

Montanuniversität Leoben

**Vergleich der Mikrostruktur ausgewählter
hochfester Schweißungen**



Die vorliegende Arbeit wurde am Lehrstuhl für Stahldesign, Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit den Projektpartnern des *K-Projektes Network of Excellence for Metal JOINing (JOIN)* durchgeführt.

Leoben, März 2017

Allgemeiner Förderhinweis

Das K-Projekt Network of Excellence for Metal JOINing wird im Rahmen von COMET - Competence Centers for Excellent Technologies durch BMWFW, BMVIT, FFG, Land Oberösterreich, Land Steiermark, Land Tirol und SFG gefördert. Das Programm COMET wird durch die FFG abgewickelt.

Eidesstattliche Erklärung:

Ich erkläre an Eides statt, dass die vorliegende Arbeit von mir selbständig und nur unter Verwendung der angeführten Literatur erstellt wurde.

Leoben, März 2017

Unterschrift Kandidat

1 Einleitung	1
2 Literatur	3
2.1 Schweißverfahren	3
2.1.1 Metall-Schutzgasschweißen (MSG)	3
2.1.2 Plasmaschweißen	9
2.1.3 Laserstrahlschweißen	11
2.2 Gefüge	15
2.2.1 Ferrit und Perlit.....	15
2.2.2 Bainit.....	16
2.2.3 Martensit	19
2.2.4 Mikrostruktur des Schweißgutes.....	22
3 Experimentelle Durchführung	27
3.1 Herstellung der Schweißungen.....	27
3.2 Grundwerkstoff S960MC	28
3.3 Schweißzusatzwerkstoffe	29
3.3.1 Schweißzusatzwerkstoff EMK8.....	30
3.3.2 Schweißzusatzwerkstoff 960 IG.....	30
3.4 Mechanische Kennwerte	30
3.5 Metallographische Gefügeuntersuchung.....	31
3.6 Elektronenrückstreubeugung EBSD.....	33
3.7 Mikrosondenuntersuchung	34
4 Ergebnisse	35
4.1 Mechanische Kennwerte	35
4.2 Stereomikroskopie.....	35
4.3 Lichtmikroskopie.....	36
4.3.1 Ätzung mit Nital	37
4.3.2 Ätzung mit Pikrin	43
4.3.3 Ätzung mit LePera.....	46
4.4 Rasterelektronenmikroskopie	48
4.5 Elektronenrückstreuaufnahmen (EBSD).....	49
4.6 Mikrosondenuntersuchung	53
5 Diskussion	56
5.1 Aussagekraft der verwendeten Verfahren zur Gefügeanalyse	56
5.2 Gegenüberstellung der Austenitkorngröße und der mechanischen Kennwerte	57
5.3 Chemische Zusammensetzung im Schweißgut	59

5.4 Gefügestruktur und mechanische Kennwerte	60
5.5 Bewertung der Schweißverfahren mit den jeweiligen Zusatzwerkstoffen	61
6 Zusammenfassung	62
7 Abstract.....	64
8 Literaturverzeichnis	65
9 Anhang.....	68

1 Einleitung

Diese Diplomarbeit entstand im Rahmen des Projektes M3 „Innovative Schweißverfahren für ultrahochfeste Stähle“, welches einen Teilbereich des *K-Projektes Network of Excellence for Metal JOINing (JOIN)* darstellt.

Im Rahmen dieser Aufgabenstellung kam es zu einer Zusammenarbeit zwischen folgenden Partnern:

- voestalpine Stahl GmbH
- voestalpine Böhler Welding Austria GmbH
- Fronius International GmbH
- Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, TU Graz
- Department Metallkunde und Werkstoffprüfung, MUL
- Institut für Werkstoffwissenschaften und Werkstofftechnologie, TU Wien

Die Zielsetzung dieser Diplomarbeit war, die Auswirkungen verschiedener Schweißverfahren auf die mikrostrukturellen Eigenschaften im Schweißgut eines ultra-hochfesten thermomechanisch (TM) hergestellten Stahls zu untersuchen.

Das Anwendungsgebiet des ultra-hochfesten, niedrig legierten, thermomechanisch hergestellten HSLA- (high-strength low alloy) Stahls reicht von Schiffsbau, Offshore-Erdölgewinnung, Kranbau bis zu Pipelinesherstellung [1]. Neben dem konventionellen Metallaktivgasschweißen kommen moderne Schweißverfahren wie Laserstrahl-, Laserhybrid- und Plasmaschweißen zum Einsatz.

Stahlkonstruktionen oder Kräne werden vorwiegend mit Hilfe von Metall-Schutzgasschweißen oder Lichtbogenhandschweißen hergestellt. Allerdings besitzen diese Schweißverfahren einige Nachteile. Durch eine relativ hohe Wärmeeinbringung kommt es zu einem Abfall des Festigkeitsniveaus und zu einem starken Schweißverzug des Bauteils. Die Verunreinigungen durch das Schutzgas können einen negativen Einfluss auf die mechanisch-dynamischen und mechanisch-zyklischen Eigenschaften haben.

Aus diesem Grund kommen innovative Schweißverfahren wie zum Beispiel Laserstrahlschweißen, Laserhybridschweißen und Elektronenstrahlschweißen zum Einsatz und werden im Schiffsbau und Rohrleitungsbau angewendet. Infolge einer erhöhten Energiedichte wird der Schweißverzug minimiert und die Kühlrate gesteigert. Darüber hinaus

kommen diese Verfahren ohne oder mit nur niedrig legierten Schweißzusatzwerkstoffen aus. Somit ist die chemische Zusammensetzung im Schweißgut vorwiegend ähnlich der des Grundwerkstoffs. Durch diese veränderten Rahmenbedingungen wird die Mikrostruktur im Schweißgut und der Wärmeeinflusszone beeinflusst [2].

Die detaillierte Analyse eines Werkstoffs auf mikroskopischer Ebene ist eine der wichtigsten und bedeutendsten Aufgaben in der modernen Materialwissenschaft. Durch ein umfassendes Verständnis der Struktur-Eigenschafts-Beziehungen können gezielt neue Werkstoffe entwickelt und weitere Anwendungsfelder erschlossen werden.

Im Rahmen dieser Arbeit werden verschiedene Ätzmethoden (Nital, LePera, Pikrinsäure) angewendet, um eine umfangreiche mikrostrukturelle Charakterisierung der Schweißverbindung zu ermöglichen. Mithilfe hochauflösender bildgebender Verfahren wie EBSD (englisch: „electron backscatter diffraction“), sowie Rasterelektronen- und Lichtmikroskopie soll ein tieferes Verständnis des Gefügebau des Schweißgutes gewonnen und die einzelnen Gefügebestandteile im Detail charakterisiert werden. Anschließend wird die Mikrostruktur des Schweißgutes mit den mechanischen Eigenschaften korreliert.

2 Literatur

2.1 Schweißverfahren

2.1.1 Metall-Schutzgasschweißen (MSG)

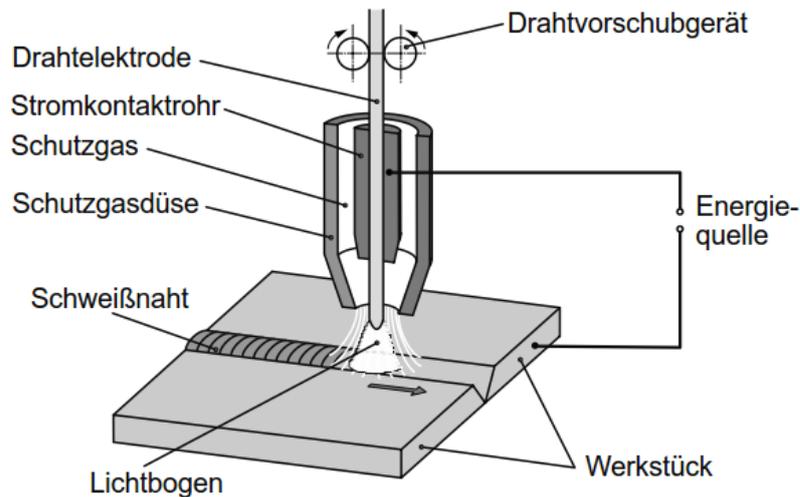


Abb. 1: Verfahrensprinzip des Metall-Schutzgasschweißens [3].

Beim Metall-Schutzgasschweißen (MSG) brennt der Lichtbogen, wie Abbildung 1 zeigt, zwischen dem Werkstück und einer abschmelzenden Drahtelektrode, die zugleich als Zusatzwerkstoff dient. Bei der Metaldrahtelektrode wird zwischen Massiv- und Fülldrahtelektrode unterschieden, deren chemische Zusammensetzung auf den Grundwerkstoff und das eingesetzte Gas abgestimmt wird. Dabei wird die Drahtelektrode endlos im Schlauchpaket von der Spule zur Kontaktdüse zugeführt und schmilzt unter der Einwirkung des Lichtbogens ab. Der Grundwerkstoff wird dabei örtlich aufgeschmolzen. Die Drahtelektroden werden im Durchmesser von 0,8 bis 1,6 mm verwendet. Der Vorgang des Ab- beziehungsweise Aufschmelzens wird von der Umgebungsluft durch die ständige Zufuhr von Schutzgas abgeschirmt. Die Zufuhr des Schutzgases erfolgt mit Hilfe einer konzentrisch zur Drahtelektrode ausgerichteten Gasdüse. Zusätzlich dient diese Schutzgaszufuhr als Kühlung des Brenners, bei größeren Leistungen wird meist wassergekühlt. Das MSG-Schweißen wird zu jenen Verfahren gezählt, bei welchen die elektrische Gasentladung als Energieträger zur Anwendung kommt (Lichtbogenschweißen). Aufgrund der verwendeten Gasarten kommt es zu einer Unterteilung in Metall-Aktivgasschweißen (MAG-Schweißen) und Metall-Inertgasschweißen (MIG-Schweißen). Der Lichtbogen wird mit Hilfe einer Schweißstromquelle erzeugt. Diese liefert Gleichstrom oder pulsierenden Gleichstrom, bei

welchem die Elektrode + und das Werkstück – gepolt sind. Bei modernen MSG-Schweißstromquellen kommt üblicherweise die Invertertechnik zur Anwendung. Der Übergang zwischen der Drahtelektrode und dem Schweißstrom wird durch ein Kontaktrohr hergestellt. Die Medien Schutzgas, Kühlwasser und Drahtelektrode werden im Schlauchpaket vom Drahtvorschubgerät zum Schweißbrenner geleitet [3-6].

Schutzgas:

Durch die im Lichtbogen herrschenden hohen Temperaturen wird die Reaktionsfreudigkeit der Drahtelektrode und des Schmelzbades begünstigt. Aus diesem Grund ist die Verwendung eines geeigneten Schutzgases unerlässlich. Beim MIG-Schweißen werden ausschließlich inerte Gase eingesetzt, dazu zählen laut Norm DIN EN ISO 14175 Schutzgase der Hauptgruppe I (siehe Tabelle 1). Dabei werden vor allem die Edelgase Argon und Helium verwendet. Beim MAG-Schweißen kommen vor allem oxidierende und stark oxidierende Aktivgase der Hauptgruppen M1-3 und C zur Anwendung. Diese Gasgemische setzen sich aus unterschiedlichen Anteilen von Argon, Helium, Kohlenstoffdioxid, Sauerstoff und Wasserstoff zusammen. Neben der Funktion als Schutzgas dient das verwendete Gas ebenfalls als Prozessgas, welches einen erheblichen Einfluss auf den Lichtbogen und die Schmelze besitzt. Durch die Zufuhr aktiver Gase (Kohlenstoffdioxid, Sauerstoff, Stickstoff oder Wasserstoff) versucht man einen Kompromiss zwischen Qualität und Produktivität zu finden, da sich die Beeinflussung von Schutzwirkung und Prozessbedingungen nicht vermeiden lassen. Bei der Auswahl des Schutzgases sollte man die Vorgaben des Gas- oder Werkstoffherstellers beachten [3-6].

