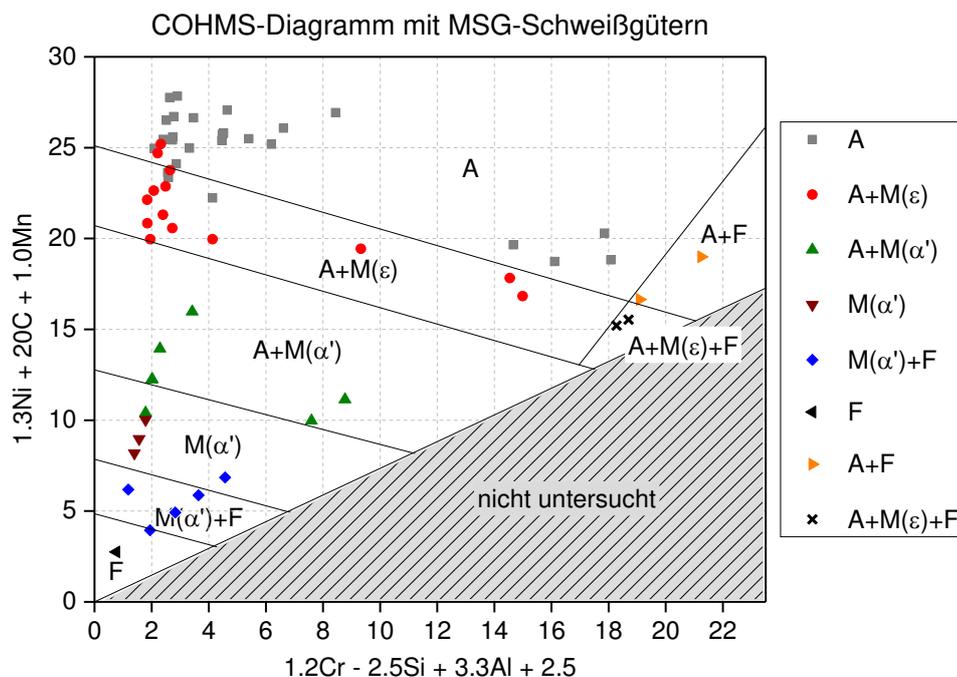


Bild 54: Überprüfung der Vorhersagegenauigkeit des COHMS-Diagramms durch Eintragung der MSG-Schweißgüter und Gegenüberstellung von prognostizierter und tatsächlicher Gefügearart. Die tatsächliche Gefügearart entspricht den farblichen Punkten.

Figure 54: Evaluation of the prediction accuracy of the COHMS diagram by recording the GMAW weld metals and comparing the predicted and actual microstructure. The actual type of microstructure corresponds to the colored points.

6.6.5 Anwendung und Einsatzgrenzen des COHMS-Diagramms Application and limits of the COHMS diagram

Das neu entwickelte COHMS-Diagramm kann wie das Schaeffler-Diagramm benutzt werden. Die Vorgehensweise ist in Bild 55 schematisch anhand einer beispielhaften Werkstoffkombination für zwei unterschiedliche Aufmischungen dargestellt. Bei der dargestellten Vorgehensweise wird die Kenntnis über die chemische Zusammensetzung der Fügepartner und die vorliegende Aufmischung vorausgesetzt. Im Resultat kann das bei Raumtemperatur zu erwartende Gefüge prognostiziert werden.

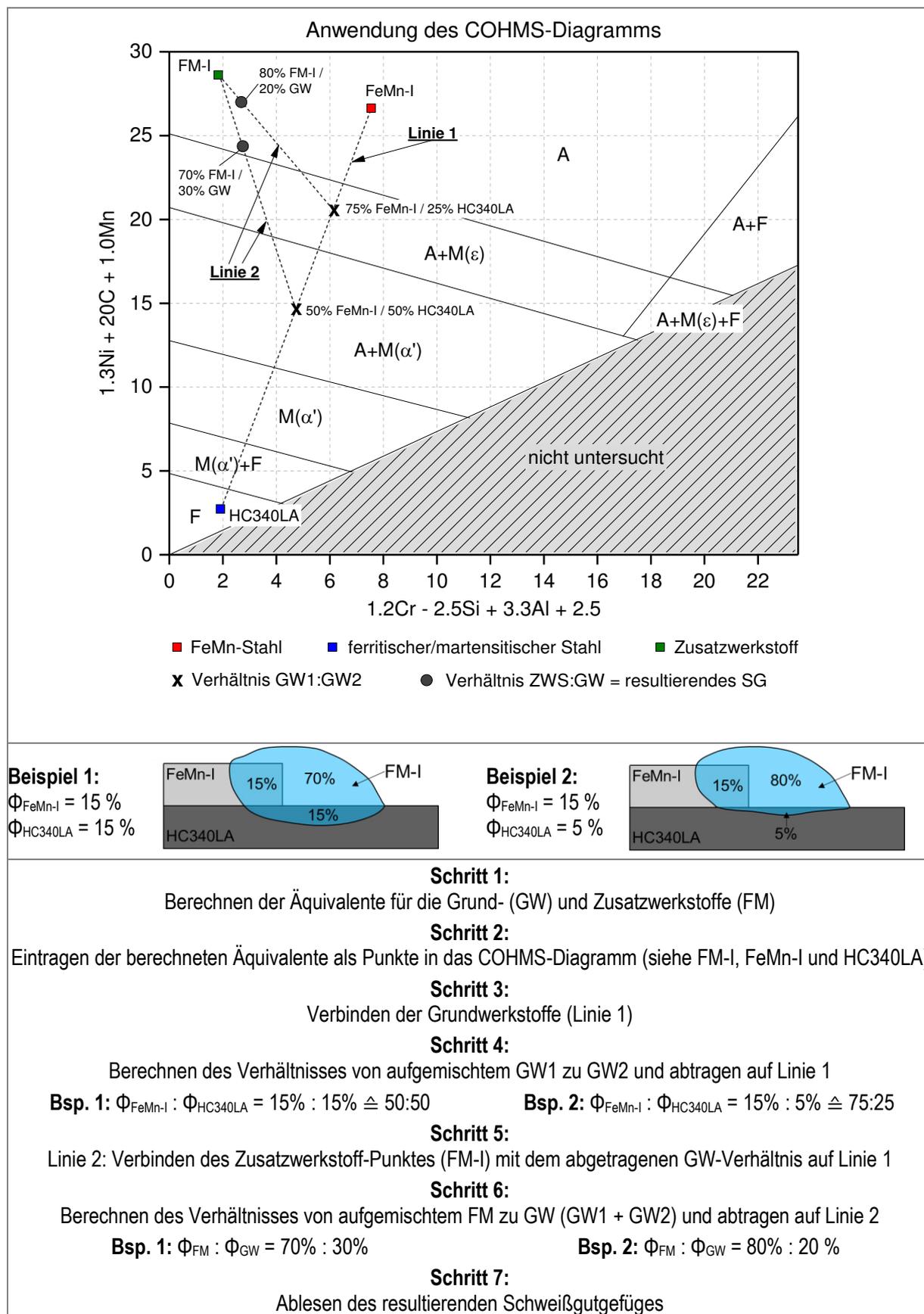


Bild 55: Schema zur Anwendung des COHMS-Diagramms dargestellt an einer Beispielskombination mit unterschiedlicher Aufmischung. Kenntnis über chemische Zusammensetzung und Aufmischung der Fügepartner vorausgesetzt.

Figure 55: Schematic illustration of the application of the COHMS diagram shown on an exemplary combination with different dilutions. Knowledge of the chemical composition and dilution of the joining partners required.

Eine andere mögliche Anwendung ergibt sich, wenn lediglich die chemische Zusammensetzung der Fügepartner und die im Schweißgut erwünschte Gefügearart bekannt sind. In diesem Fall kann dann der Zusatzwerkstoff so ausgewählt und die notwendige Aufmischung über die Schweißparameter so eingestellt werden, dass ein Schweißgut entsprechend des gewünschten Punktes im Schaubild entsteht. Sind keine geeigneten Zusatzwerkstoffe verfügbar, die für eine spezifische Grundwerkstoffkombination das gewünschte Schweißgutgefüge ermöglichen, so kann das COHMS-Diagramm genutzt werden, um entsprechende Zusatzwerkstoffkonzepte zu entwickeln.

Das Diagramm wurde für Mischverbindungen aus austenitischen hochmanganhaltigen Stählen und niedriglegierten ferritischen bzw. martensitischen Stählen entwickelt, die mittels MSG-Schweißen hergestellt werden. Aus diesem Grund darf das Diagramm prinzipiell auch nur für derartige Werkstoffverbindungen verwendet werden, deren Legierungsgehalte innerhalb der in Tabelle 20 aufgeführten Grenzwerte liegen. Die Grenzwerte wurden anhand der zugrunde liegenden Datenbasis aufgestellt. Auch ist das Diagramm nur für konventionelle Schweißverfahren zu verwenden, deren Abkühlbedingungen mit denen eines MSG-CMT-Prozesses vergleichbar sind. Schweißverfahren mit deutlich höherer oder niedrigerer Energiedichte resultieren in schnelleren bzw. langsameren Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten. Dadurch kann es zu Abweichungen in den Gefügeumwandlungen kommen. Weiterhin ist es nicht zulässig eine Extrapolation der Gefügebereiche über die Grenzen des Diagramms hinaus vorzunehmen.

Tabelle 20: Gültigkeitsbereich des COHMS-Diagramms

Table 20: Range of validity of the COHMS diagram

Legierungselemente [Gew.-%]									
C	Mn	Cr	Ni	Al	Si	Mo	Ti	N	(Mn+Ni)/Cr
0,06-0,66	0,9-19,1	0-19,3	0-8,5	0-2,3	0,09-2,19	0-0,35	0-0,02	0-0,3	> 0,78

6.6.6 Erweiterung des COHMS-Diagramms mit HV-ISO-Linien Enhancement of the COHMS diagram by HV-ISO lines

Auf Basis der in den Umschmelzproben und MSG-Schweißgütern gemessenen Härte- werte wurden zur zusätzlichen Abschätzung der Schweißguthärte HV-ISO-Linien er- mittelt und im COHMS-Diagramm eingetragen, siehe Bild 56.

Oberhalb der <300 HV-Linie sind Härte- werte von weniger als 300 HV zu erwarten. In dem darunter liegenden grauen Band können Härte- werte zwischen 300-350 HV auf- treten. Unterhalb dessen ist in den Gefügegebieten A + M(α'), M(α') sowie M(α') +F mit einer Schweißguthärte von deutlich größer 350 HV rechnen. Erst im Gefügegebiet F nimmt die Härte wieder Werte unter 350 HV an. Eine präzisere Abstufung war nicht möglich. FN-ISO-Linien wurden ebenfalls in Betracht gezogen. Aufgrund der relativ großen Abweichungen zwischen der FN der Umschmelzproben und der MSG- Schweißgüter, erwiesen sich FN-ISO-Linien jedoch nicht als praktikabel.

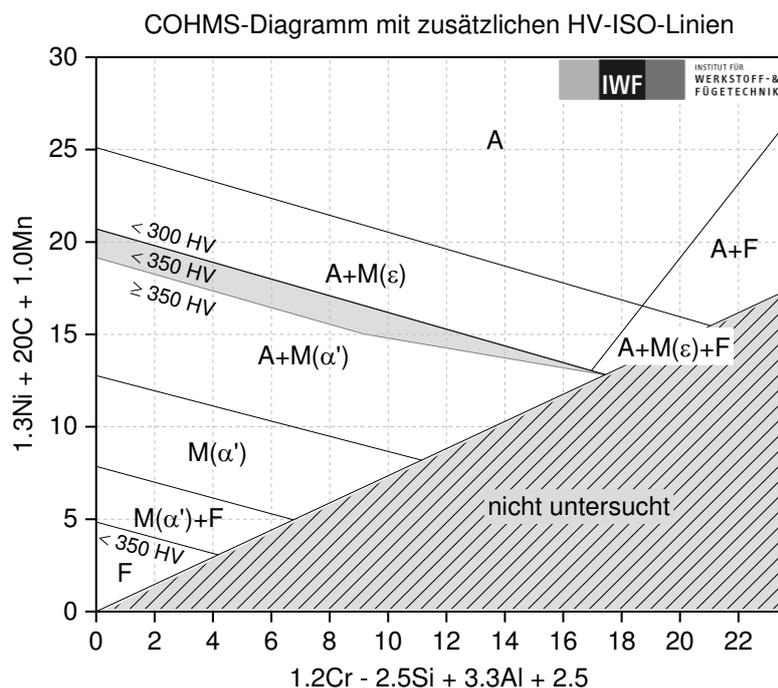


Bild 56: COHMS-Diagramm mit zusätzlichen HV-ISO-Linien zur groben Abschätzung der resultierenden Schweißguthärte

Figure 56: COHMS diagram with additional HV-ISO lines to roughly estimate the resulting weld metal hardness

6.7 Ermittlung des Einflusses des Martensitanteils auf die mechanischen Güterwerte Determination of the influence of martensite fraction on mechanical properties

6.7.1 Versuchsdurchführung Experimental procedure

Im Rahmen des AP 6 wurde eine Vielzahl von MSG-Schweißnähten erzeugt. Davon wurden 62 Stück metallographisch untersucht und ausgewertet. Eine mechanisch-technologische Prüfung all dieser Schweißnähte wäre zeitlich nicht realisierbar gewesen. Auf Basis der im AP 6 erzeugten Mischschweißverbindungen wurden daher die Werkstoffkombinationen für den AP 7 so ausgewählt, dass sich mit einer eingeschränkten Auswahl ein möglichst breites Spektrum verschiedener Punkte im Konstitutions-schaubild abdecken lässt. Zusätzlich wurde als Randbedingung festgelegt, dass die ausgewählten Schweißnähte möglichst den Qualitätsanforderungen nach DIN EN ISO 5817 [86], SEP 1220-5 [57] und VW 01106-1 [87] entsprechen, um einen zusätzlichen Einfluss von Unregelmäßigkeiten auf die mechanisch-technologischen Güterwerte auszuschließen. Die ausgewählten Werkstoffkombinationen zeigt Tabelle 21. Bei einigen dieser Werkstoffkombinationen wurden mehrere unterschiedliche Aufmischungsverhältnisse erzeugt, sodass sich daraus insgesamt 21 zu prüfende Schweißungen ergaben.

Tabelle 21: Übersicht der im AP 7 geprüften Grundwerkstoff-Zusatzwerkstoff-Kombinationen im Überlappstoß

Table 21: Overview of the base metal/filler metal combinations tested in AP 7 (lap welds)

Oberblech	+	Unterblech	+	Zusatzwerkstoff			
				FM-I	FM-II	FM-III	FM-V
FeMn-I	+	HC340LA		-	-	X	-
FeMn-II	+	HC340LA		X	-	X	-
FeMn-II	+	22MnB5+AS150 PH		X	-	-	X
FeMn-III	+	HC340LA		-	X	X	-
FeMn-III	+	FeMn-III		-	-	-	X
HC340LA	+	FeMn-III		-	-	-	X
HC340LA	+	HC340LA		-	-	X	X
22MnB5	+	22MnB5		X	-	-	-

Da die Laserstrahlschweißungen aufgrund der Durchmischungsprobleme nicht weiterverfolgt wurden, wurde in Absprache mit dem PA festgelegt, dass stattdessen Stumpfnahtschweißungen für ausgewählte Werkstoffkombinationen angefertigt und geprüft werden, um den Einfluss der Stoßart auf das mechanisch-technologische Verhalten zu bewerten. Eine Übersicht der Werkstoffkombinationen im Stumpfstoß zeigt Tabelle 22. Hierbei wurde für jede Werkstoffkombination nur eine Schweißung (in einer Aufmischung) geprüft, sodass die aus der Versuchsmatrix fünf weitere zu prüfende Schweißverbindungen ergaben.

Tabelle 22: Übersicht der im AP 7 geprüften Grundwerkstoff-Zusatzwerkstoff-Kombinationen im Stumpfstoß

Table 22: Overview of the base metal/filler metal combinations tested in AP 7 (butt welds)

Blech 1	+	Blech 2	+	Zusatzwerkstoff			
				FM-I	FM-II	FM-III	FM-V
FeMn-I	+	HC340LA		-	-	X	-
FeMn-II	+	HC340LA		X	-	-	-
FeMn-III	+	HC340LA		-	-	X	X
HC340LA	+	HC340LA		-	-	-	X

Der Aufbau der Vorrichtung zur Erzeugung der MSG-Verbindungsschweißungen erfolgte in Anlehnung an die SEP 1220-5 [57], siehe Bild 57. Alle Schweißungen wurden mit durchgehender Naht ausgeführt. Bei den Überlappschweißungen wurde ohne Spalt, bei den Stumpfnahtschweißungen hingegen mit einem vorgelegten Spalt zwischen den Blechen (Nahtanfang = 1 mm, Nahtende = 0 mm) gearbeitet. Bei den ersten Schweißungen hatten die Einzelbleche ein Abmaß von 400x110 mm. Bei der Heraustrennung der Prüfproben zeigte sich, dass die Abmaße nur wenig Spielraum zuließen, sodass für die weiteren Schweißungen Bleche mit Abmaßen von 500x120 mm verwendet wurden.

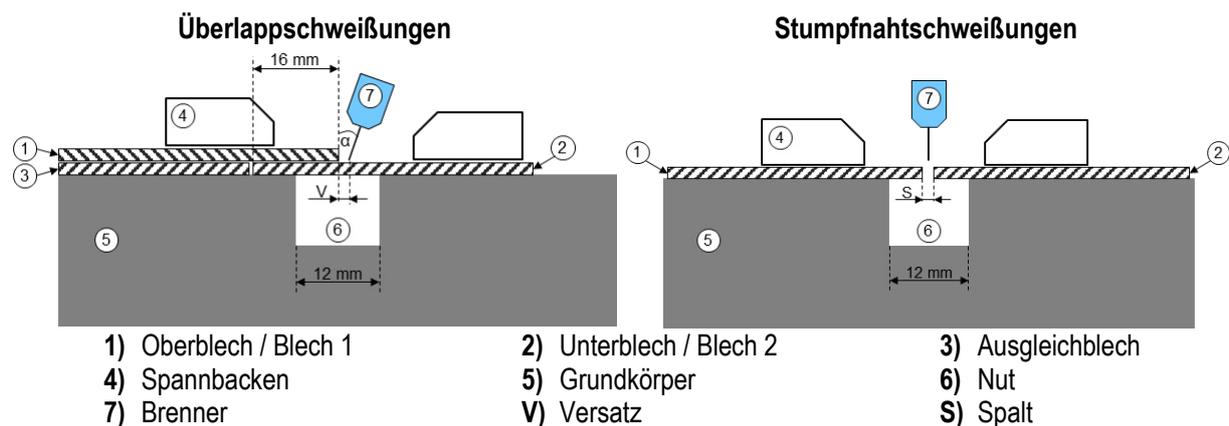


Bild 57: Schematischer Aufbau der Vorrichtung für die MSG-Schweißungen in AP 7

Figure 57: Illustration of the fixture used for GMAW weldings in AP 7

Nach dem Schweißen wurden die Proben mittels Sichtprüfung (VT) hinsichtlich äußerer Unregelmäßigkeiten, wie Risse, offene Poren, Einbrandkerben, etc., begutachtet, um eine Entnahme der Prüfproben aus fehlerbehafteten Bereichen und eine Beeinflussung der Prüfergebnisse zu vermeiden oder ggf. Rückschlüsse für eine bestimmte Versagensart zu treffen. Aus selbigen Gründen wurden alle Schweißungen außerdem der Durchstrahlungsprüfung (RT) unterzogen, um innere Unregelmäßigkeiten, wie Risse, Poren und Bindefehler, zu detektieren. Anschließend wurden die Prüfproben entsprechend der Probenentnahmepläne mittels Laserstrahlschneiden herausgetrennt, siehe Bild 58.

An den Metallographieproben erfolgten analog AP 6 die Bestimmung der Aufmischung und der Gefügearart sowie die Untersuchung hinsichtlich Unregelmäßigkeiten. Weiterhin wurden daran Härteverlaufsmessungen gemäß SEP 1220-5 [57] mit HV 1 und an ausgewählten Proben Härtemappings mit HV 0,2 durchgeführt.

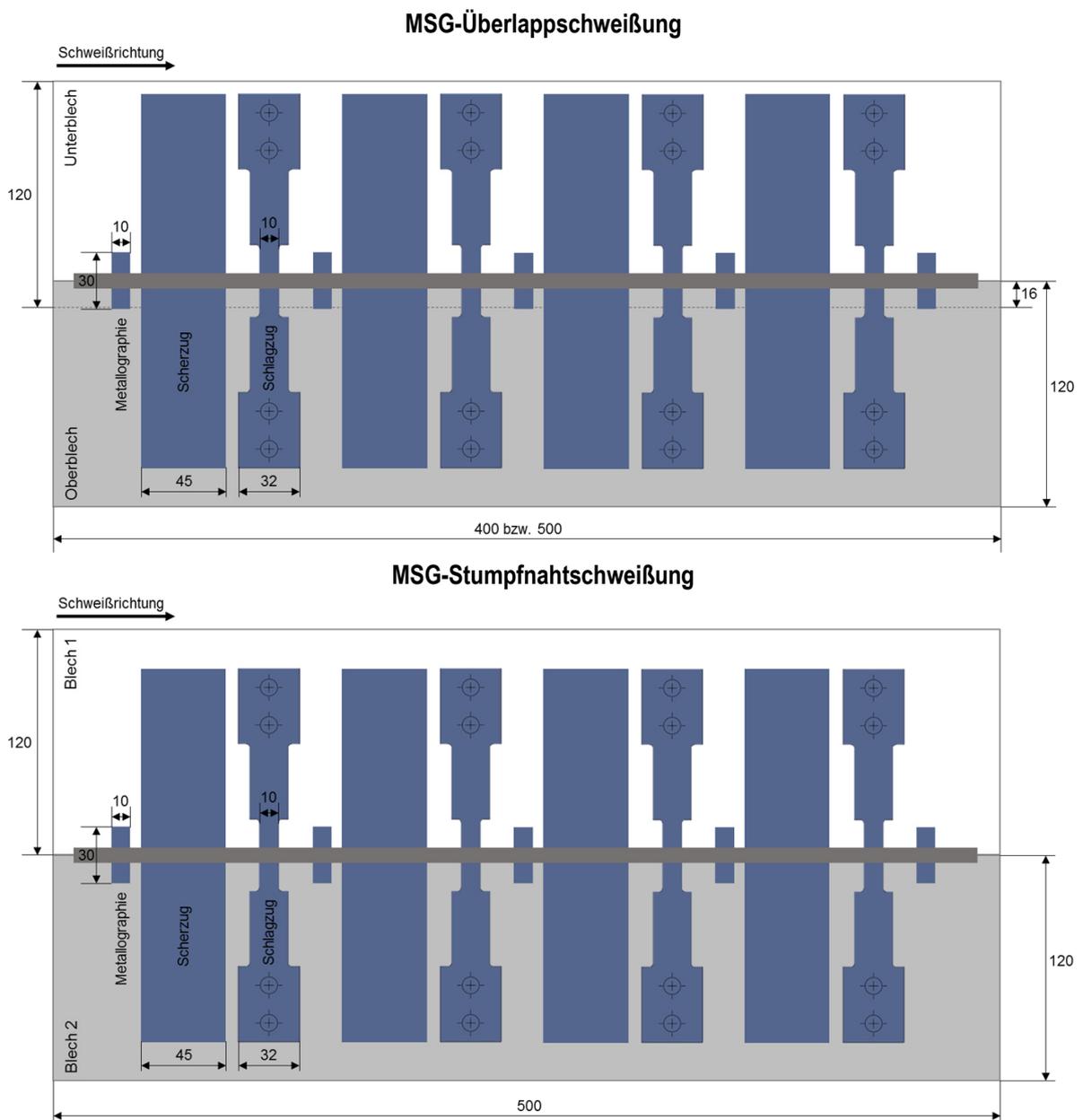


Bild 58: Probenentnahmeplan für die MSG-Überlapp- und Stumpfnahschweißungen

Figure 58: Specimen-taking plan of the GMAW overlap and butt welds

Die Scherzugproben wurden nach den Anforderungen zur quasistatischen Scherzugprüfung der SEP 1220-5 [57] geprüft. Eine Besonderheit stellte die Schlagzugprüfung dar, welche aufgrund der geringen Verbreitung im Folgenden kurz erläutert wird. Es handelt sich dabei um ein dynamisches Prüfverfahren, bei dem die Proben schlagartig belastet werden. Die Schlagzugproben werden einseitig fest im Hammer des Pendelschlagwerkes eingespannt, siehe Bild 59. Auf der gegenüberliegenden Probenseite wird ein Querjoch befestigt. Der Bruch der Probe erfolgt durch einen einmaligen Schlag im Tiefpunkt der Bewegung des Hammers, wenn das Querjoch gegen den Aufprallbock schlägt. Die theoretische Prüfgeschwindigkeit beträgt 5,23 m/s. Zu diesem Zeitpunkt befindet sich die Probe in horizontaler Lage. Die zum Bruch erforderliche Schlagzugarbeit kann direkt nach dem Weiterschwingen des Hammers abgelesen werden. In

die Auswertung fließen weiterhin die Schlagzugzähigkeit (Schlagzugarbeit bezogen auf die Bruchfläche) und die Bruchlage ein. Für die hier durchgeführten Untersuchungen wurden ungekerbte Proben verwendet, um den schwächsten Ort (Schweißgut, Schmelzlinie, WEZ oder Grundwerkstoff) der Schweißverbindung zu lokalisieren.

Nach Durchführung der Scherzug- und Schlagzugprüfungen wurden die Bruchflächen unter dem Stereomikroskop untersucht. Bei Vorhandensein von offensichtlichen Unregelmäßigkeiten (z. B. Bindefehler, Poren) auf der Bruchfläche wurden die jeweiligen Proben in der weiteren Auswertung nicht berücksichtigt, um einen zusätzlichen Einfluss auf die Ergebnisse auszuschließen.

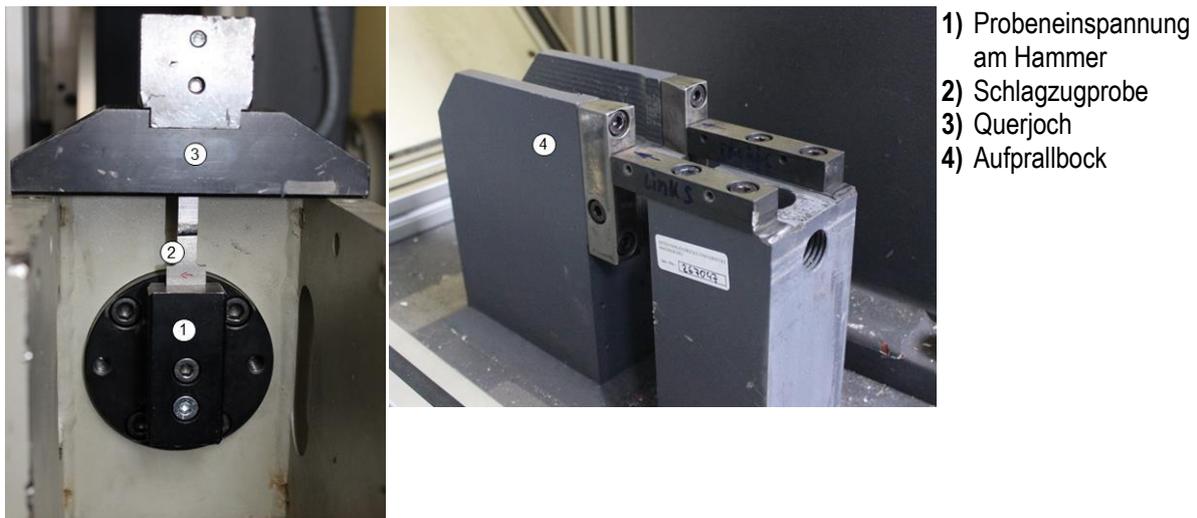


Bild 59: Versuchsapparatur der Schlagzugprüfung

Figure 59: Test apparatus for impact tensile testing

6.7.2 Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen Results of the metallographic examinations

Zunächst wurde geprüft, inwiefern sich die Nahtgeometrie über die Schweißnahtlänge ändert. Beispielweise hätte eine zunehmende Einbrandtiefe und -breite zu positionsabhängigen Aufmischungsverhältnissen innerhalb einer Schweißnaht geführt, wodurch die Schweißnaht nicht durch einen einzigen Punkt im Konstitutionsschaubild abbildbar wäre. Trotz der relativ großen Schweißnahtlängen sind keine signifikanten Veränderungen in der Nahtgeometrie feststellbar, wie Bild 60 beispielhaft für eine Überlappschweißung und Bild 61 beispielhaft für eine Stumpfnahtschweißung zeigen. Es sind zwar kleine Unterschiede zwischen Nahtanfang, -mitte und -ende zu erkennen, jedoch wird in keiner der ausgeführten Schweißungen das Schweißgutgefüge dadurch derart beeinflusst, dass z. B. am Nahtanfang und -ende unterschiedliche Gefügestände vorliegen. Da die Aufmischungen in Abhängigkeit der Schweißnahtlänge nur um wenige Prozentanteile schwanken, wurden die in den einzelnen Nahtquerschliffen bestimmten Aufmischungen für jede Schweißnaht arithmetisch gemittelt.