In argon- und heliumreichen Mischgasen wird durch die Zugabe von Kohlenstoffdioxid und Sauerstoff nicht nur die Lichtbogenstabilität verbessert, sondern auch die Oberflächenspannung in der Metallschmelze vorteilhaft verändert, so werden sowohl das Fließverhalten als auch die Anbindung verbessert. Durch eine Erhöhung des Kohlenstoffdioxid- und Sauerstoffanteils im Schutzgas wird das Einbrandverhalten und darüber hinaus die Porensicherheit des Schweißprozesses positiv beeinflusst. Eine zusätzliche Wärmeübertragung an das Bauteil wird durch die Dissoziationsenergie der Kohlenstoffdioxid-Moleküle erreicht. Für hochlegierte Stähle kommen Gase der Hauptgruppe M1 und für legierte beziehungsweise auch unlegierte Stähle die Gase der Hauptgruppe M2 zum Einsatz [3,6].

Bei der Verwendung des Schutzgases Argon kommt es, wie in Abbildung 2 rechts dargestellt, aufgrund der schlechteren elektrischen und thermischen Leitfähigkeit, zur Bildung einer größeren Querschnittsfläche des Argon-Plasmas. Mit einer Steigerung der Stromstärke erreicht man ebenfalls eine Vergrößerung des Durchmessers der Plasmasäule, welche auch das Ende des Drahtes (Drahtoberfläche) größtenteils umschließt. Dadurch kommt es zu einem Aufschmelzen der Oberfläche und zu einem ruhigen Werkstoffübergang [3].

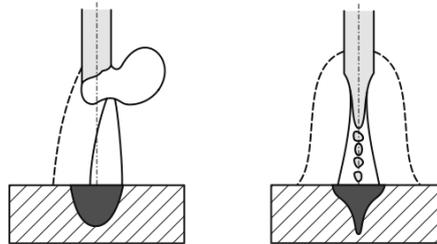


Abb. 2: Werkstoffübergang und Einbrand beim MAG-Schweißen abhängig vom Schutzgas (links: Kohlenstoffdioxid und rechts: Argon) [3].

Im Gegensatz dazu kommt es durch die bessere elektrische und thermische Leitfähigkeit von Kohlendioxid zu einem hohen Schweißstrom bei niedriger Spannung. Weiters nimmt die Querschnittsfläche des Kohlendioxid-Plasmas ab und damit wird auch nur eine kleinere Fläche der Drahtelektrode aufgeschmolzen. Durch die hohen Schweißströme kommt es zu einer starken seitlichen Kraftwirkung der Tropfen und somit zu vermehrten Spritzern am Werkstück [3,6].

Um eine optimale MSG-Schweißung durchzuführen muss auf folgende Einflussfaktoren Rücksicht genommen werden [3]:

- Werkstoff
- Gasart
- Lichtbogenleistung
- Schweißgeschwindigkeit
- Schmelzbadgröße
- Art und Lage der Schweißnaht
- Schweißposition
- Schutzgasdüsendurchmesser
- Schutzgasdüsenabstand

Tab. 1: Zusammensetzung der Hauptgruppen und Untergruppen von Schutzgasen beim Schweißen [4].

Symbol		Komponenten in Volumen-Prozenten (nominell)					
Haupt-Gruppe	Unter-Gruppe	Oxidierend		Inert		reduzierend	reaktions-träge
		CO ₂	O ₂	Ar	He	H ₂	N ₂
I	1			100			
	2				100		
	3			Rest*	0,5 – < 95		
M1	1	0,5 – < 5		Rest*		0,5 – < 5	
	2	0,5 – < 5		Rest*			
	3		0,5 – < 3	Rest*			
	4	0,5 – < 5	0,5 – < 3	Rest*			
M2	0	5 – < 15		Rest*			
	1	15 – < 25		Rest*			
	2		3 – < 10	Rest*			
	3	0,5 – < 5	3 – < 10	Rest*			
	4	5 – < 15	0,5 – < 3	Rest*			
	5	5 – < 15	3 – < 10	Rest*			
	6	15 – < 25	0,5 – < 3	Rest*			
	7	15 – < 25	3 – < 10	Rest*			
M3	1	25 – < 50		Rest*			
	2		10 – < 15	Rest*			
	3	25 – < 50	2 – < 10	Rest*			
	4	5 – < 25	10 – < 15	Rest*			
	5	25 – < 50	10 – < 15	Rest*			
C	1	100					
	2	Rest	0,5 – < 30				
R	1			Rest*		0,5 – < 15	
	2			Rest*		15 – < 50	
N**	1						100
	2			Rest*			0,5 – < 5
	3			Rest*			5 – < 50
	4			Rest*			0,5 – < 5
	5					0,5 – < 50	Rest
O	1		100				
Z	Mischgase mit Komponenten, die in der Tabelle nicht aufgeführt sind, oder Mischgase mit einer Zusammensetzung außerhalb der angegebenen Bereiche						

* Argon darf teilweise oder vollständig durch Helium ersetzt werden

** Früher „F“

Lichtbogenarten

Die Lichtbogenart beim MSG-Schweißen ist von den folgenden Parametern abhängig [3]:

- Leistung (Spannung, Stromstärke/Drahtvorschubgeschwindigkeit)
- Schutzgas
- Zusatzwerkstoff (Art, Durchmesser, Form)
- Kontaktrahabstand

Wie in Abbildung 3 ersichtlich, gibt es verschiedene Lichtbogenarten, wobei nicht alle zum Schweißen geeignet sind. Die Unterscheidung der einzelnen Lichtbogenarten wird durch den Werkstoffübergang definiert [3,4].

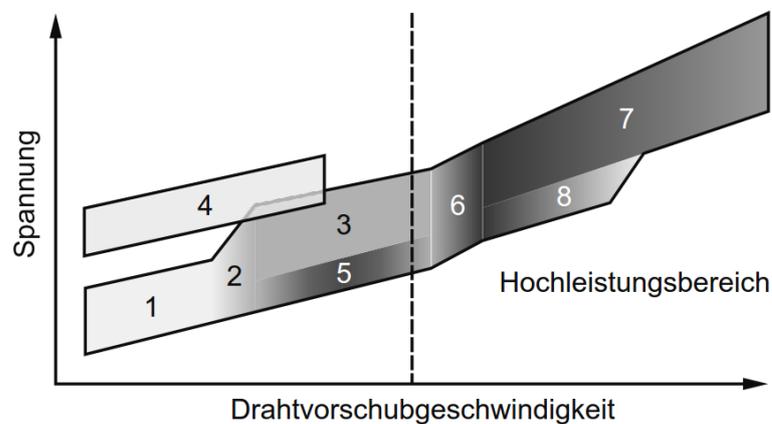


Abb. 3: Arbeitsbereiche verschiedener Lichtbogenarten beim MSG-Schweißen. 1 Kurzlichtbogen; 2 Übergangslichtbogen; 3 Sprühlichtbogen; 4 Impulslichtbogen; 5 Hochleistungs-Kurzlichtbogen; 6 instabiler Lichtbogen; 7 rotierender Lichtbogen; 8 Hochleistungs-Sprühlichtbogen [3].

Der **Kurzlichtbogen** tritt bei sehr geringen Leistungen auf, wobei der Werkstoffübergang im Kurzschluss bei geringer Spritzerbildung erfolgt. Anwendung findet er vor allem bei Wurzel- oder Zwangslagen sowie bei geringen Blechdicken [3-6].

Der Leistungsbereich des **Übergangslichtbogens** liegt zwischen dem Kurz- und Sprühlichtbogen. Aufgrund der starken Spritzerbildung und eines ungleichmäßigen Einbrands versucht man diesen Leistungsbereich zu vermeiden [3,4].

Der **Sprühlichtbogen** tritt bei hohen Leistungen unter der Verwendung von Argon und Helium auf. Es kommt zur Bildung eines feintropfigen und kurzschlussfreien Prozesses, der sich besonders zum Schweißen von dickwandigen Bauteilen eignet [3-6].

Im unteren bis mittleren Leistungsbereich entsteht üblicherweise bei argonreichen Mischgasen der **Impulslichtbogen**. Dabei wird zur normalen Stromstärke während des Werkstoffübergangs ein zusätzlicher Stromimpuls addiert. Dadurch erreicht man eine Tröpfchenablösung, die vom Impuls und nicht mehr von der Schwerkraft ausgelöst wird. Der Werkstoffübergang ist sehr gleichmäßig und nahezu spritzerfrei [3-6].

Beim **Hochleistungs-Kurzlichtbogen** ist die Spannung niedriger als beim Sprühlichtbogen, die Drahtvorschubgeschwindigkeit bleibt unverändert. Dies führt zu einer längeren freien Drahtelektrode, die im Kurzschluss in das Schmelzbad übergeht. Trotz der Kurzschlüsse und der höheren Widerstandserwärmung bleibt die Werkstückoberfläche annähernd spritzerfrei. Durch das argonreiche Schutzgas wird der Einbrand sowohl breiter als auch tiefer und aufgrund dessen kann die Schweißgeschwindigkeit erhöht werden [3,4].

Der unerwünschte **instabile Lichtbogen** bildet sich im Leistungsbereich zwischen dem Sprühlichtbogen und dem Hochleistungs-Kurzlichtbogen. Da der Übergang des Werkstoffes unregelmäßig erfolgt, kommt es zu einem Wechseln zwischen Hochleistungs-Sprühlichtbogen und dem rotierenden Lichtbogen. Dadurch entstehen häufig Schweißfehler, wie zum Beispiel Einschlüsse [3].

Bei sehr hohen Leistungen tritt der **rotierende Lichtbogen** auf. Der Drahtvorschub ist so groß, dass keine Tröpfchen mehr gebildet werden können. Es bildet sich eine rotierende Flüssigkeitssäule. Der typisch wannenförmige Einbrand gewährleistet eine sichere Erfassung der Nahtflanken, die für bestimmte Anwendungen vorteilhaft sind [3,5].

Bei einer höheren Leistung als der des instabilen Lichtbogenbereichs stellt sich der **Hochleistungs-Sprühlichtbogen** ein. Der Tropfendurchmesser ist im Gegensatz zum konventionellen Sprühlichtbogen größer und entspricht größergleich dem Drahtdurchmesser. Bindefehler und Härtespitzen können wegen des schmalen und sehr tiefen Einbrandes auftreten [3].

Anwendungsbereich/Abmessungen

Aufgrund der einfachen Handhabung, den vergleichsweise geringen Investitionskosten, der hohen Wirtschaftlichkeit, der guten Qualität der Schweißverbindung und der flexiblen Einsatzmöglichkeiten ist das MSG-Schweißen weit verbreitet. Zusätzlich können ohne

Fugenvorbereitung Stumpfstöße bis 6 mm Blechdicke gefügt werden. Darüber hinaus sind mit einer entsprechenden Fugenvorbereitung (V - Naht) und der Mehrlagentechnik dem Verbindungsquerschnitt kaum Grenzen gesetzt [3,5].

2.1.2 Plasmaschweißen

Der vierte Aggregatzustand, den Materie aufweisen kann, wird als Plasma bezeichnet und besteht aus Ionen, Elektronen, Molekülen und Atomen. Aufgrund der hohen Temperatur haben diese Teilchen eine sehr hohe kinetische Energie. Dabei werden teilweise Moleküle dissoziiert sowie auch Atome ionisiert. Beim Rekombinieren auf der kalten Oberfläche geben sie zusätzlich Energie ab [4].

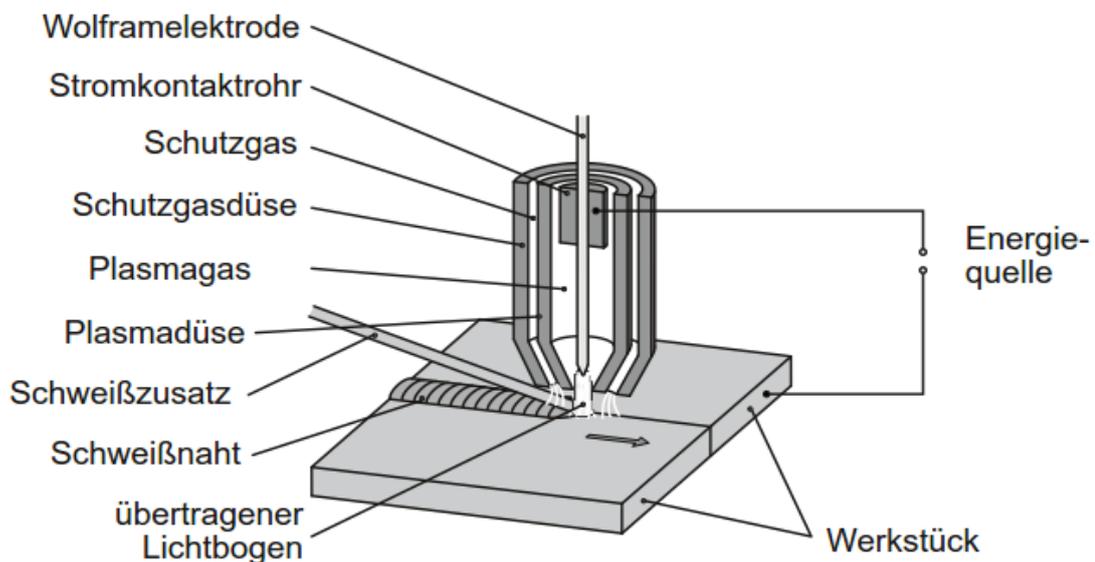


Abb. 4: Verfahrensprinzip des Plasmalichtbogenschweißens [3].

Das Plasmaschweißen nützt, wie in Abbildung 4 dargestellt, einen eingeschnürten Plasmalichtbogen, der eine nahezu zylindrische Form aufweist und als Wärmequelle zum Schweißen dient. Deshalb zählt es zu den Schweißverfahren mit elektrischer Gasentladung. Eine Düse fokussiert den Lichtbogen, das mit Hilfe des Schutzgases passiert, wobei zusätzlich ein Plasmagas oder auch Prozessgas benötigt wird. Die Durchflussmenge und die chemische Zusammensetzung kann individuell eingestellt werden. Hauptsächlich werden Schutzgase der Hauptgruppen I, N und R verwendet. Der Lichtbogen wird dabei gezielt durch das Prozessgas angepasst. Die Schutzgasdüse, Wolframelektrode und Plasmadüse sind hauptsächlich koaxial angeordnet. Der Lichtbogen brennt je nach Verfahrensvariante

zwischen einer nicht abschmelzenden Elektrode und der Düse oder der Werkstückoberfläche. Der Schweißprozess kann sowohl mit, als auch ohne Zusatzwerkstoff durchgeführt werden. Die nicht abschmelzende Elektrode besteht überwiegend aus Wolfram und wird mit verschiedenen Zusatzelementen dotiert. Die Elektrodenspitze ist durch die Plasmadüse geschützt und kann somit nicht durch Eintauchen in das Schmelzbad beschädigt werden. Über eine Schweißstromquelle findet die nötige Energiezufuhr statt. Um die Wolframelektrode thermisch zu schützen, wird sie vorwiegend minus- und das zu schweißende Werkstück plus-gepol. Nur bei wenigen Anwendungen schaltet man die Elektrode an den Pluspol. Weiters kann auch mit Wechselstrom geschweißt werden [3].

Beim **Plasmalichtbogenschweißen** (WPL) brennt der Lichtbogen direkt zwischen der Wolframelektrode und dem Werkstück. Der Lichtbogen wird durch die Plasmadüse eingeschnürt und liefert eine effiziente Wärmeeinbringung ins Bauteil. Aufgrund der künstlichen Fokussierung weist dieser eine große Energiedichte auf und besitzt daher eine gute Eignung für große Einschweißstiefen. Dieses Verfahren wird vor allem zum Verbindungsschweißen verwendet [3,4].

Beim **Plasmastrahlschweißen** (WPS) brennt der Lichtbogen zwischen der Wolframelektrode und der Plasmadüse und wird nur durch das Prozessgas aus der Düse geleitet. Das Prozessgas wird durch den nicht übertragenen Lichtbogen erhitzt und ist nicht stromführend. Die Energiedichte und Wärmeeinbringung sind hier nur gering. Anwendung findet dieses Verfahren hauptsächlich bei nichtelektrisch leitenden Werkstoffen und zum Auftragsschweißen [3,4].

Eine Kombination des Plasmastrahlschweißens und des Plasmalichtbogenschweißens wird **Plasmastrahl-Plasmalichtbogenschweißen** (WPSL) genannt. Bei diesem Verfahren brennt der Lichtbogen sowohl zwischen Wolframelektrode und Gasdüse als auch dem Werkstück. Der nicht übertragene Lichtbogen dient hauptsächlich als Hilfslichtbogen, um den Hauptlichtbogen auch bei niedriger Leistung zu stabilisieren. Anwendung findet das Plasmastrahl-Plasmalichtbogenschweißen beim Mikroplasma-schweißen und beim Auftragsschweißen. Eine weitere Anwendungsmöglichkeit ist das Schweißen von Aluminium. Hier wird die Plasmadüse als Anode geschaltet [3,4].

Beim **Pulver-Plasmalichtbogenschweißen** wird grundsätzlich der übertragene Lichtbogen verwendet, häufig kommt auch zusätzlich der nicht übertragene Lichtbogen zur Anwendung. Er unterscheidet sich vor allem durch die Zuführungsart des Zusatzwerkstoffs. Das Pulver wird meist über einen dritten Gasstrom transportiert [3].

Anwendungsbereich/Abmessungen

Das Plasmaschweißen findet vor allem Anwendung, wenn eine gute Nahtqualität bei gleichzeitig guter Produktivität gefordert ist. Eine große Einbrandtiefe kann mit Hilfe des konzentrierten Plasmalichtbogens ermöglicht werden. Somit sind hohe Schweißgeschwindigkeiten möglich. Anwendungen zum Punktschweißen sowie zum Verbindungsschweißen dünner Bleche sind realisierbar. Das Schweißen von Stumpfstößen ist ohne Fugenvorbereitung bei Blechdicken bis $t_b = 10$ mm möglich. Durch die Verwendung von Zusatzwerkstoff in der Mehrlagentechnik sind dem Verbindungsquerschnitt kaum Grenzen gesetzt. Durch die Kombination mit pulverförmigen Zusatzwerkstoff eignet sich das Verfahren auch zum Auftragsschweißen von hochwertigen Schichten [3-5].

2.1.3 Laserstrahlschweißen

Als Wärmequelle dient monochromatische, kohärente Strahlung mit großer Energiedichte. Die Fokussierung erfolgt mit optischen Elementen. Die an den Stoßflächen absorbierte Laserstrahlung verschweißt die Teile miteinander. Üblicherweise wird ohne Zusatzwerkstoff geschweißt, allerdings kann sowohl Draht als auch Pulver als Zusatzwerkstoff verwendet werden. Der Zusatzwerkstoff ermöglicht außerdem größere Toleranzen bei der Fugenvorbereitung. Weiters werden inerte Schutzgase eingesetzt um eine Reaktion (Oxidation) mit der umgebenden Atmosphäre zu unterbinden. Die Zuführung erfolgt mit einer Düse im Schweißbereich [3,4,6-8].

In Abbildung 5 sind je nach Strahlungsintensität das Wärmeleitungsschweißen (2) und das Tiefschweißen (1) dargestellt. Der Aufschmelzquerschnitt des Elektronenstrahlschweißens ist dem des Laserstrahlschweißens ident.

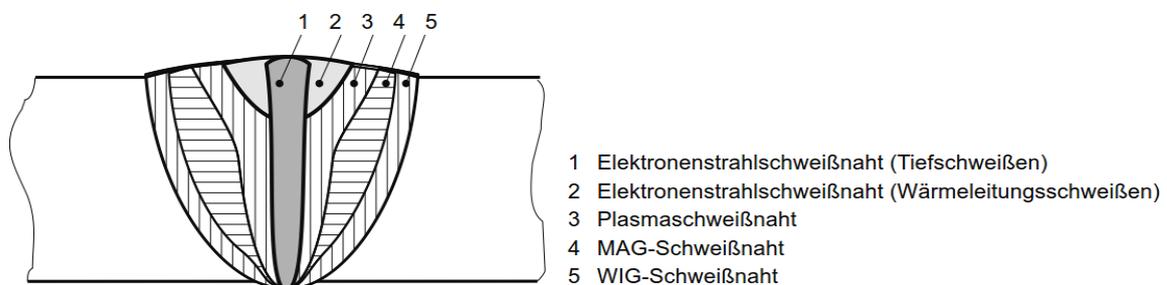


Abb. 5: Aufschmelzquerschnitt verschiedener Schmelzschweißverfahren [3].

Bei geringen Leistungsdichten und um Schweißnähte ohne Nachbearbeitung in Schichtqualität herzustellen, wird das **Wärmeleitungsschweißen** angewendet [3,4,7].

Hauptsächlich wird aber das **Tiefschweißen**, wie in Abbildung 6 dargestellt, verwendet. Dabei kommt es ab einer Strahlintensität von über 10^6 W/cm^2 (bei Stahl) zu einem physikalischen Effekt, bei dem der Laserstrahl das Material unverzüglich aufwärmt und dabei einen Dampf- und Schmelzkanal bildet, ohne dass eine nennenswerte Wärmeableitung stattfindet. Bei Temperaturen von über 2700 K dehnt sich der Dampf aus und entweicht nach oben, zusätzlich drückt er die Schmelze zur Seite und nach unten. Der entweichende Metalldampf initiiert ein Plasma, welches bei entsprechender Dichte und Ausdehnung eine Energieübertragung von bis zu 95 % erreicht. Dadurch werden die Stirnflächen aufgeschmolzen und fließen durch eine Relativbewegung zwischen Strahl und Werkstück nach dem Dampfkanal wieder zusammen und erstarren zur Schweißverbindung.

Dies besitzt folgende Verfahrensvorteile [3]:

- Kleine Strahldurchmesser
- Hohe Leistungsdichten
- Hohe Schweißgeschwindigkeiten
- Kleine Wärmeeinflusszonen
- Schlanke Nahtgeometrien mit kleinen Nahtvolumen sowie großen Nahttiefe-Nahtbreite-Verhältnis

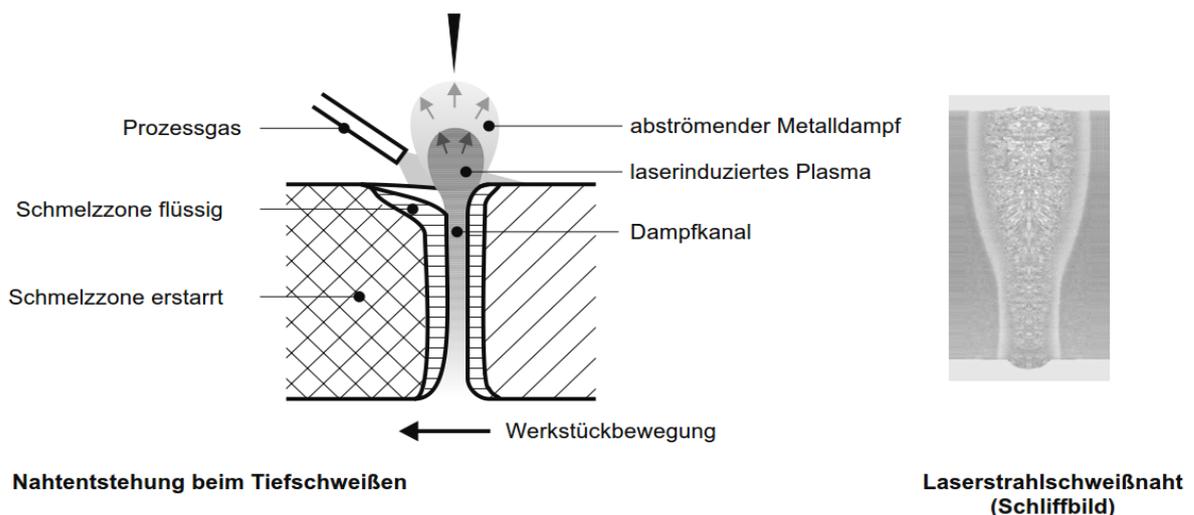


Abb. 6: Laserstrahl-tiefschweißen [3].