Nahtanfang
 $A_{ges} = 15,3 \text{ mm}^2$
 $h = 0,43 \text{ mm}$
 $\Phi_{\text{FeMn-II}} = 31 \%$
 $\Phi_{22\text{MnB5+AS150 PH}} = 5 \%$

Nahtmitte
 $A_{ges} = 13,5 \text{ mm}^2$
 $h = 0,54 \text{ mm}$
 $\Phi_{\text{FeMn-II}} = 31 \%$
 $\Phi_{22\text{MnB5+AS150 PH}} = 8 \%$

Nahtende
 $A_{ges} = 15,6 \text{ mm}^2$
 $h = 0,58 \text{ mm}$
 $\Phi_{\text{FeMn-II}} = 33 \%$
 $\Phi_{22\text{MnB5+AS150 PH}} = 9 \%$

Bild 60: Einfluss der Entnahmeposition auf die Nahtgeometrie und Aufmischungsverhältnisse am Beispiel einer Überlappschweißung der Werkstoffkombination aus FeMn-II (Oberblech) + 22MnB5+AS150 PH (Unterblech) + FM-I. Ätzung: Klemm I

Figure 60: Influence of the sampling position on seam geometry and dilution using the example of a lap weld of the material combination of FeMn-II (upper sheet) + 22MnB5+AS150 PH (lower sheet) + FM-I. Etching: Klemm I



Nahtanfang
 $A_{ges} = 18,9 \text{ mm}^2$
 $\Phi_{\text{FeMn-III}} = 25 \%$
 $\Phi_{\text{HC340LA}} = 15 \%$

Nahtmitte
 $A_{ges} = 17,3 \text{ mm}^2$
 $\Phi_{\text{FeMn-III}} = 27 \%$
 $\Phi_{\text{HC340LA}} = 14 \%$

Nahtende
 $A_{ges} = 16,8 \text{ mm}^2$
 $\Phi_{\text{FeMn-III}} = 29 \%$
 $\Phi_{\text{HC340LA}} = 12 \%$

Bild 61: Einfluss der Entnahmeposition auf die Nahtgeometrie und Aufmischungsverhältnisse am Beispiel einer Stumpfnahtschweißung der Werkstoffkombination aus FeMn-III (linkes Blech) + HC340LA (rechtes Blech) + FM-III. Ätzung: NaOH

Figure 61: Influence of the sampling position on seam geometry and dilution using the example of a butt weld of the material combination of FeMn-III (left sheet) + HC340LA (right sheet) + FM-III. Etching: NaOH

Nach Bestimmung der Aufmischungen und Gefügearten wurden die Schweißgüter wieder im COHMS-Diagramm eingetragen, siehe Bild 62. Bei den metallographischen Untersuchungen fiel auf, dass einige Schweißgüter mit Rissen behaftet sind, welche in den Durchstrahlungsprüfungen aufgrund der kleinen Dimensionen nicht nachgewiesen werden konnten. Insbesondere davon betroffen sind die Schweißgüter, die α' -Martensit im Schweißgut aufweisen, siehe rot markierte Punkte in Bild 62. Aufgrund des martensitischen Gefüges und der damit verbundenen hohen Härte ist bei diesen Rissen von Härterissen auszugehen. Zur eindeutigeren Charakterisierung dieser Risse wurde die Rissoberfläche im REM begutachtet. Dafür wurde zunächst ein rissbehafteter Querschleiff aufgebogen, um die Rissoberfläche für den Elektronenstrahl zugänglich zu machen. Die fraktographischen Untersuchungen zeigen eine sehr glatte und verformungsarme Rissoberfläche, siehe Bild 63. Diese Anzeichen in Kombination mit dem martensitischen Gefüge und der hohen Härte sprechen dafür, dass es sich tatsächlich um

Härterisse handelt. Aufgrund dessen, dass die Risse in den Durchstrahlungsaufnahmen nicht nachgewiesen werden konnten, ist es nicht möglich zu schlussfolgern, ob und in welchen mechanisch-technologischen Prüfproben ebenfalls Risse vorhanden waren, die zu einer Beeinflussung der Rissinitiierung und der Messergebnisse hätten führen können.

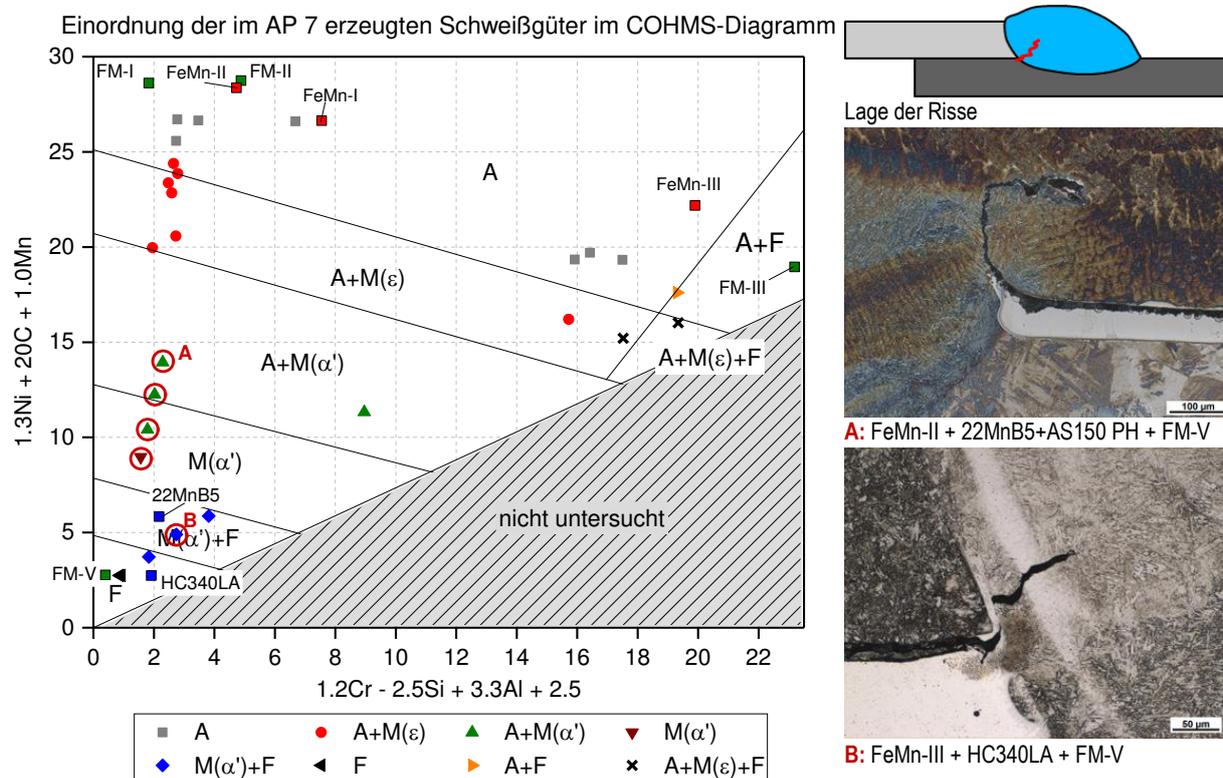


Bild 62: Einordnung der im AP 7 erzeugten Schweißgüter im COHMS-Diagramm. Rot gekennzeichnete Schweißgüter von Härterissen betroffen. Ätzungen: Klemm I (A), NaOH (B)

Figure 62: Recording of the weld metal produced in AP 7 in the COHMS diagram. Red marked welding materials are affected by hardening cracks. Etchings: Klemm I (A), NaOH (B)

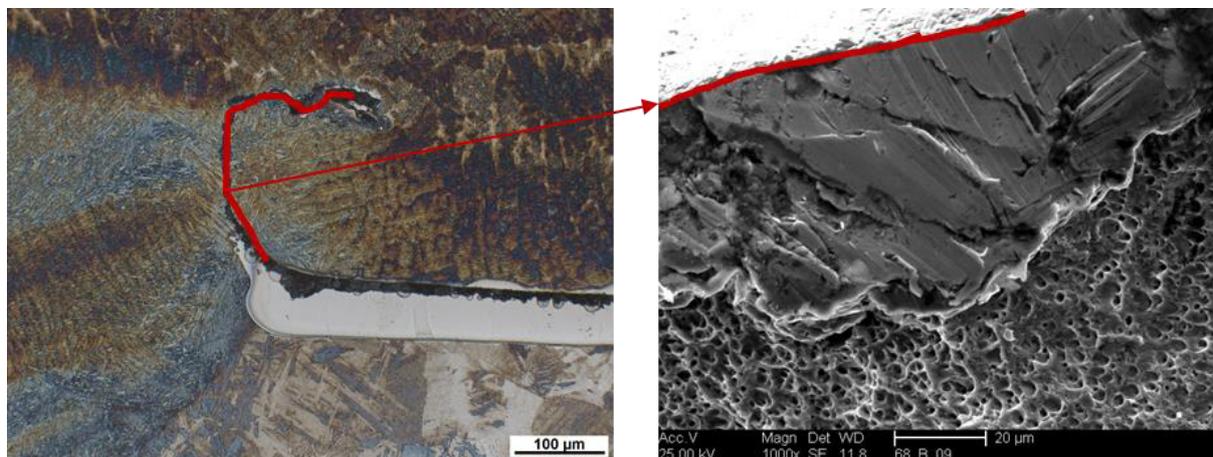


Bild 63: Topographische Untersuchung der Rissoberfläche im REM

Figure 63: Topographical examination of the crack surface in the SEM

6.7.3 Einfluss von Werkstoffkombination, Aufmischung und Gefügearart auf die mechanischen Güterwerte der Überlappschweißungen Influence of material combination, dilution and type of microstructure on the mechanical properties of the lap welds

6.7.3.1 Härteverteilung Hardness distribution

Anhand der Härtemappings in Bild 64 wird die Verteilung der Härte im Nahtbereich an drei ausgewählten Beispielen sichtbar. Beispiel a) weist eine gleichmäßige Verteilung der Härte im Schweißgut auf. Leichte Inhomogenitäten in der Durchmischung der Fügepartner, wie sie bereits in Abschnitt 6.6.3 dargestellt und erläutert wurden, haben keinen merklichen Einfluss auf die Härteverteilung. Das austenitische Schweißgut weist eine vergleichsweise niedrige Gesamthärte auf. Das vollmartensitische Schweißgut in Beispiel b) hingegen, ist durch Härtewerte von bis zu ≈ 600 HV_{0,2} gekennzeichnet. Wie an der Farbverteilung zu sehen ist, wirken sich die Durchmischungsinhomogenitäten hierbei schon stärker auf die Härteverteilung im Schweißgut aus. Diese Inhomogenitäten sind in Beispiel c) z. T. noch etwas stärker ausgeprägt, insbesondere im Bereich der der Schweißgutwurzel. In der Folge entstehen Härtespitzen bzw. -sprünge, die als metallurgische Kerben wirken und somit Ausgangspunkt für eine Risinitiation und ein anschließendes Versagen sein können.