Bei zu hohen Intensitäten kommt es beim CO₂-Laser durch das gebildete Metaldampfplasma zu einer Abschirmung und damit zu einer vollständigen Energieentkopplung. Die Zuleitung inerte Gase begrenzt das Metaldampfplasma an der Oberfläche der zu verschweißenden Bauteile und gewährleistet eine optimale Energieeinkopplung. Zusätzlich schützt das Schutzgas auch das Schmelzbad, die Wurzel und die Fokussieroptik vor Spritzern und Dämpfen, das auch beim Festkörperlaser notwendig ist. Verwendet werden dabei die Gase (He, CO₂, Ar, N₂) sowie Gasgemische davon [3].

Die Streckenenergie ergibt sich aus der Schweißgeschwindigkeit und der Strahlleistung. Daraus lassen sich typische Nahtformen (siehe Abbildung 6 rechts) und Bearbeitungsergebnisse erzeugen. Bei hoher Streckenenergie steigt durch die Überhitzung des Schmelzbad der Porenanteil und damit das Schmelzvolumen. Allerdings nehmen die Nahttiefe und auch die Härte ab. Mit abnehmender Streckenenergie kommt es zu schmälere Nahtformen und abhängig vom Werkstoff zu härteren Nähten [3,4,7,8].

Im Folgenden werden die Laseranlagen beschrieben. Dazu ist in Abbildung 7 für den jeweiligen Lasertyp die erzeugbare Wellenlänge dargestellt. Die Wellenlänge ist für die Strahlleistung eine entscheidende Größe. Wellenlängenbereiche um und unter 1 µm lassen sich mit Lichtleitfasern aus Quarzglas nahezu verlustfrei (unter 2 %) und flexibel an jede beliebige Stelle leiten [3,4,7,8].

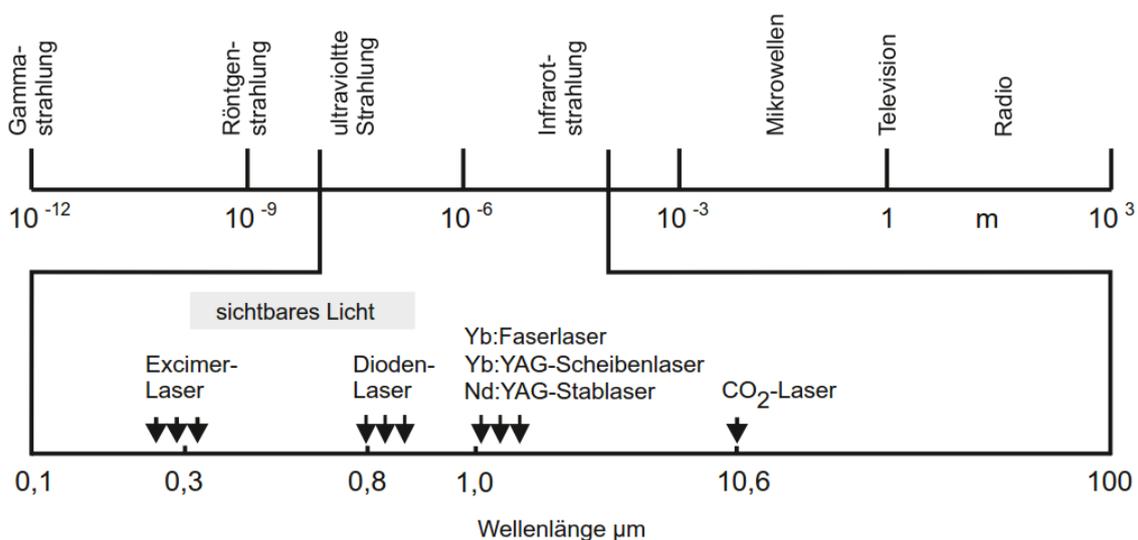


Abb. 7: Wellenlängen von Hochleistungslasern im elektromagnetischen Spektrum [3].

Der **Festkörperlaser** emittiert durch optische Anregung der aktiven Komponente (zum Beispiel Nd³⁺-Ionen) eine Laserstrahlung mit einer Wellenlänge von 1064 nm. Aufgrund der Bauform unterscheidet man den Yb:YAG-Stablaser, Nd:YAG-Scheibenlaser und den

Yb:Faserlaser. Die Leistungen liegen im Dauer-Betrieb bei $P \approx 6 \text{ kW}$ und im gepulsten Betrieb können sie bis zu $P \approx 50 \text{ MW}$, bei einer Pulsdauer von $t = 10^{-3} \dots 10^{-8} \text{ s}$ betragen [3,4,6-8].

Beim **CO₂-Gaslaser** wird der Laserstrahl mit einer Wellenlänge von $10,6 \mu\text{m}$ durch eine indirekte elektrische Gasentladung erzeugt. Die Lichtleitfaser kann aufgrund dieser Wellenlänge nicht eingesetzt werden, der Strahl wird deshalb über Spiegel geleitet und mit Linsen fokussiert. CO₂-Hochleistungslaser erreichen Leistungen von bis zu $P = 45 \text{ kW}$, bei einem hohen Wirkungsgrad von $\eta \approx 15 \%$, verglichen mit anderen Lasersystemen. Ein gepulster Betrieb ist ebenfalls möglich [3,4,6-8].

Der **Diodenlaser** hat aufgrund der direkten Umwandlung von elektrischen Strom in Laserenergie einen hohen Wirkungsgrad von $\eta \approx 50 \%$. Die Ausgangleistung kann durch Zusammenführen sehr vieler Dioden bis zu $P \approx 10 \text{ kW}$ betragen. Durch Bündeln des Laserstrahls mit Hilfe der Fokussieroptik kann die Leistungsdichte auf 10^3 bis 10^5 W/cm^2 gesteigert werden. Daher wird er vor allem für Laser-Oberflächenbearbeitung, Laserstrahllöten sowie Wärmeleitungsschweißen verwendet [3,4,8].

Beim **Excimerlaser** kommen unterschiedliche laseraktive Medien, welche als Edelgashalogenidmoleküle (Excimere) bezeichnet werden, zur Anwendung. Durch die verschiedenen Gasgemische sind Wellenlängen von 116 bis 351 nm erzeugbar. Eingesetzt wird der Excimerlaser überwiegend bei Polymeren in der Feinwerk- und der Mikrotechnik zum Materialabtrag und Gravieren. Die Strahlung im UV-Bereich eignet sich noch zusätzlich für die Einleitung photochemischer Prozesse. Die mittlere Leistung ist mit $P_m \approx 1 \text{ kW}$ am geringsten und kann nur gepulst erzeugt werden [3,4].

Anwendungsbereich/Abmessungen

Das Laserschweißen deckt einen Querschnitt von $0,005$ bis 20 mm bei der Einlagenschweißung ohne Zusatzwerkstoff ab. Vorwiegend angewendete Fügequerschnitte sind I-Naht am Stumpf-, Überlapp-, Eck- und T-Stoß, Überlappnaht, Bördelnaht sowie die Kehlnaht. Im Dünoblechbereich kommen häufig die Überlapp- und Bördelnähte zur Anwendung. Ein weiteres Anwendungsgebiet findet man in der Medizintechnik, Feinwerk- und Mikrotechnik [3,4].

Durch die lokale Wärmeeinbringung im Vergleich zu alternativen (konventionellen) Schweißverfahren ist der Verzug geringer. Der Mechanisierungs- oder der Automatisierungsgrad ist beim Laserstrahl-Schweißprozess hoch [3,4].

Als Werkstoffgruppen dienen sowohl artgleiche als auch verschiedene Werkstoffe ohne Zusatzmaterial, wie un-, niedrig- und hochlegierte Stähle, Edel- und Nichteisenmetalle, Wolfram, Molybdän, Tantal, Nickel, Beryllium, Aluminium, Kupfer und Titan, sowie Kunststoffe [3,4].

Verfahrenskombinationen – Hybridverfahren

Verfahrenskombinationen werden eingesetzt, um das Einsatzgebiet des Laserstrahlschweißens zu erweitern. Laserstrahlschweißen kombiniert mit MSG-Schweißen ergibt ein Verfahren, bei dem die Schweißgeschwindigkeit und die Nahttiefe durch den Laserstrahl bestimmt wird. Der Lichtbogen des MSG-Schweißens erhöht die Wärmeeinbringung und beim Laser-MSG-Hybrid-Schweißen wird der Draht vorwiegend im Impulslichtbogen abgeschmolzen. Dadurch wird eine hohe Überbrückbarkeit von Spaltmaß und Kantenversatz erreicht. Gleichzeitig wird die Prozessgeschwindigkeiten erhöht. Darüber hinaus kommt es auch zu metallurgisch günstigeren Parametern wie einer kleineren Wärmeeinflusszone im Vergleich zum Laserstrahlschweißen. Weitere Kombinationen sind das Laser-WIG- und das Laser-Plasma-Schweißen [3,4,9,10].

2.2 Gefüge

2.2.1 Ferrit und Perlit

Unter dem Begriff Allotropie versteht man das Auftreten mehrerer Strukturformen eines Elements in einem bestimmten Aggregatzustand. Bei Reineisen kommt es zu folgenden Phasenumwandlungen: Aus der Schmelze scheidet sich bei 1536 °C δ -Eisen (krz) aus und wandelt sich bei 1392 °C in Austenit (γ -Eisen, kfz) um. Ab 911 °C wird Austenit in Ferrit (α -Eisen, krz) umgewandelt [11].

Bei Eisenlegierungen kann der Austenit bei 1147 °C bis zu 2,06 % Kohlenstoff lösen und der Ferrit bei 723 °C maximal 0,02 % als Mischkristall lösen, mit steigender und fallender Temperatur nimmt die Löslichkeit ab [11].

Ferrit entsteht vorwiegend an Korngrenzen oder auch an (häufig silikatischen) Einschlüssen durch heterogene Keimbildung. Diese Korngrenzen (beziehungsweise deren Tripelpunkte), sowie Ausscheidungen und Orte mit hoher Versetzungsdichte wirken besonders förderlich für die Keimkristallisation [12].

Die Form des Ferrits kann sehr stark variieren und beeinflusst dadurch auch sehr stark die Eigenschaften. So wird vor allem im Schweißgut zwischen (i) dem polygonalen Ferrit (Korngrenzenferrit oder Hochtemperaturferrit), der an Austenitkorngrenzen wächst, (ii) dem widmannstättenschen Seitenplattenferrit, der durch rascheres Abkühlen entsteht und (iii) dem nadeligen Ferrit (Azikularferrit), der sich bei noch schnellerem Abkühlen kurz vor dem Bainit bildet, unterschieden [12].

Der nadelige Ferrit bildet sich vorwiegend an Titanoxid oder an silikatischen Einschlüssen im Austenitkorn und breitet sich in unterschiedliche Richtungen aus. Die Zähigkeit dieses nadeligen Ferrits ist wegen der „chaotischen“ Anordnung besonders hoch. Risse werden gestoppt beziehungsweise müssen ihre Richtung ändern und dabei wird Energie verbraucht.

Ausschlaggebend für die Bildung sind folgende Punkte [12-14]:

- Bestimmte Mengen an silikatischen Einschlüssen (das heißt ein Sauerstoffgehalt von circa 300 ppm)
- Eine bestimmte Legierungsmenge
- Eine bestimmte Austenitkorngröße und
- Eine ausreichende Abkühlzeit $t_{8/5}$

Bei Kohlenstoffgehalten über 0,02 % scheidet sich der Kohlenstoff in Form von Zementit (Fe_3C) aus. Das lamellare Gemenge aus Ferrit und Zementit wird Perlit genannt. Die Entstehung des Perlits ist ein diffusionskontrollierter Mechanismus, der sowohl temperatur- als auch zeitabhängig ist [11].

2.2.2 Bainit

Die Bainit-Bildung stellt ebenfalls einen diffusionsgesteuerten Mechanismus dar, der als Zwischenstufe zwischen Perlit und Martensit vorliegt. Aus diesem Grund liegen Ähnlichkeiten sowohl zu perlitischen als auch martensitischen Gefügen vor. Das zweiphasige Bainit-Gefüge bildet sich ausgehend vom Austenit in einem Temperaturbereich von circa 200 bis 600 °C. Es entstehen nichtlamellare Ferrit-Carbid-Aggregate, welche sich jedoch in Form, Größe, Anordnungen sowie Verteilungen von Ferrit und Carbid differenzieren [11,12].

Bei der Bainitbildung kommen mehrere Vorgänge zum Tragen [11]:

- Umklappvorgänge – Entstehung von Ferritkristallen

- Diffusionskontrollierte Umverteilung von Kohlenstoff auf Austenit beziehungsweise Ferrit
- Carbidausscheidungen im Ferrit und Austenit
- Spannungsrelaxationsvorgänge

Das Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU) in Abbildung 8 beschreibt, durch welche Legierungselemente die Perlitstufe, Bainitstufe und die Martensitstarttemperatur verschoben werden. Nicht nur Legierungselemente in niedrigen Mengen, sondern auch technologische Faktoren sind in der Lage diese Vorgänge zu beeinflussen. Aus diesem Grund gibt es keine vereinheitlichte Systematik bei Bainit-Gefügen.

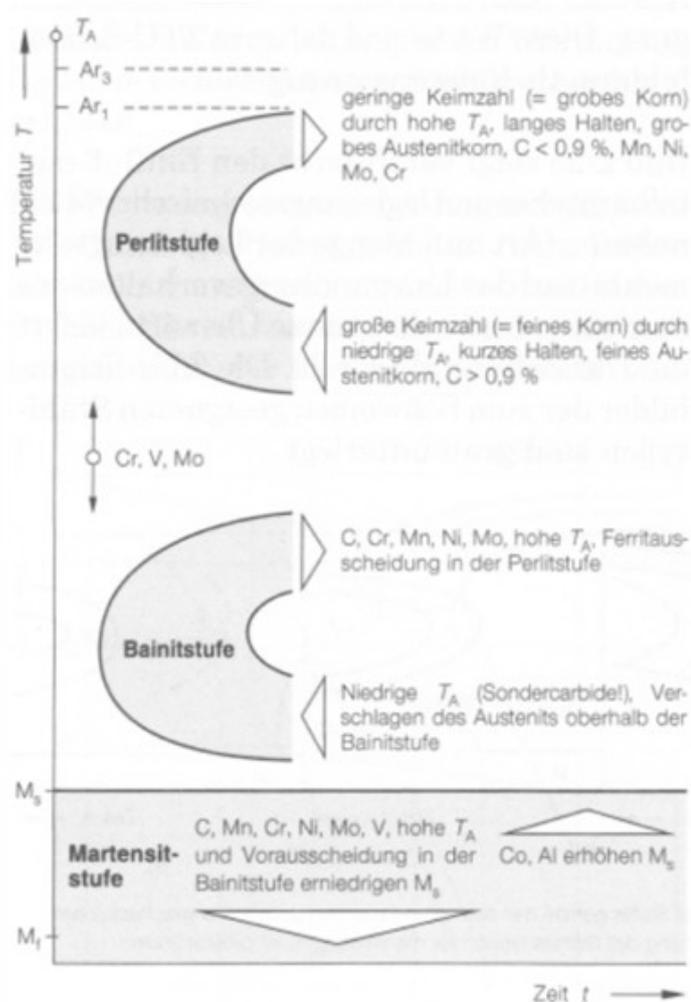


Abb. 8: Das ZTU Schaubild stellt die Einteilung von Perlit-, Bainit- und Martensitstufe abhängig von der Temperatur und verschiedenen Legierungselementen über die Zeit dar [12].

Das ursprüngliche Austenitgefüge und das bainitische Gefüge weisen eine global identische chemische Zusammensetzung bei jedoch unterschiedlicher Gitterstruktur auf. Lokal gesehen ist die chemische Zusammensetzung allerdings nicht gleich [11].

Die Bezeichnung unterer sowie oberer Bainit gründet aus der Entstehungstemperatur. Unterer Bainit entsteht bei niedrigeren Temperaturen im Vergleich zum oberen Bainit. Unterer Bainit bildet sich bei einer Temperatur, die etwa 350°C unterschreitet, wobei mit abfallendem Kohlenstoffgehalt dieser Bereich höher liegen kann [11].

Der obere Bainit unterscheidet sich zum unteren Bainit durch einen weiteren Diffusionsweg des Kohlenstoffs aufgrund der höheren Temperaturen. Dadurch scheidet sich der Kohlenstoff in Form von Zementit-/Carbidteilchen als parallele Latten oder Platten, die zwischen den Zwischenstufenferrit- beziehungsweise Bainitkristallen liegen, aus. Die Morphologie des unteren Bainits zeichnet sich durch nadelförmige Zwischenstufenferritkristalle aus. Die Kohlenstoffdiffusion ist im unteren Bainit aufgrund der niedrigeren Temperaturen nur eingeschränkt möglich. Des weiteren bilden sich im Bainitkristall stäbchenförmige ϵ -Carbidausscheidungen aus. Diese befinden sich in den Zwischenstufenferritkristallen und sind geneigt zur Hauptachse ausgerichtet [11].

In Abbildung 9 ist die Umwandlung von Austenit in den oberen Bainit (Upper Bainite) und den unteren Bainit (Lower Bainite) dargestellt. Sehr anschaulich wird dabei die Diffusion des Kohlenstoffs gezeigt.

Unterer Bainit und selbstangelassener Lanzettmartensit bereiten bei der Unterscheidung einige Probleme. Eine Möglichkeit hierfür bietet, wie Abbildung 10 zeigt, die Härtemessung, da Martensit im Vergleich zu Bainit eine wesentlich höhere Härte aufweist.

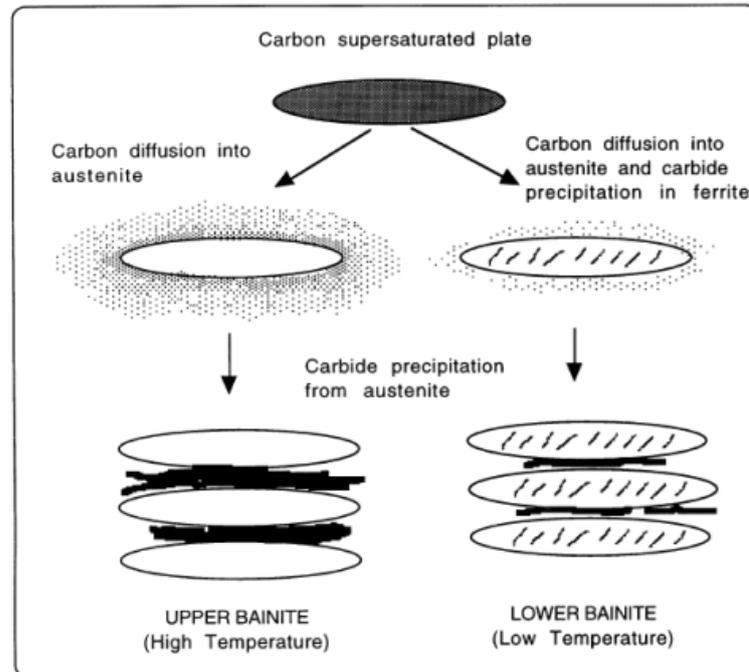


Abb. 9: Übergang von oberem Bainit zu unterem Bainit, nach Takahashi und Bhadeshia [15].

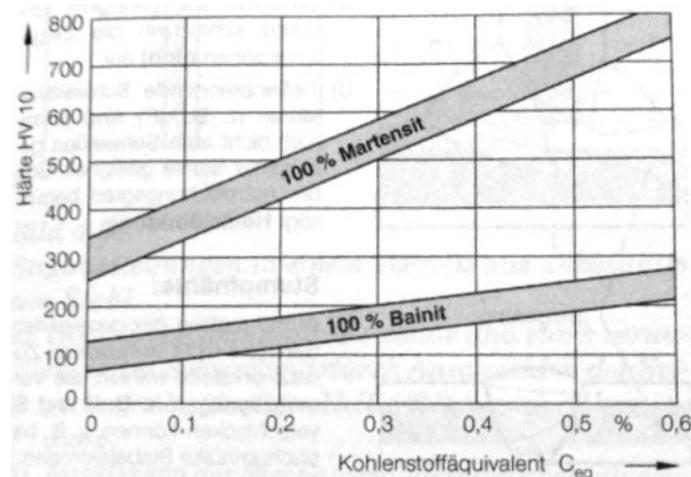


Abb. 10: Härte des Martensits und des Bainits abhängig vom Kohlenstoffäquivalent in der Wärmeeinflusszone von Stahl-Schweißverbindungen, nach Lorenz und Düren [12].

2.2.3 Martensit

Martensit weist die höchste Härte im Vergleich zu den anderen Gefügen auf und wird deshalb als Härtegefüge bezeichnet. Mit fallendem Kohlenstoffgehalt nimmt die Martensithärte ab. Bei Kohlenstoffgehalten von weniger als 0,2 % verhält sich Martensit nicht mehr hart und spröde, sondern weich und zäh [11,12].

Für die Martensitbildung (Umwandlungshärtung) müssen folgende werkstoffliche Voraussetzungen erfüllt sein [12]:

- Es müssen zwei allotrope Modifikationen vorhanden sein.
- Die Löslichkeit von interstitiell gelösten Atomen (bevorzugt Kohlenstoff) muss in der Phase bei höheren Temperaturen größer sein als bei niedrigeren Temperaturen.
- Die Abkühlung muss sehr rasch erfolgen, damit keine Platzwechsellvorgänge (Kohlenstoffatome und Eisenatome) stattfinden können. Die sogenannte kritische Abkühlgeschwindigkeit beschreibt diesen Vorgang. Bei Stahl wird hier die untere Abkühlgeschwindigkeit v_{uk} von der oberen Abkühlgeschwindigkeit v_{ok} unterschieden. Bei der unteren Abkühlgeschwindigkeit kommt es erstmals zu nachweisbaren Mengen von Martensit und bei der oberen kritischen Abkühlgeschwindigkeit kommt es zur vollständigen Umwandlung des Austenits in Martensit, wie in Abbildung 11 veranschaulicht [12,16,17].

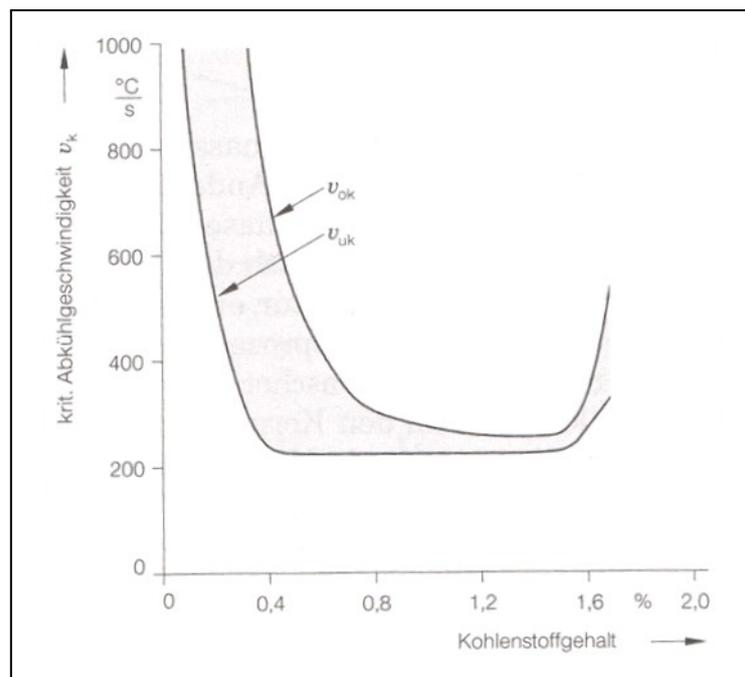


Abb. 11: Die obere (v_{ok}) und untere (v_{uk}) kritische Abkühlgeschwindigkeit abhängig vom Kohlenstoffgehalt in reinen Fe-C-Legierungen, nach Houdremont [12].