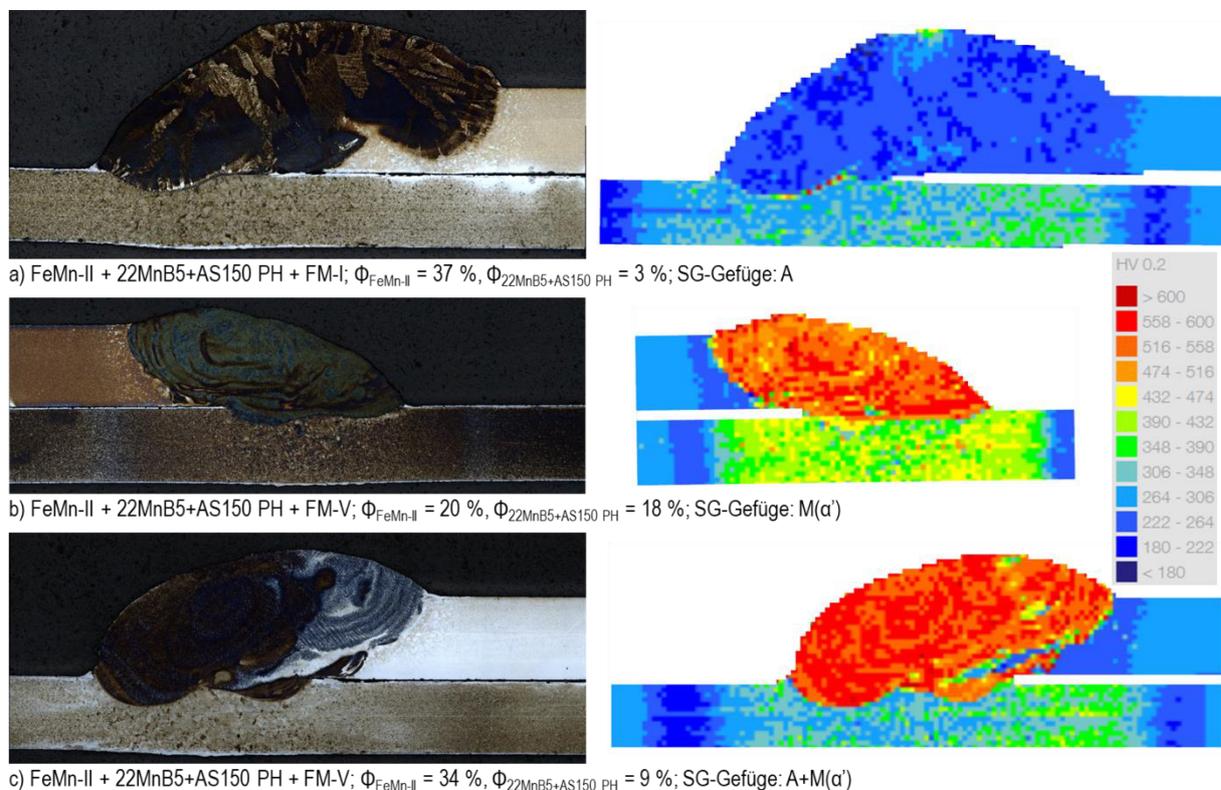


Bild 64: Härteverteilung im Nahtbereich ermittelt mit Vickershärteprüfung (HV 0,2) und lichtmikroskopische Aufnahmen der Proben. Ätzung: Klemm I

Figure 64: Hardness distribution in the weld zone determined by Vickers hardness testing (HV 0.2) and light optical micrographs of the samples. Etching: Klemm I

6.7.3.2 Scherzugprüfung Tensile shear testing

In Bild 65 sind die Ergebnisse der Scherzugprüfung der Überlappverbindungen in Abhängigkeit der im Schweißgut ermittelten Gefügeart dargestellt. Jede geschweißte Überlappverbindung ist in einer separaten Spalte zusammengefasst. Die Werkstoffkombinationen sind durch einen Proben-Code dargestellt. Einige Werkstoffkombinationen sind z. T. mehrmals aufgeführt. Diese unterscheiden sich aber in ihren Aufmischungsverhältnissen. Auf eine zusätzliche Darstellung der jeweiligen Aufmischungsverhältnisse wurde aus Gründen der Übersichtlichkeit verzichtet.

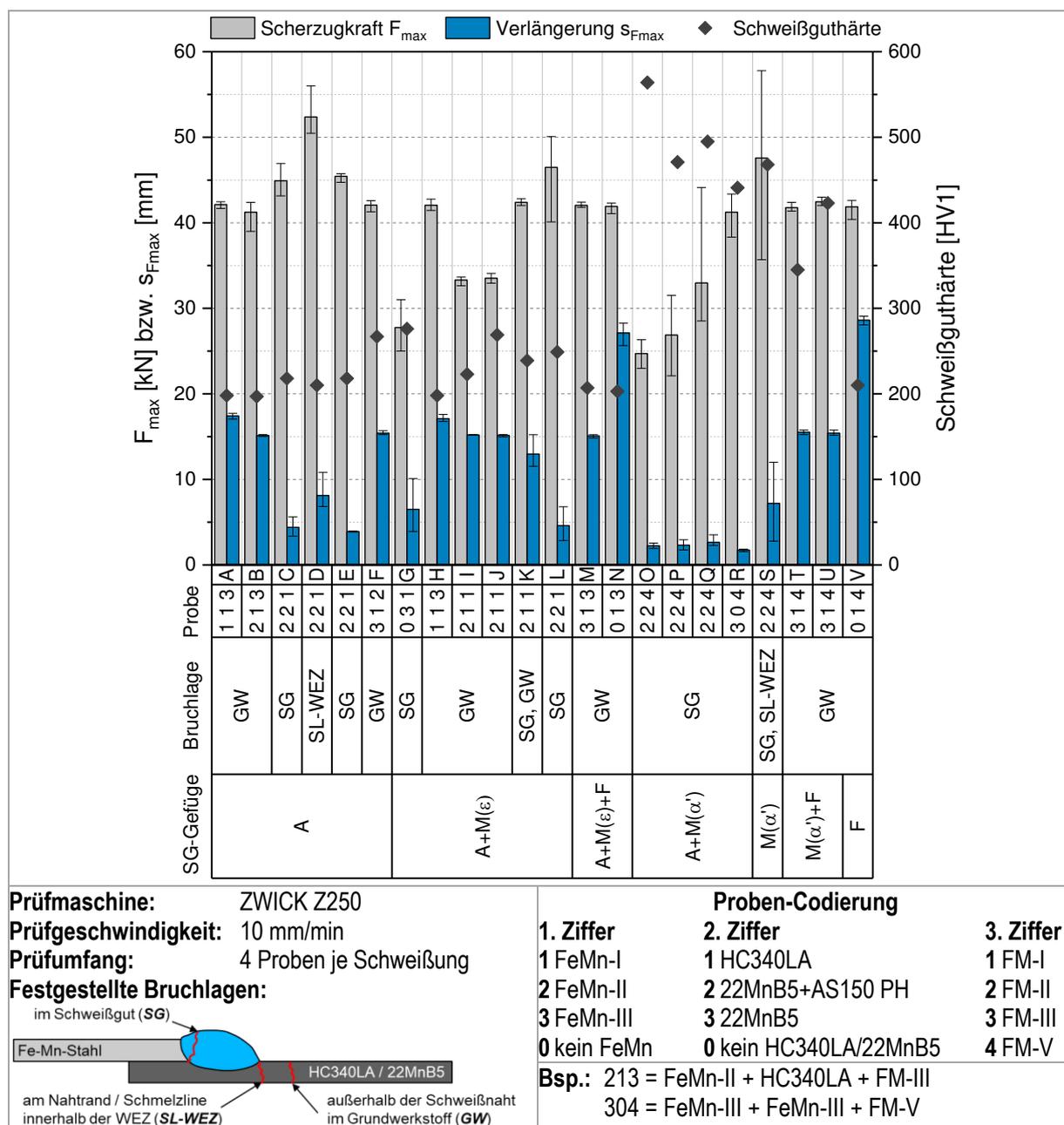


Bild 65: Ergebnisse der Scherzugprüfung an den Überlappverbindungen. Vergleich der Scherzugkräfte und Verlängerungen.

Figure 65: Results of the tensile shear test of the lap welds. Comparison of tensile shear forces and extensions.

Die Ergebnisse zeigen, dass sowohl die Scherzugkräfte F_{\max} als auch die Verlängerungen $s_{F_{\max}}$ selbst innerhalb der Gefügegruppen stark schwanken. Betrachtet man die Verlängerungen in Abhängigkeit der Werkstoffkombination, wird ersichtlich, dass die Verlängerungen bei den Werkstoffkombinationen mit 22MnB5+AS150 PH als Fügepartner durchweg geringer sind als bei den Werkstoffkombinationen mit HC340LA als Fügepartner. Als ursächlich dafür anzusehen ist, dass die Verbindungen mit 22MnB5+AS150 PH größtenteils im Schweißgut versagen, während der Versagensort bei den Verbindungen mit HC340LA zumeist im duktilen HC340LA selbst liegt. Ein Versagen im Fe-Mn-Stahl oder an dem vielfach nachgewiesenen Martensitsaum am Übergang vom Schweißgut zum ferritischen/martensitischen Grundwerkstoff wird in keiner Verbindung festgestellt. Besonders gering ist die Verlängerung bei den Verbindungen, deren Schweißgut aus A+M(α') besteht. Die Kombination aus hoher Härte, sprödem Gefüge und möglicherweise vorhandenen Härterissen (siehe Abschnitt 6.7.2) können dieses Verhalten bedingen.

Weniger eindeutig zeigt sich die Auswertung der Scherzugkräfte. Die Proben, deren Schweißgut aus A+M(α') besteht, weisen tendenziell etwas geringere Scherzugkräfte auf und unterliegen größeren Streuungen als die restlichen Verbindungen. Problematisch bei der Auswertung der Ergebnisse ist jedoch, dass die Scherzugkräfte querschnittsabhängig sind. Aufgrund der unterschiedlichen Blech- und Schweißnahtdicken ist ein direkter Vergleich der Maximalkräfte schwierig. Deshalb wurden die Kräfte für einen weiteren Vergleich auf die Bruchfläche bezogen, um die sich daraus ergebenden Bruchspannungen gegenüberzustellen, siehe Abschnitt 6.7.3.4.

6.7.3.3 Schlagzugprüfung ***Tensile impact testing***

Die Darstellung der Ergebnisse erfolgt analog Abschnitt 6.7.3.2. Ähnlich wie bei der Scherzugprüfung sind auch bei der Schlagzugprüfung relativ große Schwankungen in den ermittelten Werten innerhalb der einzelnen Gefügegruppen festzustellen, siehe Bild 66. Auch hier ist anzumerken, dass es bei Verbindungen mit 22MnB5+AS150 PH als Fügepartner größtenteils zu einem Versagen im Schweißgut, unabhängig von Gefügeart und verwendetem Zusatzwerkstoff, kommt. Bis auf wenige Ausnahmen, treten beim Schlagzug und Scherzug die gleichen Bruchlagen auf. Bei den Proben mit HC340LA als Fügepartner liegt der Versagensort zumeist wieder im HC340LA selbst. Ein Bruch im Fe-Mn-Stahl oder am Martensitsaum wird auch hier in keiner Verbindung festgestellt. Zur Orientierung sind hier außerdem die Schlagzugarbeitswerte, die an Grundwerkstoffproben des HC340LA und 22MnB5+AS150 PH ermittelt wurden, eingetragen. Bis auf eine Ausnahme (Spalte N) erreicht keine der Verbindungen die entsprechenden Grundwerkstoffwerte, auch wenn der Bruch im Grundwerkstoff eintritt.

Die Streuung der Schlagzugarbeitswerte ist z. T. relativ groß. Nichtsdestotrotz lässt sich erkennen, dass die Proben, deren Schweißgut aus A+M(α') besteht, geringere Schlagzugarbeitswerte aufweisen als die anderen Verbindungen. Dieses Erkenntnis deckt sich mit den Ergebnissen der Scherzugprüfung. Allerdings besteht auch hier das Problem, dass die Werte querschnittsabhängig sind und dadurch aufgrund unterschiedlicher Blech- und Schweißnahtdicken schwierig zu vergleichen sind. Deshalb wurden die Schlagzugarbeitswerte ebenfalls auf die Bruchfläche bezogen, um die sich

daraus ergebenden Schlagzugzähigkeiten gegenüberstellen zu können, siehe Abschnitt 6.7.3.4.

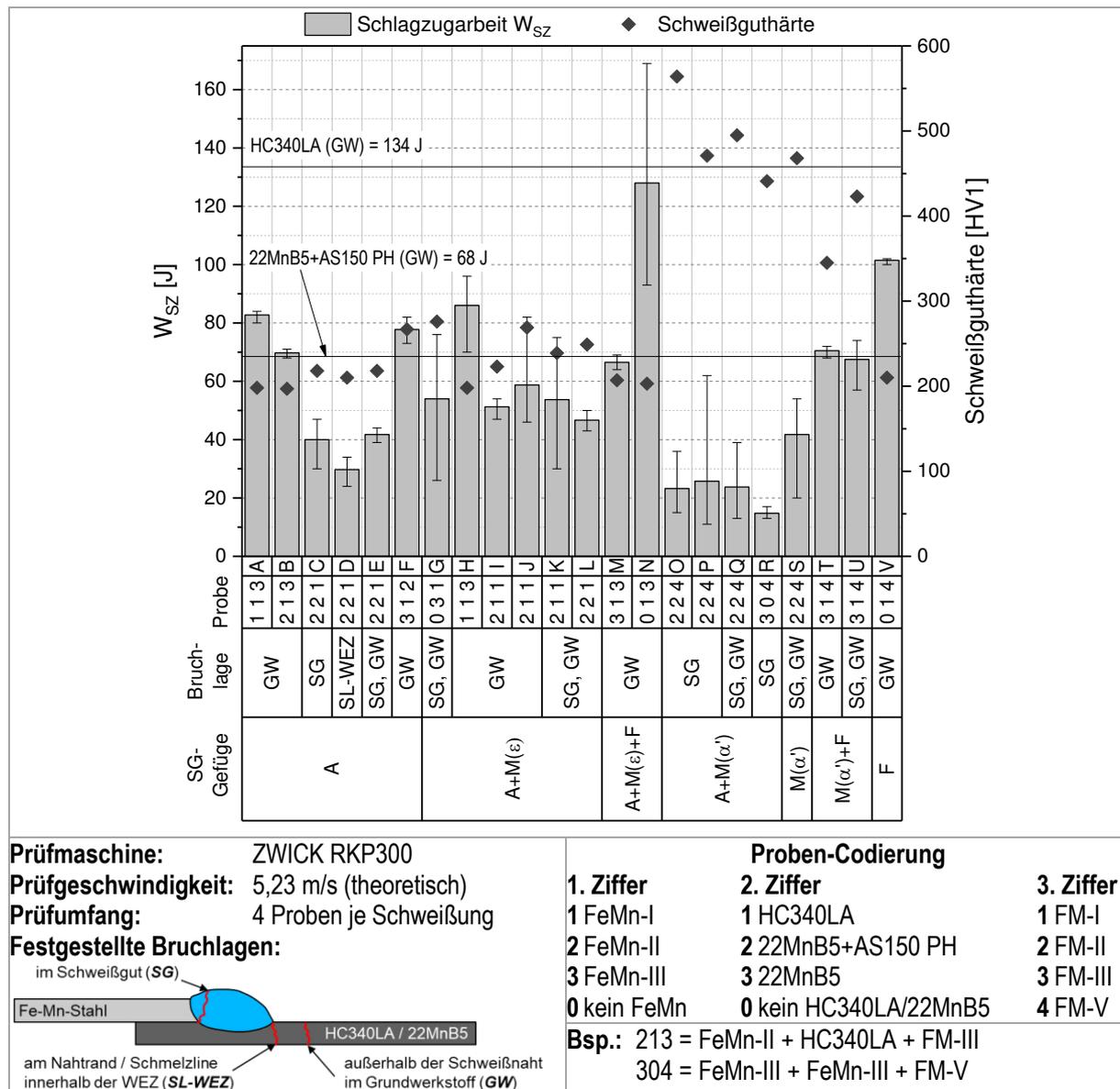


Bild 66: Ergebnisse der Schlagzugprüfung an den Überlappverbindungen. Vergleich der Schlagzuarbeit.