Martensit kommt metallographisch in vielen Varianten vor. Das ist auch der Grund, weshalb es keine einheitliche Bezeichnung des Gefüges des Martensits gibt. Man unterscheidet

zwischen α - und ε -Martensit, wobei der ε -Martensit vor allem bei CrNi- Stählen vorkommt. α -Martensit wird generell in zwei Typen eingeteilt:

- Lanzettmartensit (lath martensite); Stähle mit Kohlenstoffgehalt $< 0,4 \%$
- Plattenmartensit (plate martensite); Stähle mit Kohlenstoffgehalt $> 0,4 \%$

Der Mechanismus der Martensitbildung (vor allem des Lanzettmartensits) ist sehr komplex und bis heute noch nicht vollständig geklärt. Die Umwandlung des kubisch-flächenzentrierten (kfz) Austenits in den nahezu kubisch-raumzentrierten Martensit findet bei Fe-C-Legierungen diffusionslos und sehr rasch über einen Umklappprozess bei niedrigen Temperaturen statt. Aus diesem Grund, weist der Martensit eine idente Zusammensetzung wie der Austenit auf. Der gelöste Kohlenstoff bleibt nach der martensitischen Scherung im kfz-Gitter zwangsgelöst und führt zu hohen Umwandlungsspannungen (hohe Härten) im Gitter. Das Gitter wird durch den eingelagerten Kohlenstoff tetragonal verzerrt. Es wäre zu erwarten, dass es bei der gitterverändernden Deformation an den Phasengrenzen zwischen Austenit und Martensit zu einer sichtbaren Gestaltänderung kommen sollte. Da dies aber nicht der Fall ist, sind formerhaltende Gitterverzerrungen notwendig (Zwillingsbildung oder Gleitung). Diese wirken der treibenden Kraft entgegen. Die hohe Martensithärte wird durch das fehlgeordnete Gefüge (Zwillinge, Versetzungen) verursacht [12].

Ausschlaggebend für die Martensithärte ist die Menge des zwangsgelösten Kohlenstoffs. Legierungselemente führen zu einer Erniedrigung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit, wodurch sie den technischen Härteprozess beeinflussen [12].

Die Martensitnadeln besitzen häufig die Form von Linsen. Diese Linsen breiten sich, wie in Abbildung 12 dargestellt, sehr schnell bei Unterschreiten der Martensitstarttemperatur durch das gesamte Austenitkorn aus und werden durch die Korngrenze begrenzt. Die nächsten Martensitnadeln entstehen bevorzugt in einem Winkel von 60 bis 120 ° zur letzten Nadel und sind in der Ausdehnung durch die Nadel(n) und/oder Austenitkorngrenzen begrenzt [11,12].

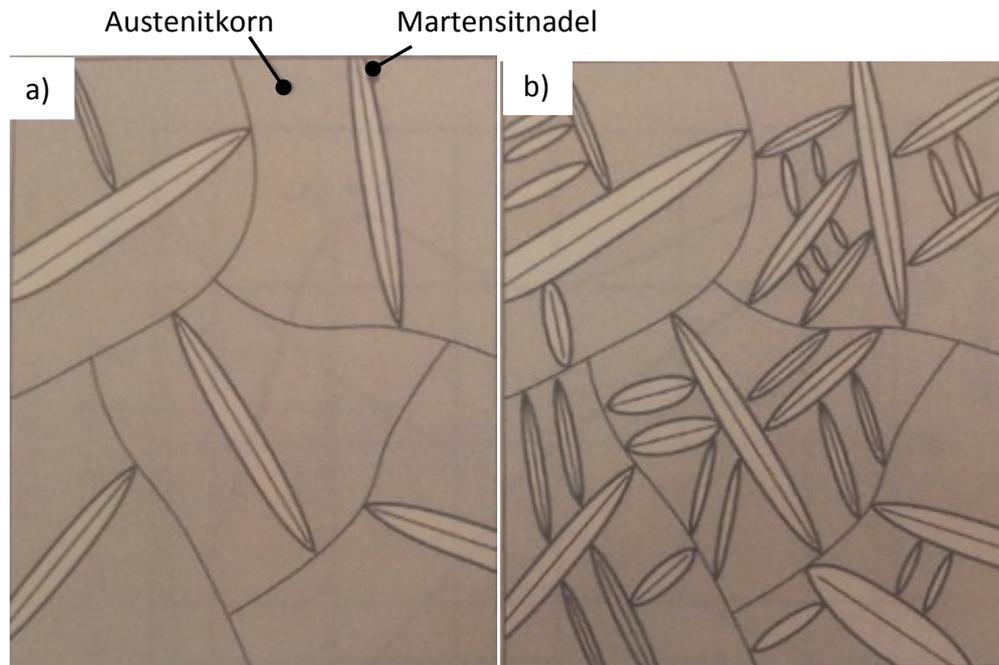


Abb. 12: a) Beginn der Entstehung der Martensitnadel aus dem Austenitkorn Bild; b) bei fortschreitender Zeit Bild [12].

2.2.4 Mikrostruktur des Schweißgutes

Die punktförmige Wärmequelle, die beim Schweißvorgang zur Anwendung kommt, führt zu einer charakteristischen Veränderung des Schweißgutes und eines nur einige Millimeter breiten Bereichs des Grundwerkstoffs. Der sich verändernde Bereich des Grundwerkstoffs, der sich unmittelbar neben der Schmelzgrenze befindet, wird als Wärmeeinflusszone bezeichnet. Die Änderung des Gefüges in den Bereichen nahe der Schmelzgrenze ist von folgenden Faktoren abhängig [4,13]:

- Temperatur-Zeit Verlauf und somit Werkstückdicke, Schweißverfahren, Einstellwerte (Schweißstrom, Schweißspannung, Vorschubgeschwindigkeit der Wärmequelle) und Vorwärmtemperatur
- Art des Nahtaufbaus

Das sich einstellende Gefüge in der Wärmeeinflusszone ist in Abbildung 13 schematisch vom Schweißgut bis zur unbeeinflussten Zone des Grundwerkstoffs dargestellt. Direkt neben der Schmelzlinie wird der Werkstoff überhitzt. Durch die Austenitisierung bildet sich ein grobes Korn ähnlich der Grobkornglühung. Falls niedrigschmelzende Phasen wie zum Beispiel Eisen-Schwefel- oder Eisen-Phosphor-Verbindungen vorhanden sind, können sich beim Erstarren Heißrisse bilden. In dieser Zone ist die Kerbschlagzähigkeit am geringsten. Oberhalb der GS

(A₃) Linie bewirkt die kurze Haltezeit verbunden mit zwei vollständigen Phasenumwandlungen, von ($\alpha \rightarrow \gamma$)-Umwandlung beim Erwärmen und die anschließende ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung beim Abkühlen, ein feines Korn, vergleichbar dem Normalisieren. Im Anschluss an die Feinkornzone folgt ein Bereich mit unvollständiger Umwandlung. In diesem Bereich ist die Temperatur geringer und liegt zwischen A₃ und A₁. Das Gefüge wandelt sich nur teilweise in Austenit um. In der Anlass- / Erweichungszone findet keine Austenitisierung statt, jedoch kommt es zum Entspannen und Anlassen des Gefüges, damit wird die Festigkeit herabgesetzt [4,8,11,12].

Die metallurgischen Vorgänge im Schmelzbad sind ident mit der Stahlherstellung. Während die Reaktionszeit beim Schweißprozess nur wenige Sekunden dauert, ist diese bei der Stahlherstellung mindestens zehn Minuten lang. Das Massenwirkungsgesetz erfordert für ein identes metallurgisches Ergebnis bei fehlender Zeit als Ausgleich eine größere Masse des Reaktionspartners. Die Erstarrung der Schmelze wird von den Schweißparametern, der Wärmeeinbringung Q und der Schweißgeschwindigkeit sowie von der Nahtform beeinflusst. Die Kristallisation startet an Orten höchster Abkühlgeschwindigkeit. Die Kristalle wachsen hier aufgrund der Wärmeabfuhr von der Schmelzgrenze senkrecht gerichtet zu den Erstarrungsisothermen[8,12].

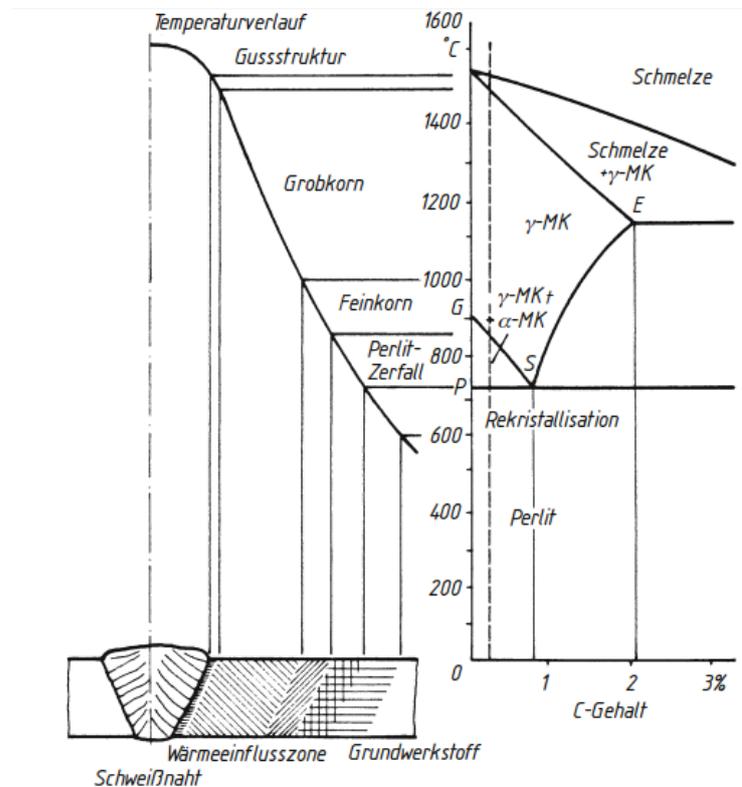


Abb. 13: Darstellung der unterschiedlichen Regionen der Wärmeinflusszone mit Temperaturverlauf und dem entsprechenden Eisen-Kohlenstoff-Schaubild [4].

Häufig bildet sich im Schweißgut von HSLA Stählen, abhängig von der chemischen Zusammensetzung ein martensitisches, bainitisches, ferritisches Gefüge oder Mischgefüge. Die Abbildung 14 zeigt große Bereiche von Martensit M und etwas verschmolzenen Bainit B_c [18].