Figure 66: Results of the tensile impact test of the lap welds. Comparison of impact energy.

6.7.3.4 Gegenüberstellung der Ergebnisse der Scher- und Schlagzugprüfung Comparison of the results of the tensile shear and impact tests

Aufgrund der Abhängigkeit der Scherzugkräfte und Schlagzuarbeitswerte vom Querschnitt, wurden die Werte zum besseren Vergleich auf die projizierte Bruchfläche bezogen, siehe Bild 67. Anhand dieser Darstellung der Ergebnisse wird eindeutig sichtbar, dass die Verbindungen, deren Schweißgut aus A+M(α') besteht, deutlich den anderen Proben sowohl unter statischer als auch dynamisch schlagartiger Belastung unterlegen sind.

Unter statischer Belastung liegt ein Großteil der Verbindungen zumindest auf dem Niveau des HC340LA. Die höchste Bruchspannung wurde in der Verbindung aus FeMn-II + 22MnB5+AS150 PH + FM-I (Spalte D) festgestellt. Hierbei lag eine Aufmischung von $\Phi_{\text{FeMn-II}} = 37\%$ und $\Phi_{22\text{MnB5+AS150 PH}} = 3\%$ vor. Bei gleicher Werkstoffkombination, aber etwas höherer Aufmischung an 22MnB5 und etwas geringer Aufmischung an FeMn-II (Spalte C und E) werden trotz gleicher Gefügeart im Schweißgut deutlich geringere Bruchspannungen erreicht und die Bruchlage verschiebt sich von der WEZ ins Schweißgut. Die Verbindung aus FeMn-II + 22MnB5+AS150 PH + FM-V (Spalte S) wies unter statischer Belastung auch vergleichsweise gute Festigkeitswerte auf. Anhand dieser beiden Verbindungen (Spalte D und S) zeigt sich jedoch eindeutig, dass das Verhalten unter statischer Belastung nicht auf das Verhalten unter dynamisch schlagartiger Belastung übertragbar ist. Im Schlagzugversuch weisen diese beiden Verbindungen im Vergleich deutlich geringere Schlagzugzähigkeitswerte auf.

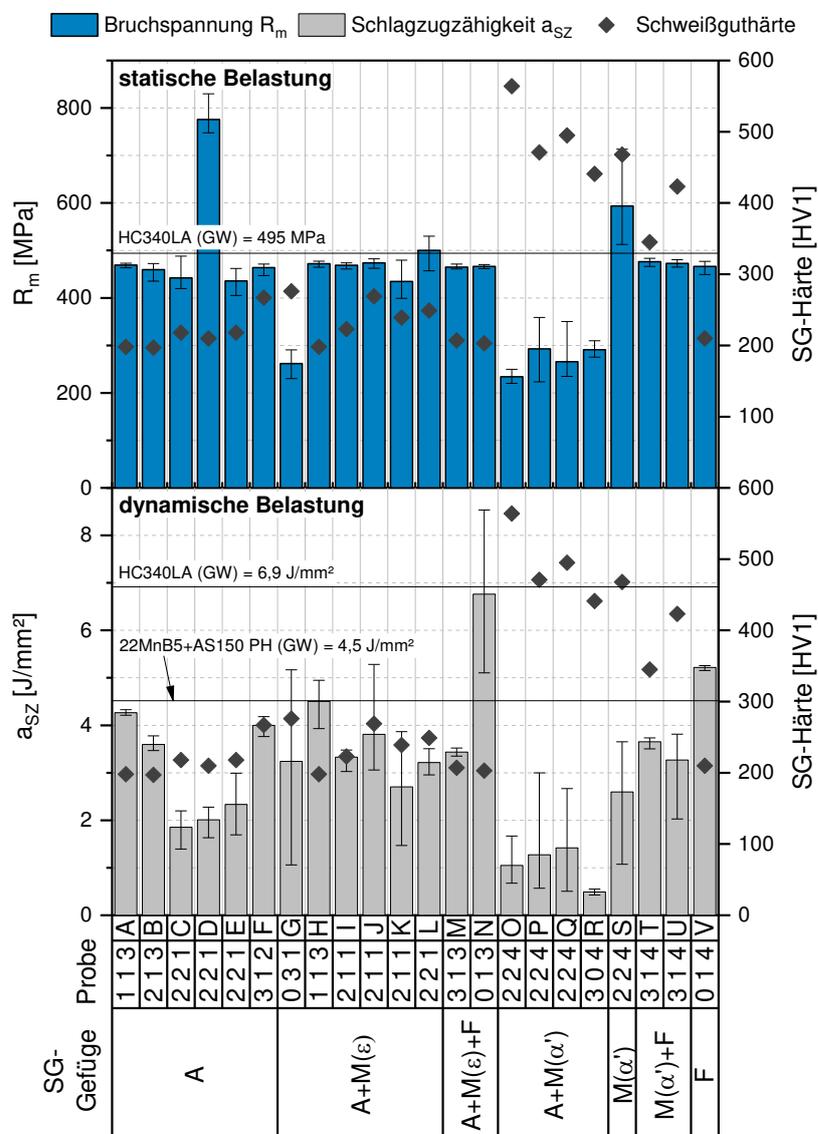


Bild 67: Gegenüberstellung der Bruchspannungen und Schlagzugzähigkeiten der Überlappverbindungen

Figure 67: Comparison of fracture stresses and impact toughness of the lap welds

Nur wenige Verbindungen erreichen unter dynamischer Belastung das Grundwerkstoffniveau des 22MnB5+AS150 PH oder gar des HC340LA. Die höchsten Schlagzugzähigkeitswerte werden von einer artgleichen Grundwerkstoffverbindung aus HC340LA mit dem Zusatzwerkstoff FM-III erreicht (Spalte N). Bei der Verbindung aus FeMn-III + HC340LA + FM-III (Spalte M), sind die Werte nur halb so hoch, obwohl die gleiche Gefügearart im Schweißgut vorliegt und der Bruch bei beiden Verbindungen im Grundwerkstoff (HC340LA) eintritt.

Eine Verbindung, an welcher der Einfluss der Gefügearart auf das mechanisch-technologische Verhalten bei gleichbleibender Werkstoffkombination zumindest ansatzweise ersichtlich wird, ist die Kombination aus FeMn-II + 22MnB5+AS150 PH + FM-V (Spalten O, P, Q und S). Die Proben, deren Schweißgutgefüge aus A+M(α') besteht, weisen deutlich geringere Festigkeitswerte auf als die Proben, deren Schweißgutgefüge aus M(α') besteht. Daraus kann abgeleitet werden, dass ein Schweißgutgefüge aus A+M(α') kritischer ist als ein rein martensitisches Schweißgut. Dies kann zum einen auf die etwas stärker ausgeprägten Härtespitzen bzw. -sprünge im Schweißgut aus A+M(α') (siehe Abschnitt 6.7.3.1), die als metallurgische Kerben wirken, zurückgeführt werden. Zum anderen wird in der Literatur (siehe Abschnitt 2.2.5) beschrieben, dass der Plattenmartensit, der in A+M(α')-Schweißgütern vorliegt, aufgrund der Entstehung bei niedrigeren Temperaturen als der Lattenmartensit (M(α')-Schweißgüter) eine höhere C-Verspannung aufweist und dadurch schlechter verformbar ist als der Lattenmartensit.

6.7.4 Einfluss der Stoßart auf die mechanischen Güterwerte Influence of the type of joint on the mechanical properties

Zur Ermittlung des Einfluss der Stoßart auf die mechanischen Güterwerte wurden Überlapp- und Stumpfnahmverbindungen gleicher Werkstoffkombinationen bei möglichst identischen Aufmischungsverhältnissen verglichen. Die Ergebnisse der statischen Zugprüfung und der dynamischen Schlagzugprüfung in Bild 68 zeigen, dass die Stoßart keinen signifikanten Einfluss auf das mechanisch-technologische Verhalten der hier beispielhaft untersuchten Schweißverbindungen hat. Die Bruchlage befand sich hierbei stets im Grundwerkstoff (HC340LA).

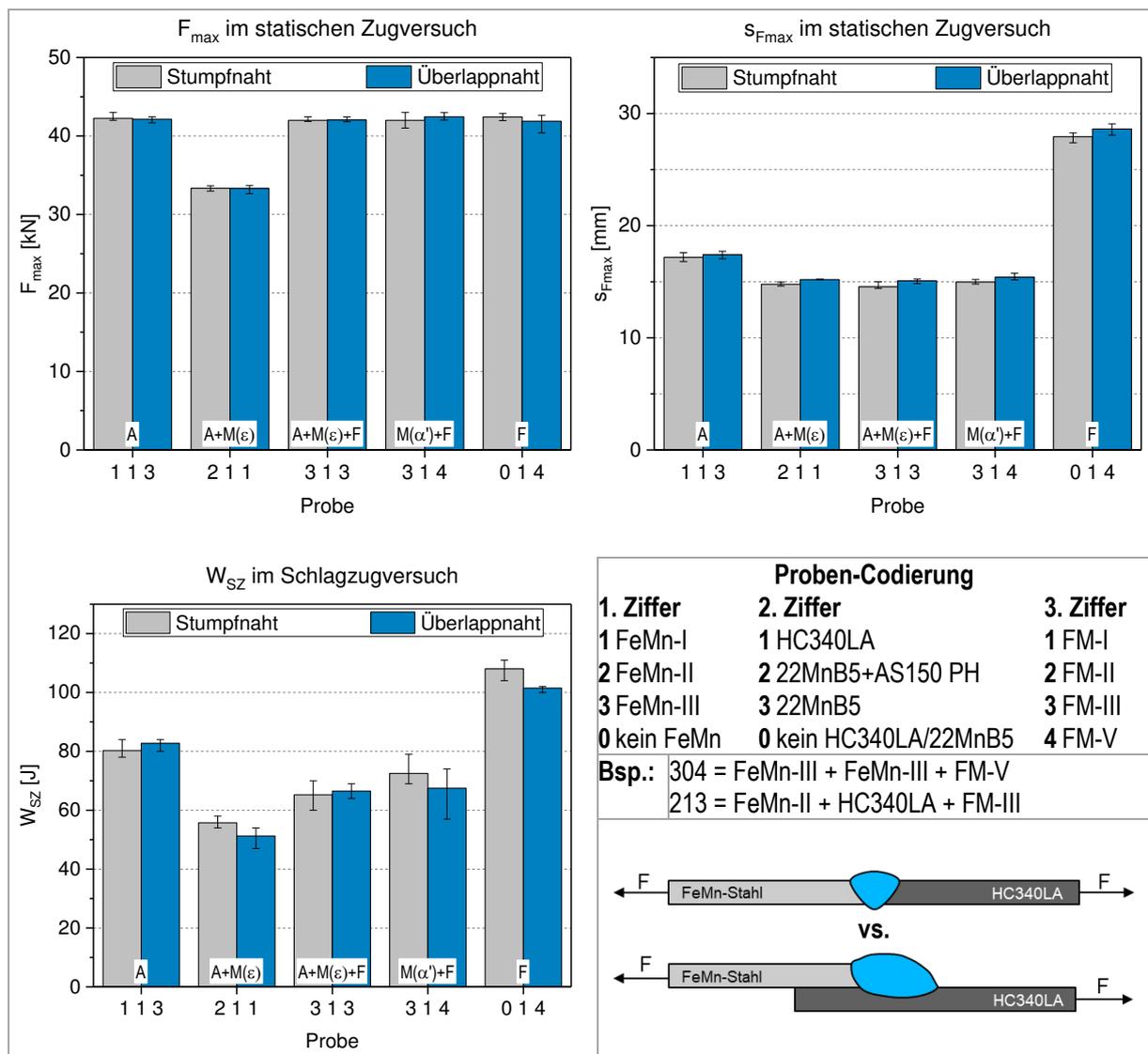


Bild 68: Gegenüberstellung der Ergebnisse der statischen und dynamischen Zugversuche in Abhängigkeit von der Stoßart

Figure 68: Comparison of the results of static and dynamic tensile tests depending on the type of joint

7 Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des Forschungsantrages und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen Comparison of the results with the objectives of the research proposal and conclusions from the research results

Das Ziel des Forschungsvorhabens bestand primär in der Verbesserung der schweißtechnischen Verarbeitung von hochmanganhaltigen Stählen in Mischverbindung durch eine Gefüge- und Eigenschaftsvorhersage der Mischschweißgüter. Die zu entwickelnden Konstitutionsschaubilder sollten es ermöglichen das beim Schweißen von austenitischen hochmanganhaltigen Stählen in Mischverbindungen mit ferritischen und martensitischen Stahlgüten resultierende Schweißgutgefüge mit ausreichender Genauigkeit zu prognostizieren. Ein wesentlicher Schwerpunkt war es eine Methodik zur experimentellen Schweißgutsimulation zu entwickeln. Auf Basis der erzeugten Mischschweißgüter und der daran ermittelten Schweißguteigenschaften sollten geeignete Äquivalente abgeleitet werden, die die Wirkungen der einflussnehmenden Legierungselemente auf die Gefügeausbildung hinreichend beschreiben.

Als Versuchswerkstoffe wurden drei wirtschaftlich relevante Fe-Mn-Stähle unterschiedlichen Legierungskonzeptes herangezogen, die in verschiedenen Blechdicken von den im PA beteiligten Stahlherstellern für das Projekt zur Verfügung gestellt wurden. Als Fügepartner dienten die im Karosseriebau weit verbreiteten Stähle HC340LA und 22MnB5. Durch die im PA beteiligten Zusatzwerkstoffhersteller wurden außerdem verschiedene hochmanganhaltige Metallpulver-Fülldrahtelektroden bereitgestellt.

Im Einzelnen ergaben sich die nachfolgend dargestellten wissenschaftlich-technischen und wirtschaftlichen Ergebnisse:

- Unter Nutzung eines WIG-Lichtbogenschmelzofens wurde eine Umschmelzmethodik zur experimentellen Schweißgutsimulation entwickelt. Die chemische Zusammensetzung der Umschmelzproben lässt sich auf Basis der Legierungszusammensetzung der Ausgangswerkstoffe hinreichend genau kalkulieren. Aufgrund des hohen Dampfdruckes von Mangan, kommt es jedoch zur Verdampfung dieses Elementes. Um die Verdampfungsverluste durch den Umschmelzprozess möglichst gering zu halten, wurden die Umschmelzparameter optimiert. Eine Kombination aus kurzer Umschmelzdauer und hohem Umschmelzstrom zeigte sich als am besten geeignet. Eine Verdampfung bis zu max. 0,5 Gew.-% Mn kann jedoch nicht gänzlich ausgeschlossen werden.
- Durch eine Optimierung der Probengröße und Tiegelform werden bei der Umschmelzmethodik Abkühlbedingungen adäquat dem MSG-Schweißen gewährleistet. Die zuvor relativ langsame Abkühlrate in den Umschmelzproben wurde durch eine Erhöhung des Verhältnisses von Kontaktfläche zu Probenoberfläche beschleunigt, sodass $t_{8/5}$ -Zeiten im Bereich von 11-15 s realisiert werden. Abkühlgeschwindigkeiten adäquat dem Laserstrahlschweißen konnten durch eine

Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des Forschungsantrages
und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen
Comparison of the results with the objectives of the research proposal and
conclusions from the research results

bloße Optimierung der Proben-/Tiegelform nicht erreicht werden. Eine signifikante Steigerung der Abkühlgeschwindigkeit wurde deshalb durch einen speziellen Versuchsaufbau umgesetzt. Mit diesem konnten die Proben direkt nach dem Umschmelzen wasserabgeschreckt werden.

- Die Homogenität der Umschmelzproben im Hinblick auf die Durchmischung der Fügepartner wird bei der Umschmelzmethodik gewährleistet. Mikrostrukturell ergeben sich aufgrund der thermischen und konstitutionellen Unterkühlung jedoch drei Bereiche unterschiedlicher Erstarrungsstruktur (äquial dendritisch, säulenförmig dendritisch und zellulär) innerhalb der Umschmelzproben. Diese unterschiedlichen Erstarrungsstrukturen treten ebenso in realen Schweißgütern und Gusserzeugnissen auf. Aufgrund von dadurch bedingten leichten Abweichungen in den Gefügeanteilen, wurde im Hinblick auf die folgende Gefügequantifizierung nur der flächenmäßig größte mittlere Bereich für die weiteren Auswertungen herangezogen.
- Zur qualitativen und quantitativen Gefügecharakterisierung wurden verschiedene Methoden angewendet. Innerhalb des sehr großen Probenumfangs erwies sich die Korrelation der Ergebnisse aus Härte-, FN-Messung und Lichtmikroskopie zur Gefügecharakterisierung als am geeignetsten. Die Feinstrukturanalyseverfahren lieferten ähnlich gute Ergebnisse, waren allerdings aufgrund des großen Aufwandes bei der Probenvorbereitung, der langen Analysedauer und der aufwendigen Auswertung nur zur Validierung der metallographischen Untersuchungen geeignet.
- Bei der Gefügecharakterisierung wurden insgesamt acht Gefügegruppen ermittelt, die in Abhängigkeit der Werkstoffkombination und Aufmischung im Mischschweißgut auftreten können. Von besonderer Bedeutung sind die verschiedenen Martensitarten ϵ und α' , da diese metallographisch nicht immer eindeutig abzugrenzen sind, sich aber wesentlich in den Eigenschaften unterscheiden. Der ϵ -Martensit tritt vor allem in Mischschweißgütern auf, die einen relativ hohen Mn-Gehalt aufweisen. Er ist paramagnetisch und im Vergleich zum α' -Martensit deutlich weicher. Der ferromagnetische α' -Martensit hingegen ist in Mischschweißgütern mit geringeren Mn-Gehalten vorzufinden. Er tritt also bei höheren Aufmischungen an niedriglegiertem ferritischen bzw. martensitischen Fügepartner oder bei Verwendung niedriglegierter Schweißzusatzwerkstoffe auf. Eine hohe Härte ist in den hier untersuchten Mischschweißgütern direkt mit der Bildung des α' -Martensits in Verbindung zu bringen, weshalb eine Differenzierung der beiden Martensitarten zwingend notwendig ist.
- Die Untersuchungen zum Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit zeigten, dass eine signifikante Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit nur bei wenigen Aufmischungsverhältnissen einen wesentlichen Einfluss auf das Gefüge und die Härte hat. Es ist demnach anzunehmen, dass bei Schweißverfahren mit höheren Abkühlraten als beim MSG-Schweißen sehr ähnliche Gefügestände und Härtewerte in den Mischschweißgütern bei Aufmischungen (Φ_{HC340LA} bzw. 22MnB5) $\leq 90\%$ zu erwarten sind (eine homogene Durchmischung vorausgesetzt).

Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des Forschungsantrages und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen
Comparison of the results with the objectives of the research proposal and conclusions from the research results

- Auf Basis der experimentell simulierten Mischschweißgüter und der daran ermittelten Schweißguteigenschaften wurde ein umfangreicher Datensatz erfasst, mithilfe dessen durch Anwendung der kanonischen Diskriminanzanalyse mathematische Zusammenhänge abgeleitet wurden, die die Auswirkungen der einflussnehmenden Legierungselemente auf die Gefügeausbildung beschreiben. Daraus wurden Äquivalente abgeleitet, die die Austenitbildner auf der vertikalen Achse und die Ferritbildner auf der horizontalen Achse des neuen Konstitutionsschaubildes, das sog. COHMS-Diagramm, zusammenfassen. Entgegen der im Forschungsantrag vorgesehenen Entwicklung von zwei abkühlzeitabhängigen Konstitutionsschaubildern (eins zum MSG- und eins zum Laserstrahlschweißen) wurde nur ein Konstitutionsschaubild entwickelt, das die Abkühlbedingungen des MSG-Schweißens berücksichtigt. Aufgrund der schlechten Durchmischung in den Laserstrahlschweißnähten ist eine Anwendung von Konstitutionsschaubildern ohnehin als kritisch zu betrachten. Die Anwendbarkeit des COMHS-Diagramms für Schweißprozesse mit deutlich schnelleren Abkühlraten als beim MSG-Schweißen ist jedoch aufgrund der Erkenntnisse aus den Untersuchungen zum Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit nicht ausgeschlossen. Ggf. ist dafür eine Anpassung der Lage der Gefügegrenzlinien in Betracht zu ziehen.
- Das neu entwickelte COHMS-Diagramm weist eine deutlich bessere Vorhersagegenauigkeit als das weit verbreitete und heutzutage noch vielfach verwendete Schaeffler-Diagramm für Mischschweißgüter hochmanganhaltiger Stähle auf. Darüber hinaus wird in dem COHMS-Diagramm im Gegensatz zu allen anderen etablierten Konstitutionsschaubildern zwischen den verschiedenen Martensitarten ϵ und α' differenziert. Anhand von HV-ISO-Linien ist es außerdem möglich die resultierende Schweißguthärte grob abzuschätzen.
- Die Validierung des COHMS-Diagramms durch reale MSG-Schweißungen ergab eine sehr gute Vorhersagegenauigkeit. 89 % der MSG-Schweißgüter wurden korrekt vorhergesagt. Die restlichen 11 % lagen im nahen Bereich der Grenzlinien. Für die Anwendung des COHMS-Diagramms in der Praxis gilt, wie auch für das Schaeffler-Diagramm und alle anderen Konstitutionsschaubilder, dass die Grenzlinien nicht als allgemeingültige feste Grenzlinien, sondern vielmehr als Übergangsbereiche zwischen den verschiedenen Gefügearten zu verstehen sind. Das COHMS-Diagramm stellt ein einfaches Hilfsmittel dar, um eine hinreichend genaue Vorhersage des resultierenden Schweißgutgefüges in Abhängigkeit der Legierungselemente zu treffen. Die Vorgehensweise zur graphischen Anwendung des COHMS-Diagramms erfolgt wie es von den bisherigen Konstitutionsschaubildern bekannt ist.
- Die Untersuchungen zum Einfluss der Gefügeart – insbesondere des Martensitanteils – im Mischschweißgut auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen ergaben, dass vor allem ein Schweißgutgefüge aus Austenit + α' -Martensit als äußerst kritisch anzusehen ist. Die geprüften Verbindungen mit diesem Schweißgutgefüge wiesen im Vergleich zu den anderen Schweißungen signifikant schlechtere Festigkeitswerte sowohl unter statischer

Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des Forschungsantrages
und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen
Comparison of the results with the objectives of the research proposal and
conclusions from the research results

als auch unter dynamisch schlagartiger Belastung auf und versagten überwiegend im Schweißgut. Darüber hinaus wurden in den metallographischen Untersuchungen vielfach Härterisse in diesen Schweißgütern gefunden, die Auswirkungen auf das Bruchverhalten haben können. Ein Schweißgut aus Austenit + α' -Martensit ist in der Praxis daher unbedingt zu vermeiden. Eine pauschalisierte Aussage zum Einfluss der restlichen Gefügearten lässt sich aus den Ergebnissen jedoch nicht ableiten.

Zusammenfassend konnte im Rahmen des durchgeführten Forschungsprojektes ein neues Konstitutionsschaubild entwickelt werden, das eine zuverlässige Gefüge- und Eigenschaftsvorhersage beim Schweißen von austenitischen hochmanganhaltigen Stählen in Mischverbindung mit ferritischen und martensitischen Stahlgüten ermöglicht. Die Ableitung der dafür notwendigen funktionalen Zusammenhänge zwischen chemischer Zusammensetzung des Schweißgutes und des daraus resultierenden Gefüges erfolgte anhand einer Vielzahl experimentell simulierter Mischschweißgüter. So konnten sowohl grundlegende als auch weiterführende Erkenntnisse zu der Gefügeausbildung und den daraus resultierenden Eigenschaften in Mischschweißgütern hochmanganhaltiger Stähle (Gefügearten, Martensitarten, Rolle der Martensitart auf die Schweißguteigenschaften, Einfluss der Legierungselemente, etc.) erarbeitet werden. Im Hinblick auf die Gewährleistung anforderungsgerechter Schweißverbindungen wurden Aussagen zu kritischen Gefügeständen, die in der Praxis aufgrund schlechter Festigkeitseigenschaften und hohem Härterissgefährdungspotential unbedingt zu vermeiden sind, getroffen.

Offen bleibt die Frage, welcher Gefügebereich im Konstitutionsschaubild für die Mischschweißgüter im praktischen Einsatz anzustreben ist. Dafür ist die Ermittlung gefügeartabhängiger Gefährdungsbereiche notwendig, um das Potential zur Entstehung unerwünschter Erscheinungen, wie Härterisse in martensitischen Mischschweißgütern oder Heißrisse in austenitischen Mischschweißgütern, abschätzen zu können. Die Entwicklung einer Methode zur Einstufung der Gefügebereiche gegenüber schweißbedingter Rissbildung und weiterer kritischer Erscheinungen ist hierfür zwingend erforderlich.

Ausgehend von den erreichten Forschungsergebnissen kann das Forschungsvorhaben als erfolgreich bearbeitet eingeschätzt werden. Die Projektziele wurden erreicht. Die dargestellten Ergebnisse des Vorhabens stellen einen wichtigen Beitrag dar, die im Mischschweißgut hochmanganhaltiger Stähle entstehenden Gefüge und die daraus resultierenden Eigenschaften mit ausreichender Genauigkeit zu beurteilen und martensitische Härtegefüge zu vermeiden.

8 Erläuterungen zur Verwendung der Zuwendungen Explanation on the allocation of funds

Die Verwendung der Zuwendungen für das wissenschaftlich-technische Personal an der Forschungseinrichtung erfolgte entsprechend dem Einzelansatz A.1 des Finanzierungsplanes mit 29,5 PM in Vollzeit. Während der Projektlaufzeit wurde antragsgemäß der Lichtbogenofen (Einzelansatz B des FP) beschafft. Leistungen Dritter wurden gemäß Einzelansatz C des FP nicht erbracht. Für die experimentellen Untersuchungen wurde das durch die PA-Mitglieder zur Verfügung gestellte Versuchsmaterial verwendet.

Die im Rahmen des Forschungsvorhabens geleistete Arbeit entspricht in vollem Umfang dem begutachteten und bewilligten Antrag. Bedingt durch Lieferschwierigkeiten des Lichtbogenofens, einem zwischenzeitlichen Anlagendefekt und einem erhöhten Zeitaufwand bei der Probenauswertung wurde einem Antrag auf kostenneutrale Verlängerung der Projektlaufzeit um 6 Monate stattgegeben. Alle durchgeführten Arbeiten erfolgten zielgerichtet. Das eingesetzte wissenschaftlich-technische Personal war für die Auswahl und Koordinierung sowie zur Bearbeitung der durchzuführenden Aufgaben notwendig und vom Zeitumfang her angemessen.

Es wurden keine gewerblichen Schutzrechte erworben oder angemeldet. Dies ist auch zukünftig nicht geplant.

9 Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittelständische Unternehmen

Scientific-technological and economical benefits of the results achieved especially for SME

Aufgrund der außergewöhnlichen Eigenschaften der hochfesten und zugleich duktilen Fe-Mn-Stähle wurde der Entwicklung dieser Stähle für Blechanwendungen in der automobilen Fahrzeugstruktur in den letzten Jahren eine große Bedeutung zugesprochen, um gleichzeitig den Forderungen der Automobilindustrie nach Leichtbau und Crashesicherheit nachzukommen. Einige hochmanganhaltige Legierungskonzepte stehen bereits kommerziell zur Verfügung, andere stehen kurz vor der Markteinführung. Die Verbesserung der Schweißbeignung dieser Stähle, besonders in Mischverbindungen, ist daher von großem wirtschaftlichem Interesse.