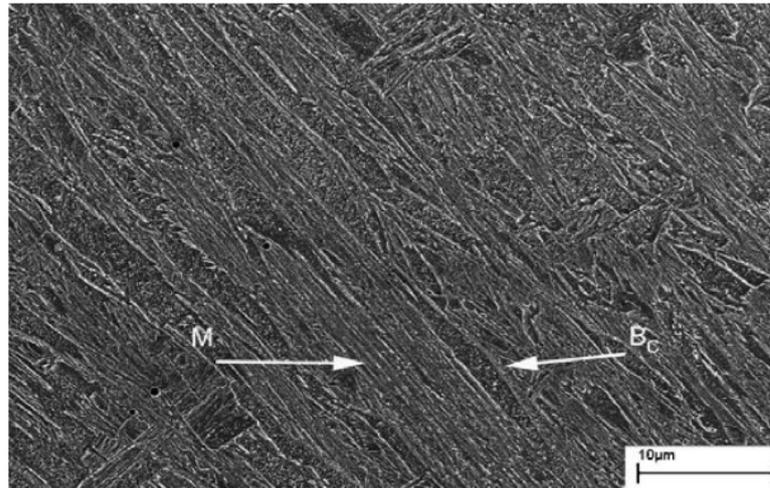


Abb. 14: REM-Aufnahme des Schweißgutes (0,11C-0,56Mn-0,15Cr-7Ni-0,4Mo [m%]) mit einer $t_{8/5}$ Zeiten von 10 Sekunden [18].

Abbildung 15 zeigt den Übergang von Martensit zu Bainit durch Änderung der Wärmeeinbringung und somit einer Veränderung der $t_{8/5}$ Zeit. Mit steigender $t_{8/5}$ Zeit angeordnet zeigt a) hauptsächlich Martensit, b) verschmolzenen Bainit, c) untere Bainit und d) grober obere Bainit [19].

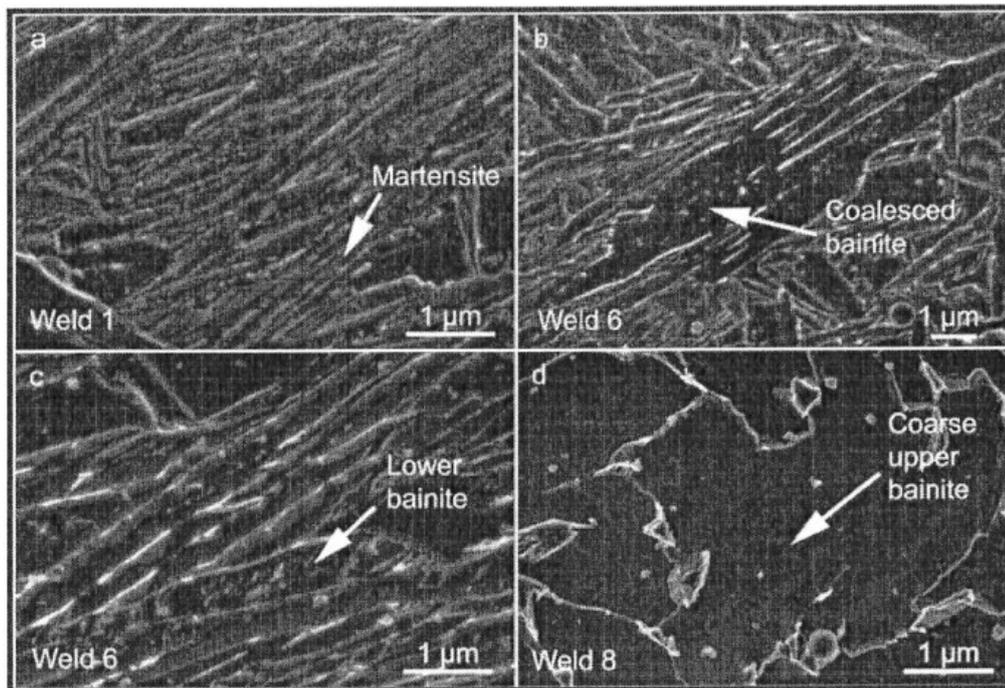


Abb. 15.: REM-Aufnahme des Schweißgutes (0,05C-2Mn-0,4Cr-3Ni-0,6Mo [m%]) mit unterschiedlichen $t_{8/5}$ Zeiten von 8 bis 20 Sekunden [19].

Abbildung 16 a) und b) zeigen die Änderung des Gefüges mit steigendem Sauerstoffgehalt. a) Bainit mit 96 ppm und b) Azikularferrit mit 141 ppm. Der Sauerstoffgehalt beeinflusst die Dichte und Größe der nichtmetallischen Einschlüsse. Diese wirken als Nukleationsstellen, welche für die Bildung von Azikularferrit notwendig sind [20].

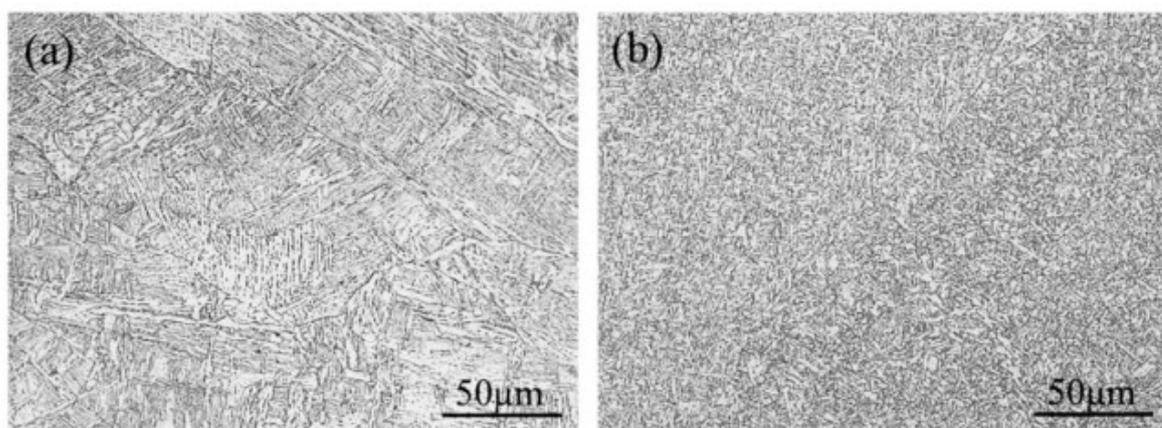


Abb. 16: LIMI-Aufnahme des Schweißgutes (0,05C-1,4Mn-0,24Cr-1,9Ni-0,35Mo-0,003Ti [m%]) a) 96 ppm Sauerstoff vollständig bainitische Mikrostruktur, b) 141 ppm Sauerstoff, Azikularferrit, mit Nital geätzt [20].

Bei $t_{8/5}$ Zeiten von 3 bis 13 Sekunden lassen sich hohe Festigkeiten und gute Zähigkeiten beim Fügen von HSLA Stählen erzielen. Entscheidend für die Ausbildung des Gefüges von Martensit, Bainit oder/und Azikularferrit ist die chemische Zusammensetzung. Nickel stabilisiert das Austenitgebiet und senkt die kritische Umwandlungsgeschwindigkeit. Dadurch steigt der Gehalt an Martensit im Schweißgut. Weiters entsteht Martensit häufig an Segregationen von Nickel und Mangan zwischen den Dendriten und Bainit in den Dendriten [18,20,21].

Die Wahrscheinlichkeit für die Bildung von Azikularferrit und Bainit steigt mit fallendem Nickelgehalt. Für die Entstehung von Azikularferrit ist sowohl ein niedriger Nickelgehalt vorteilhaft als auch das Vorhandensein von nichtmetallischen Einschlüssen (häufig Titanoxid), die als Keimstellen für die Bildung von Azikularferrit fungieren [20,22-24].

3 Experimentelle Durchführung

3.1 Herstellung der Schweißungen

Im Rahmen dieser Diplomarbeit wurden verschiedene Schmelzschweißverfahren zum Fügen von 8 mm dicken Blechen aus S960MC Baustahl verglichen. Dabei kamen folgende Schweißverfahren zur Anwendung: Laserstrahlschweißen (L), Laser-Hybridschweißen (LH), Plasmaschweißen (P) und Metallaktivgasschweißen (MAG-Schweißen). Als Schweißzusätze wurden der EMK 8 und der 960 IG verwendet. Dabei wurde beim Laser-Hybridschweißen, Plasmaschweißen und MAG-Schweißen der Schweißzusatz EMK 8 gewählt. Zusätzlich kam beim MAG-Schweißen als Referenz der Schweißzusatz 960 IG zum Einsatz. Das Laserstrahlschweißen und das Plasmaschweißen wurden darüber hinaus auch ohne Schweißzusatz getestet. Folgende Bezeichnungen für die untersuchten Proben wurden festgelegt:

- L Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff
- LHE Laserhybridschweißen mit EMK 8
- P Plasmaschweißen ohne Zusatzwerkstoff
- PKE Plasmaschweißen mit EMK 8
- MVE Schutzgasschweißen mit EMK 8
- MVI Schutzgasschweißen mit 960 IG

Tabelle 2 gibt eine genaue Übersicht über die Schweißparameter aller durchgeführten Schweißungen.

Tab. 2: Schweißversuche mit Parametern.

Probe	L	LHE	P	PKE	MVE	MVI
Verfahren	Laser	Laserhybrid	Plasmaschweißen		Schutzgasschweißen	
Schweißzusatzwerkstoff	ohne	EMK 8	ohne	EMK 8	EMK 8	960 IG
Atmosphäre	Ar	M21	Ar		M21	M21
Nahtform	I		I		V	
Schweißraupen-Anzahl	1		1		2	
Schweißgeschwindigkeit [mm/min]	1000	1500	150		WL: 270	
					DL: 507	
Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s]*	3	2 - 3	12 - 13		8 - 10	

* ...Mittelwert aller Lagen

M21...82 % Ar + 18 % CO₂

WL...Wurzellage, DL...Decklage

$t_{8/5}$ Zeit...Abkühlzeit von 800 °C auf 500 °C

3.2 Grundwerkstoff S960MC

In den letzten Jahren wurde eine neue Generation von mikrolegierten Stählen entwickelt, welche sich durch ihre hohe Festigkeit bei ausreichender Zähigkeit auszeichnen. Optimale Prozessparameter und damit höhere Festigkeits- und Zähigkeitswerte erhält man durch die Kombination aus erhöhten Abkühlgeschwindigkeiten und der Zugabe von Elementen wie Chrom und Molybdän sowie den Mikrolegierungs-Elementen Titan, Niob, Vanadium und Bor. Um einen idealen Baustahl zu erhalten, versucht man einen möglichst geringen Kohlenstoffgehalt anzustreben. Dadurch schafft man beste Voraussetzungen für eine optimale Schweißbarkeit [25,26]. Die chemische Zusammensetzung und die mechanischen Eigenschaften des S960MC sind in den Tabellen 3 und 4 angeführt.

Tab. 3: Chemische Zusammensetzung von S960MC [m%].

C	Si	Mn	P	Al	Σ Cr, Ni, Mo	Cu	Σ V, Nb, Ti	B	N
0,09	0,12	1,69	0,007	0,057	1,63	0,03	0,14	0,002	0,0057

Tab. 4: Mechanische Eigenschaften von S960MC.

Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Bruchdehnung [%]	Kerbschlagarbeit @-20°C [J]	Härte [HV]
≥ 960	1000 - 1150	≥ 10	≥ 47	331 ± 5

3.3 Schweißzusatzwerkstoffe

Die chemische Zusammensetzung und die mechanischen Eigenschaften der verwendeten Schweißzusatzwerkstoffe wurden aus der EN ISO 16834-A für den 960 IG (G 89 5 M Mn4Ni2,5CrMo) und der EN ISO 14341-A für den EMK 8 (G4Si1 (Draht)) übernommen und sind in den Tabellen 5 und 6 aufgelistet. Der Schweißzusatzwerkstoff EMK 8 besitzt eine wesentlich geringere Festigkeit verglichen mit dem Grundwerkstoff S960MC. Der Schweißzusatzwerkstoff 960 IG weist eine ähnliche Festigkeit auf. Beide Schweißzusätze werden als Massivdrahtelektrode mit einem Durchmesser von 0,8 bis 1,2 mm angeboten.

Tab. 5: Chemische Zusammensetzung von Schweißzusatzwerkstoff EMK8 und 960 IG [m%].

Zusatzwerkstoff	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
EMK 8	0,1	1,0	1,7	-	-	-
960 IG	0,12	0,8	1,9	2,35	0,45	0,55

Tab. 6: Mechanische Eigenschaften von EMK 8 und 960 IG.