Von den Ergebnissen profitieren alle Hersteller und Verarbeiter von Fe-Mn-Stählen. Sowohl in der Zulieferindustrie der Fahrzeugbranche als auch im Bereich der Zusatzwerkstoffhersteller gibt es eine Vielzahl deutscher klein- und mittelständischer Unternehmen (KMU) für die die erzielten Ergebnisse eine große wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Bedeutung haben. Die Erkenntnisse des Forschungsprojektes stehen den Unternehmen unmittelbar nach Abschluss des Forschungsprojektes zur Verfügung.

Im Einzelnen ergaben sich die nachfolgend dargestellten wissenschaftlich-technischen und wirtschaftlichen Nutzen der Forschungsergebnisse:

- Das neu entwickelte COHMS-Diagramm kann wie die etablierten Konstitutions-schaubilder (z. B.: Schaeffler-Diagramm) für verschiedene Anwendungsfälle verwendet werden. Zum einen ist damit eine schnelle und einfache Gefügevorhersage im Schweißgut auf Basis der an der Schweißverbindung beteiligten Fügepartner (Kenntnis über die chemischen Zusammensetzungen und etwaigen Aufmischungsverhältnisse vorausgesetzt) möglich. Zum anderen erlaubt es die Auswahl eines geeigneten Schweißzusatzwerkstoffes, um bei einer spezifischen Werkstoffverbindung einen bestimmten Gefügezustand im Schweißgut einzustellen. Darüber hinaus können die Schweißparameter im Hinblick auf eine gezielte Aufmischung abgestimmt werden.
- Oftmals ist es für die KMU aufgrund eingeschränkter Analysetechniken oder mangelnden Fachpersonals nicht möglich das Schweißgutgefüge hinreichend genau festzustellen oder gar zwischen verschiedenen Martensarten zu unterscheiden. Das neu entwickelte Schaubild kann dabei ein hilfreiches Instrument sein, um z. B. im Rahmen von Qualitätssicherungsmaßnahmen bei der Gefügecharakterisierung zu unterstützen.

Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittelständische Unternehmen

Scientific-technological and economical benefits of the results achieved especially for SME

- Anhand der Äquivalent-Formeln zeigt das COHMS-Diagramm auf, wie die einzelnen Legierungselemente zur Gefügeausbildung im Mischschweißgut hochmanganhaltiger Stähle beitragen. Es trägt somit zur Schaffung von Basiswissen einerseits zur Verbesserung bestehender Produkte und andererseits zur Entwicklung neuer Produkte, z. B. in Form von schweißmetallurgisch angepassten Zusatzwerkstoffen für das Schweißen von Mischverbindungen mit Fe-Mn-Stählen, bei. Durch Nutzung dieser Marktpotentiale können die KMU im Bereich der Zusatzwerkstoffherstellung ihre Wettbewerbsfähigkeit steigern.
- Durch die Entwicklung optimierter Schweißzusatzwerkstoffe können kritische Schweißgutgefüge, wie das unbedingt zu vermeidende Gefüge aus $A+M(\alpha')$, umgangen werden. Dadurch wird der Einsatz dieser Stähle für schweißtechnische Konstruktionen überhaupt erst ermöglicht. Im Weiteren erlaubt dies die Entwicklung neuer Konstruktionen, wo durch den Einsatz der hochmanganhaltigen Stähle Gewicht eingespart werden kann.
- Das COHMS-Diagramm ist sowohl im Prototypenbau, wo regelmäßig neue Legierungskonzepte gefordert werden, als auch im Serienprozess, wo die legierungstechnische Optimierung kostspieliger Schweißzusatzwerkstoffe von Interesse ist, ein nützliches Hilfsmittel.

Insgesamt tragen die Ergebnisse des vorliegenden Forschungsvorhabens dazu bei, den Einsatz der hochmanganhaltigen (TWIP-)Stähle für schweißtechnische Konstruktionen durch erweiterte Verarbeitungkenntnisse voranzutreiben.

10 Zusammenstellung der Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen List of publications related to the project

Bereits veröffentlichte Dokumente:

- Wittig, B.; Zinke, M.; Jüttner, S.: Experimentelle Schweißgutsimulation mit Hilfe der Button Melt Methodik. In: MDZWP Forschungsseminar, Magdeburg, 31.03.2016
- Wittig, B.; Zinke, M.; Jüttner, S.; Keil, D.: Experimental simulation of dissimilar weld metal of high manganese steels by arc melting technique. In: *Welding in the World* (2017) 61, S. 249-256 (DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-017-0427-z>).
- Wittig, B.; Zinke, M.; Jüttner, S.: Experimentelle Simulation von Mischschweißgut hochmanganhaltiger Stähle. In: 37. Assistentenseminar Fügetechnik, DVS-Berichte, Band 339 (2018) (ISBN: 978-3-96144-025-2).
- Wittig, B.; Zinke, M.; Jüttner, S.; Seipp, A.; Schwabe, R.; Keil, D.: Procedure for developing a constitution diagram for dissimilar metal welds of high manganese steels. In: 5th International Conference on Steels in Cars and Trucks (2017)
- Wittig, B.; Zinke, M.; Jüttner, S.; Keil, D.: Einfluss der Aufmischung auf das Mischschweißgut hochmanganhaltiger Stähle. In: DVS Congress 2017, DVS-Berichte, Band 337 (2017), S. 229-234 (ISBN: 978-3-96144-008-5).

Vorgesehene Veröffentlichungen:

- Wittig, B.; Zinke, M.; Jüttner, S.: Neues Konstitutionsschaubild für hochmanganhaltige Stähle . In: 28. Schweißtechnische Fachtagung, Magdeburg, 24.05.2018
- Wittig, B.; Zinke, M.; Jüttner, S.: A New Constitution Diagram for Dissimilar Metal Welds of High Manganese Steels. In: 71st IIW Annual Assembly & International Conference (voraussichtliche Veröffentlichung in *Welding in the World*)

11 Ergebnistransfer in die Wirtschaft Transfer to economy

Maßnahmen während der Projektlaufzeit

Maßnahme (Anzahl)		Rahmen	Datum/Zeitraum
Veröffentlichung der Ergebnisse	Vorträge auf Konferenzen (6)	MDZWP Forschungsseminar (Magdeburg)	31.03.2016
		69th IIW Annual Assembly & International Conference (Melbourne)	10.-15.07.2016
		37. Assistentenseminar Fügetechnik 2016 (Päwesin)	05.-07.09.2016
		5th International Conference on Steels in Cars and Trucks (Noordwijkerhout/Amsterdam)	18.-22.06.2017
		16. Sommerkurs Werkstoffe und Fügen (Magdeburg)	09.09.2017
		DVS Congress 2017 (Düsseldorf)	26.-29.09.2017
	Beiträge in Tagungsbänden (3)	Tagungsband zur 5th International Conference on Steels in Cars and Trucks	18.06.2017
		DVS-Berichte Band 337 zum DVS Congress 2017	26.09.2017
		DVS-Berichte Band 339 zum 37. Assistentenseminar Fügetechnik	Januar 2018
	Beiträge in Fachzeitschriften (1)	Welding in the World	23.01.2017
	Internetdokument (3)	Kurzfassung im Forschungsportal Sachsen-Anhalt (http://www.forschung-sachsen-anhalt.de)	01.03.2015
		Vortrag auf dem MDZWP Forschungsseminar (http://www.mdz.ovgu.de/mdz_media/Download/2016_Wittig_Button_Melt.pdf)	31.03.2016
		Forschungsberichte des IWF (http://www.iwf.ovgu.de)	2016 2017
	Transfer der Ergebnisse durch den Verband	Projektdarstellung im Geschäftsbericht der Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V.	2015 2016 2017
Projektbegleitender Ausschuss (6)		Darstellung und Diskussion von aktuellen Ergebnissen und Abgleich mit den Anforderungen der Industrie	20.05.2015 18.11.2015 03.05.2016 22.11.2016 30.06.2017 16.11.2017
Gremienarbeit, Einbeziehung von Multiplikatoren		IIW-Commission II-A „Metallurgy of Weld Metals“	10.-15.07.2016
Ergebnistransfer in die akademische Ausbildung	Ausbildung des wissenschaftlichen Nachwuchses (11)	5 Masterarbeiten 4 Bachelorarbeiten 2 Projektarbeiten	kontinuierlich während der Projektlaufzeit

Maßnahmen nach der Projektlaufzeit

Maßnahme (Anzahl)		Rahmen	Datum/Zeitraum
Veröffentlichung der Ergebnisse	Vorträge auf Konferenzen (3)	71st IIW Annual Assembly & International Conference (Bali)	15.-20.07.2018
		28. Schweißtechnische Fachtagung (Magdeburg)	24.05.2018
		4th International Conference on Medium and High Manganese Steels (Aachen)	01.-03.04.2019
	Beiträge in Tagungsbänden (1)	Tagungsband zur 28. Schweißtechnische Fachtagung	24.05.2018
	Beiträge in Fachzeitschriften (2)	Welding in the World	2018
		Steel Research International (SRI Journal)	2019
	Internetdokument (2)	Forschungsberichte des IWF (http://www.iwf.ovgu.de)	2018
		Einstellung der Projektveröffentlichungen im Forschungsportal Sachsen-Anhalt (http://www.forschung-sachsen-anhalt.de)	fortlaufend
	Transfer der Ergebnisse durch den Verband	Projektdarstellung im Geschäftsbericht der Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. (FOSTA)	2018
		Berichte aus der Anwendungsforschung (FOSTA)	2018
Weitergabe von ausführlichen Forschungsberichten (Schlussbericht)	Versendung auf gezielte Anforderung aus den Unternehmen	fortlaufend	
	Verteilung an alle Mitglieder des PA und die interessierten Unternehmen außerhalb des PA durch die FST	1. Quartal 2018	
	Vertrieb über die FOSTA	fortlaufend	
Gremienarbeit, Einbeziehung von Multiplikatoren		IIW-Commission II-A „Metallurgy of Weld Metals“	15.-20.07.2018
Ergebnistransfer in die akademische Ausbildung	Ausbildung des wissenschaftlichen Nachwuchses	Dissertation	Ende 2018
		studentische Arbeiten (Master/Bachelor/Projektarbeiten) sowie Lehrveranstaltungen (u. a. „Werkstoffe und Schweißen“) an der Universität Magdeburg	kontinuierlich fortlaufend
Beratung der Industrie basierend auf den erzielten Forschungsergebnissen		Maßgeschneiderter Transfer der Forschungsergebnisse in die Praxis	fortlaufend

Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts

Aufgrund der oben genannten vielfältigen Transfermaßnahmen in die Wirtschaft werden die Anforderungen zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft und insbesondere zu kleinen und mittleren Unternehmen erfüllt.

12 Literaturverzeichnis Bibliography

- [1] Dieringa, H.; Drechsler, K.; Evertz, T.; Flaxa, V.; Furrer, P.; Gadow, R.; Georgeou, Z.; Gronebaum, R.-H.; Kainer, K. U.; Kwiaton, N.; Lesch, C.; Leyens, C.; Müller, A.; Otto, M.; Peters, M.; Schöttler, J.; Schulz, T.; Springub, B.; Ziegmann, G.: Die Leichtbauwerkstoffe für den Fahrzeugbau. In: Friedrich, H. E. (Hrsg.): Leichtbau in der Fahrzeugtechnik. Wiesbaden 2013.
- [2] Frommeyer, G.; Rablbauer, R.: Entwicklung hochfester und supraduktiler Leichtbaustähle für die Verkehrstechnik 2008.
- [3] Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF), Universität Magdeburg; Institut für Füge- und Schweißtechnik (ifs), TU Braunschweig: Metallkundlich-technologische Untersuchungen zur Schweißbeignung neuartiger austenitischer Fe-Mn-Stähle. IGF-Vorhabenummer 15.201B, (Laufzeit: 01.04.2007-30.06.2009) 2009.
- [4] Mújica Roncery, L.; Weber, S.; Theisen, W.: Welding of twinning-induced plasticity steels. In: Scripta Materialia 66 (2012) 12, S. 997–1001.
- [5] Roberts, W. N.: Deformation Twinning in Hadfield Steel. In: Transactions of the Metallurgical Society of AIME 230 (1964), S. 372–77.
- [6] Kim, Y. G.; Kim, T. W.: High-Strength Formable Automotive Structural Steel 1993.
- [7] Grässel, O.: Entwicklung und Charakterisierung neuer TRIP-, TWIP-Leichtbaustähle auf der Basis Fe-Mn-Al-Si. Clausthal-Zellerfeld 2000.
- [8] Krüger, L.; Halle, T.; Meyer, L. W.; Brück, U.; Frommeyer, G.: Werkstoffverhalten und Mikrostrukturentwicklung hochfester Mn-Al-Si-Leichtbaustähle unter Zugbelastung. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 36 (2005) 7, S. 299–306.
- [9] Kuntz, M.: Verformungsmechanismen hoch manganlegierter austenitischer TWIP-Stähle, Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., 2007. Tönning 2008.
- [10] Cooman, B. C. de; Chen, L.; Kim, H. S.; Estrin, Y.; Kim, S. K.; Voswinckel, H.: State-of-the-Science of High Manganese TWIP Steels for Automotive Applications. In: Haldar, A.; Suwas, S.; Bhattacharjee, D. (Hrsg.): Microstructure and Texture in Steels. London 2009.
- [11] DVS - Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren E.V.: Schweißen von Schwarz-Weiß-Verbindungen (S/W-Verbindungen) (2017) 3011.
- [12] Pohle, C.: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. Düsseldorf 1994.
- [13] Pohle, C.: Schweißen von Werkstoffkombinationen. Metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele. Düsseldorf 1999.
- [14] DVS – Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V., Düsseldorf: Unterpulverschweißen von Austenit-Ferrit-Verbindungen (2006) 0928.
- [15] Mujica, L.; Weber, S.; Pinto, H.; Thomy, C.; Vollertsen, F.: Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels. In: Materials Science and Engineering: A 527 (2010) 7-8, S. 2071–78.
- [16] Behm, V.; Höfemann, M.; Hatscher, A.; Springer, A.; Kaieler, S.; Hein, D.; Otto, M.; Overmeyer, L.: Investigations on Laser Beam Welding Dissimilar Material

- Combinations of Austenitic High Manganese (FeMn) and Ferrite Steels. In: Physics Procedia 56 (2014), S. 610–19.
- [17] Behm, V.; Hoffmann, G.-A.; Trzebiatowski, J. v.; Springer, A.; Kaierle, S.; Overmeyer, L.: Method for evaluating the behavior of laser welded dissimilar material seams in single overlap configuration under impact loads by the example of twinning induced plasticity steels. In: Journal of Laser Applications 27 (2015) S2, S29006.
- [18] Graß, F.; Wesling, V.; Schram, A.; Flügge, W.: Untersuchung zum Einfluss des Schweißzusatzes auf Mischverbindungen mit hochmanganhaltigen Stählen beim Laserstrahlschweißen. In: DVS - Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren E.V. (Hrsg.): DVS Berichte Band 327. DVS Congress 2016 2016.
- [19] Frohwein; C: Einfluss des Aufmischungsgrades auf das Bruchverhalten von FeMn-Stählen in Mischverbindung mit ferritischen Fügepartnern. In: 23. DVS-Sondertagung (2016), S. 117–30.
- [20] Plöckinger, E.; Straube, H.: Die Edeltahlerzeugung. Schmelzen, Gießen, Prüfen, Zweite, vollständig neubearbeitete und erweiterte Auflage. Wien 1965.
- [21] Mujica, L.; Weber, S.; Thomy, C.; Vollertsen, F.: Microstructure and mechanical properties of laser welded austenitic high manganese steels. In: Science and Technology of Welding and Joining 14 (2013) 6, S. 517–22.
- [22] Májlinger, K.; Kalácska, E.; Russo Spena, P.: Gas metal arc welding of dissimilar AHSS sheets. In: Materials & Design 109 (2016), S. 615–21.
- [23] Russo Spena, P.; Matteis, P.; Scavino, G.: Dissimilar Metal Active Gas Welding of TWIP and DP Steel Sheets. In: steel research international 86 (2015) 5, S. 495–501.
- [24] Russo Spena, P.; D’Aiuto, F.; Matteis, P.; Scavino, G.: Dissimilar Arc Welding of Advanced High-Strength Car-Body Steel Sheets. In: Journal of Materials Engineering and Performance 23 (2014) 11, S. 3949–56.
- [25] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde, 11., bearb. Aufl. 2012. Berlin Heidelberg 2012.
- [26] Schumann, H.: Austenitumwandlung in Stählen. In: Neue Hütte 22 (1977) 6, S. 296–301.
- [27] Schulze, G.: Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe, 4. Auflage. Berlin, Heidelberg 2010.
- [28] Kühne, J.; Kutz, K.-H.: Martensit und seine Erscheinungsformen in Eisenlegierungen. In: Wissenschaftliche zeitschrift der Technischen Hochschule Otto von Guericke Magdeburg 26 (1982) 5, S. 137–42.
- [29] Oettel, H.; Schumann, H. (Hrsg.): Metallografie. Mit einer Einführung in die Keramografie. Weinheim 2011.
- [30] Berns, H.; Theisen, W.: Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen. Berlin, Heidelberg 2008.
- [31] Schumann, H.: Einfluß der Stapelfehlerenergie auf den kristallographischen Umgitterungsmechanismus der γ/α -Umwandlung in hochlegierten Stählen. In: Kristall und Technik 9 (1974) 10, S. 1141–52.
- [32] Schumann, H.: Martensitische Umwandlungen in austenitischen Mangan-Kohlenstoff-Stählen. In: Neue Hütte 17 (1972) 10, S. 605–09.

- [33] Schumann, H.: Doppelte Martensitbildung in 13%igem Mn-Stahl. In: Neue Hütte 11 (1966) 3, S. 147–52.
- [34] Schaeffler, A. L.: Selection of austenitic electrodes for welding dissimilar metals. In: Welding Journal 26 (1947) 10, S. 601–20.
- [35] Schaeffler, A. L.: Constitution diagram for stainless steel weld metal. In: Metal Progress 56 (1949) 5, S. 680.
- [36] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2. Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, 3. Auflage 2006.
- [37] Folkhard, E.: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle. Wien usw. 1984.
- [38] Beckert, M.; Herold, H.: Kompendium der Schweißtechnik. Band 3: Eignung metallischer Werkstoffe zum Schweißen, 2., überarb. Aufl. Düsseldorf 2002.
- [39] Kotecki, D. J.; Siewert, T. A.: WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1988 Diagram. In: Welding Journal 71 (1992) 5, S. 171.
- [40] Kotecki, D. J.: A Martensite Boundary on the WRC-1992 Diagram — Part 2: The Effect of Manganese. In: Welding Journal, Welding Research Supplement (2000) December, S. 346.
- [41] Kotecki, D. J.: A Martensite Boundary on the WRC-1992 Diagram. In: Welding Journal, Welding Research Supplement (1999) May, S. 180.
- [42] Lippold, J. C.; Kotecki, D. J.: Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels 2005.
- [43] Klueh, R. L.; Maziasz, P. J.; Lee, E. H.: Manganese as an austenite stabilizer in Fe-Cr-Mn-C steels. In: Materials Science and Engineering: A 102 (1988) 1, S. 115–24.
- [44] Lee, S.; Lee, C.-Y.; Lee, Y.-K.: Schaeffler diagram for high Mn steels. In: Journal of Alloys and Compounds 628 (2015), S. 46–49.
- [45] Seyffarth, P.: Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder. Düsseldorf 1982.
- [46] Guiraldenq, P.; Duparc, O. H.: The genesis of the Schaeffler diagram in the history of stainless steel. In: Metallurgical Research & Technology 114 (2017) 613.
- [47] Schaeffler, A. L.: The investigation of microstructure of single bead chromium-nickel austenitic weld deposits on S.A.E. 4340 + V Stock 1944.
- [48] Balmforth, M. C.; Lippold, J. C.: A Preliminary Ferritic-Martensitic Stainless Steel Constitution Diagram. New diagram allows the prediction of ferrite and martensite in arc welds based on weld metal composition. In: Welding Journal, Welding Research Supplement (1998) 1, S. 1–7.
- [49] Balmforth, M. C.; Lippold, J. C.: A New Ferritic-Martensitic Stainless Steel Constitution Diagram. New equivalency relationships improve the accuracy for predicting weld metal microstructure. In: Welding Journal, Welding Research Supplement (2000) 12, S. 339–45.
- [50] Gould, E. K.: Development of Constitution Diagram for Dissimilar Metal Welds in Nickel Alloys and Carbon and Low-Alloy Steels, Masterarbeit. Columbus 2010.
- [51] Tordonato, D. S.; Madeni, J. C.; Babu, S. S.; Liu, S.; Mendez, P.: A New Method for the Design of Welding Consumables. An innovative approach using physical and numerical models was investigated to develop welding consumables. In: Welding Journal, Welding Research Supplement 88 (2010) 10, S. 201–09.

- [52] International Organization for Standardization: ISO 9024: Maunel Point Counting Method for statistically estimating the volume fraction of a constituent with a point grid (1988) 9024.
- [53] ThyssenKrupp Steel: Mikrolegierte Stähle PAS und MHZ. Höherfeste Stähle für Strukturbauteile. Duisburg 2008.
- [54] Hu, P.; Ying, L.; He, B.: Hot Stamping Advanced Manufacturing Technology of Lightweight Car Body. Singapore, s.l. 2017.
- [55] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 14341: Schweißzusätze – Drahtelektroden und Schweißgut zum Metall-Schutzgasschweißen von unlegierten Stählen und Feinkornstählen – Einteilung 25.160.20 (2011) 14341.
- [56] Klemm, R.: C industriellen Praxis C Thermoelemente C in der Thermoelemente in der industriellen Praxis 2009.
- [57] Stahlinstitut VDEh: SEP 1220-5: Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die Fügeignung von Feinblechen aus Stahl - Teil 5: MAG-Schweißen (2012) 1220-5.
- [58] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 17636-1: Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen - Durchstrahlungsprüfung. Teil 1: Röntgen- und Gammastrahlungstechniken mit Filmen (2013) 17636-1. Berlin.
- [59] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 17639: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Makroskopische und mikroskopische Untersuchungen von Schweißnähten (2013) 17639.
- [60] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN CEN ISO/TR 16060: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Ätzungen für die makroskopische und mikroskopische Untersuchung 25.160.40 (2014) 16060.
- [61] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 6520-1: Einteilung von geometrischen Unregelmäßigkeiten an metallischen Werkstoffen - Teil 1: Schmelzschweißen (2007) 6520-1.
- [62] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN 10351: Chemische Analyse von Eisenwerkstoffen – Analyse von unlegierten und niedrig legierten Stählen mittels optischer Emissionsspektrometrie mit induktiv gekoppeltem Plasma – Bestimmung von Mn, P, Cu, Ni, Cr, Mo, V, Co, Al (gesamt) und Sn [Routineverfahren] (2011) 10351.
- [63] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 8249: Schweißen - Bestimmung der Ferrit-Nummer (FN) in austenitischem und ferritisch-austenitischem (Duplex-)Schweißgut von Cr-Ni-Stählen (2000) 8249.
- [64] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren 77.040.10 (2006) 6507-1.
- [65] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 9015-2: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Härteprüfung - Teil 2: Mikrohartprüfung an Schweißverbindungen (2011) 9015-2.
- [66] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 9015-1: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Härteprüfung - Teil 1: Härteprüfung für Lichtbogenschweißverbindungen (2011) 9015-1.

- [67] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (2009) 6892-1.
- [68] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben (2016) 50125.
- [69] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 14273: Widerstandsschweißen – Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen – Probenmaße und Verfahren für die Scherzugprüfung an Widerstandspunkt-, Rollennaht- und Buckelschweißungen mit geprägten Buckeln (2014) 14273.
- [70] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 8256: Kunststoffe - Bestimmung der Schlagzugzähigkeit (2005) 8256.
- [71] Petzow, G.; Carle, V.: Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen, 6., vollst. überarb. Aufl. Berlin 1994.
- [72] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 643: Stahl – Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße (2015) 643.
- [73] Gigacher, G.; Bernhard, C.; Kriegner, W.: Eigenschaften hochmanganhaltiger Stähle unter stranggießähnlichen Bedingungen. URL: <http://library.stranggiesen.at/8263.pdf>. Abrufdatum 14.12.2017.
- [74] Friedrich, H. E. (Hrsg.): Leichtbau in der Fahrzeugtechnik. Wiesbaden 2017.
- [75] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN 1011-2: Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe Teil 2: Lichtbogenschweißen von ferritischen Stählen (2001) 1011-2.
- [76] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN 10083-3: Vergütungsstähle – Teil 3: Technische Lieferbedingungen für legierte Stähle (2007) 10083-3.
- [77] thyssenkrupp Steel Europe AG: MBW® - Produktinformation Mangan-Bor-Stähle für die Warmumformung. Duisburg 2016.
- [78] Kotecki, D. J.: Extension of the WRC Ferrite Number System. In: Welding Research Supplement (1982), S. 352–61.
- [79] De, A.; Walsh, C. A.; Maiti, S. K.; Bhadeshia, H. K. D. H.: Prediction of cooling rate and microstructure in laser spot welds. In: Science and Technology of Welding and Joining 8 (2003) 6, S. 391–99.
- [80] Vitek, J. M.: Improved Ferrite Number Prediction in Stainless Steel Arc Welds Using Artificial Neural Networks - Part 1: Neuronal Network Development. In: Welding Research Supplement (2000), S. 33–40.
- [81] Vitek, J. M.: Improved Ferrite Number Prediction in Stainless Steel Arc Welds Using Artificial Neural Networks - Part 2: Neuronal Network Results. In: Welding Research Supplement (2000), S. 41–50.
- [82] Zakharian, S.; Ladewig-Riebler, P.; Thoer, S.: Neuronale Netze für Ingenieure. Wiesbaden 1998.
- [83] Schlittgen, R.: Multivariate Statistik. München 2009.
- [84] Keil, D.: Beitrag zur Schweißbeignung hoch manganhaltiger Stähle, Dissertation. Magdeburg 2013.
- [85] Zhao, C.: Relationships between martensite transformation temperatures and compositions in Fe-Mn-Si-based shape memory alloys. In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications 214 (2000) 3, S. 173–76.

- [86] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 5817: Schweißen - Schmelzschweißverbindungen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (ohne Strahlschweißen) -Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten (2014) 5817.
- [87] Volkswagen AG: VW 01106-1: Schutzgasschweißen Teil 1: Stahlblechschweißverbindungen - Ausführung, Qualitätssicherung und konstruktive Gestaltung (2015) 01106-1.

13 Danksagung Acknowledgement

Das Institut für Werkstoff- und Füge-technik der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg bedankt sich bei den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses (PA) für die materielle Unterstützung, die anregenden Diskussionen und konstruktiven Ergänzungen zu diesem Vorhaben. Insbesondere gilt der Dank:

Dr. J. Balun	Benteler Steel/Tube GmbH
C. Dahmen	Kirchhoff Automotive Deutschland GmbH
J. Driessen	thyssenkrupp Hohenlimburg GmbH
B. Giggel	Vorrichtungsbau Giggel GmbH
F. Graß	Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH
A. Heydenreich	MSS Magdeburger Schweißtechnik GmbH
Dr. F. Hörzenberger	ArcelorMittal Global R&D
Dr. D. Keil	Volkswagen AG
Dr. S. Kondapalli	ITW Welding GmbH
W. Krüger	MSZ GmbH
S. Lindner	Outokumpu Nirosta GmbH
M. Otto	Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH
Dr. B. Reichmann	Corodur Verschleiss-Schutz GmbH
Dr. R. Rosert	Dr. Rosert RCT GmbH
R. Salomon	Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V. (FOSTA)
R. Scholz	CIF GmbH