Zusatzwerkstoff	Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Bruchdehnung [%]	Kerbschlagarbeit @-20°C [J]
EMK 8	≥ 460	530 – 680	≥ 26	≥ 47
960 IG	≥ 930	980	≥ 14	≥ 47

3.3.1 Schweißzusatzwerkstoff EMK8

Laut EN ISO 14341-A ist der EMK 8 eine unlegierte Massivdrahtelektrode, die verkupfert oder auch unverkupert erhältlich ist. Der Werkstoffübergang findet bei Mischgasen sowie auch unter CO₂ überwiegend spritzerfrei statt und wird universell im Behälter-, Kessel- und Konstruktionsbau verschweißt. Dieser bewährte Schweißzusatzwerkstoff hat eine wesentlich geringere Zugfestigkeit als der Grundwerkstoff S960MC [27].

3.3.2 Schweißzusatzwerkstoff 960 IG

Laut EN ISO 16834-A handelt es sich beim 960 IG um eine niedriglegierte Massivdrahtelektrode, die beim Schutzgasschweißen von vergüteten und thermo-mechanisch hergestellten Feinkornbaustählen verwendet wird. Weiters besitzt der 960 IG ein gutes Verformungsverhalten bei höchsten Festigkeiten sowie hohe Kaltrissicherheit aufgrund des hohen Reinheitsgrads der Drahtoberfläche [28].

3.4 Mechanische Kennwerte

Die mechanischen Kennwerte wie Zugfestigkeit und Kerbschlagarbeit wurden nach der Norm EN 15614-1. Die mechanischen Grenzwerte sind laut Norm EN 15614-1 dem Grundwerkstoff anzupassen, welche in der Norm EN 10025-6 festgelegt sind. Dabei sind bei der Zugfestigkeit R_m mindestens 980 MPa und bei der Kerbschlagarbeit A_v der Querprobe bei minus 20 °C mindestens 30 [J] gefordert. Im Quersugversuch ist die erzielte Zugfestigkeit maßgebend, unabhängig von der Bruchlage, die nur informativ dokumentiert werden muss. Die Probenentnahme erfolgte wie in Abbildung 17 dargestellt.

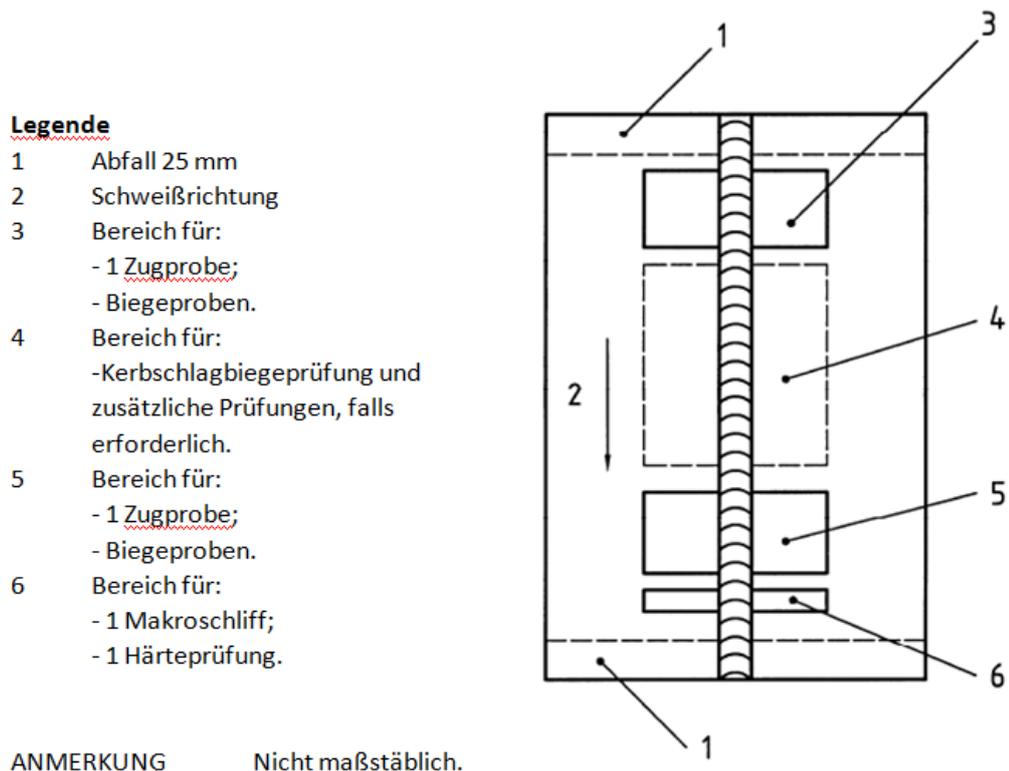


Abb.: 17: Lage und Probenentnahme laut Norm EN ISO 15614-1.

3.5 Metallographische Gefügeuntersuchung

Die zu untersuchenden Proben wurden mit dem Einbettmittel Polyfast der Firma Struers eingebettet, anschließend geschliffen und mit Diamantpaste der Körnung 1 μm poliert. Für die lichtmikroskopischen Aufnahmen wurde ein Zeiss Axio Imager M2m verwendet. Als Ätzmittel kamen Nital 3 %, Pikrin und LePera zur Anwendung. In Tabelle 7 sind die möglichen Zusammensetzungen der Ätzmittel angegeben, wobei jeweils die fett gedruckten Varianten angewendet wurden. Die rasterelektronenmikroskopischen (REM) Untersuchungen erfolgten mit Hilfe eines Zeiss EVO 50 an leicht mit Nital geätzten Proben. Die ehemalige Austenitkorngröße wurde mit der Bildanalyse „Stream Motion“ der Firma Olympus mit dem Linienschnittverfahren horizontal und vertikal bestimmt.

Tab. 7: Zusammensetzung der verwendeten Ätzmittel und Ätzzeit.

Ätzmittel	Lösung	Bemerkung	Ätzzeit
Selektive Phasenätzung			
Nital [29]	100 ml Ethanol 96%ig 1-10 ml Salpetersäure 65%ig 3 % HNO₃	Kornflächenätzung	3 - 5 [s]
Pikrin [30]	100 ml kaltgesättigte wässrige Pikrinsäure 5 ml Agepon 10 ml Xylol 0,5 ml Salzsäure	Korngrenzenätzung (Ehemalige Austenitkorngrenzen)	60 - 90 [s]
Farbniederschlagätzen			
LePera [31]	Stammlösungen (i) 1 % Natrium- oder Kaliummetabisulfit in H ₂ O- dest. (ii) 4 % Pikrinsäure in Ethanol Lösung von 50 % (i) + 50 % (ii) frisch angesetzt	Kornflächenätzung und Farbkontrastätzung	60 - 70 [s]

3.6 Elektronenrückstreubeugung EBSD

Mit Hilfe der Elektronenrückstreubeugungs (EBSD)-Messung wurde eine örtlich aufgelöste Phasenanalyse durchgeführt. Die Vorbereitung der Proben erfolgte in mehreren Schritten. Zunächst wurden die Proben geschliffen und mit einer Diamantsuspension von 1 μm Körnung poliert. Bei den weiteren Schritten wurde auf den Polierautomat verzichtet um keine zusätzlichen plastischen Deformationen in den oberflächennahen Bereichen durch unsymmetrische Kraftaufbringung und/oder Verkanten der Probe zu verursachen. Aus diesem Grund wurde von Hand mit möglichst wenig Druck poliert. Auf eine chemisch resistente Unterlage wurde Wasser, Seife und OP-U Poliermittel gegeben und unter regelmäßiger Zugabe von Wasser und OP-U sieben Minuten poliert. Danach wurde weitere sieben Minuten unter laufendem Wasser poliert, um die Probe zu reinigen und eine verbesserte Probenqualität zu erreichen. Anschließend wurde die Probe mit Nital angeätzt (circa 2 s), bis ein leichter Ätzangriff erkennbar war. Dadurch werden verspannte Bereiche aufgrund der Energieminimierung stärker angegriffen und die lokalen Spannungen weiter gesenkt [32,33]. Danach wurde der Vorgang mit Wasser, Seife und OP-U Mittel sieben Minuten und anschließend mit laufendem Wasser für weitere sieben Minuten wiederholt, um die Probenqualität nochmals zu verbessern. Die Bestimmung der Kristallorientierung erfolgt mit Hilfe der Kikuchi Pattern, die von oberflächennahen Spannungen beeinflusst werden. Ein Maß für die Sicherheit der Indizierung ist der Confidence Index. Bereiche mit einem Confidence Index $<0,1$ sind in dem Phasenscan schwarz dargestellt. Vor der EBSD Messung wurde das Einbettmittel Polyfast entfernt und die Probe mit Leitsilber auf einem geeigneten Probenhalter befestigt. Für die EBSD-Messungen wurde ein FIB Versa 3D Dual Beam mit den Parametern, die in Tab. 8 festgehalten sind, verwendet.

Tab. 8: Verwendete EBSD Parameter für die untersuchten Proben.

Parameter	Wert
Spannung	20 kV
Strom	ca. 10 nA
Binning	4x4
Kippwinkel	70°
Schrittweite	100 nm
Hintergrundkorrektur	Standard
Hough P. Type	Classic
Hough resolution	Low
Convolution Mask	9x9
Binned pattern size	120
Theta step size	0.5

3.7 Mikrosondenuntersuchung

Die Mikrosondenuntersuchung wurde von der Firma voestalpine Forschungsservicegesellschaft Donawitz mit einer Elektronenstrahlmikrosonde Jeol JXA-8230 durchgeführt. Dabei wurden an den Proben L, LHE, MVE, MVI und PKE die Elemente Silizium, Chrom, Mangan, Nickel und Molybdän mit einer Schrittweite von 20 μm analysiert.

4 Ergebnisse

4.1 Mechanische Kennwerte

In Tabelle 9 sind die mechanischen Kennwerte von Härte, Kerbschlagbiegeversuch und Zugversuch im Schweißgut der untersuchten Proben aufgelistet.

Tab. 9: Mechanische Eigenschaften der einzelnen Schweißungen im Schweißgut.

	Querzugversuch			KV @ -20°C [J]**	Härte im Schweißgut [HV]		
	R _{P=0,2}	R _m	Bruchlage		Decklage	Wurzellage	Mittelwert
	[MPa]	[MPa]					
L	987 ± 6	1020 ± 6	GW	42 ± 4	352 ± 10	359 ± 11	355 ± 15
LHE	987 ± 4	1025 ± 3	GW	37 ± 13	361 ± 7	364 ± 4	363 ± 8
P	927 ± 20	1027 ± 6	GW*	89 ± 14	335 ± 14	329 ± 9	332 ± 17
PKE	924 ± 6	1016 ± 11	SG	61 ± 2	331 ± 11	320 ± 3	326 ± 11
MVE	705 ± 15	814 ± 3	SG	92 ± 1	246 ± 3	219 ± 4	232 ± 5
MVI	973 ± 8	1028 ± 2	GW	55 ± 5	382 ± 8	341 ± 10	361 ± 13

GW...Grundwerkstoff

SG...Schweißgut

*Der Bruch erfolgte bei 2 von 3 Proben im Grundwerkstoff und bei einer im Schweißgut.

**Probenlage quer zur Schweißnaht, Kerblage in der Mitte des Schweißgutes (VWT 0/0).

4.2 Stereomikroskopie

In den stereomikroskopischen Aufnahmen (siehe Abb. 18) lassen sich die unterschiedlichen Formen und Breiten des Schweißgutes und der Wärmeeinflusszonen der verschiedenen Schweißverfahren erkennen. Das Laserstrahlschweißen weist sowohl das schmalste Schweißgut als auch die schmalste Wärmeeinflusszone auf. Weiters haben das Schweißgut beim Laserstrahlschweißen und Laserhybridschweißen eine I-Form, die anderen weisen eine V-Form auf.

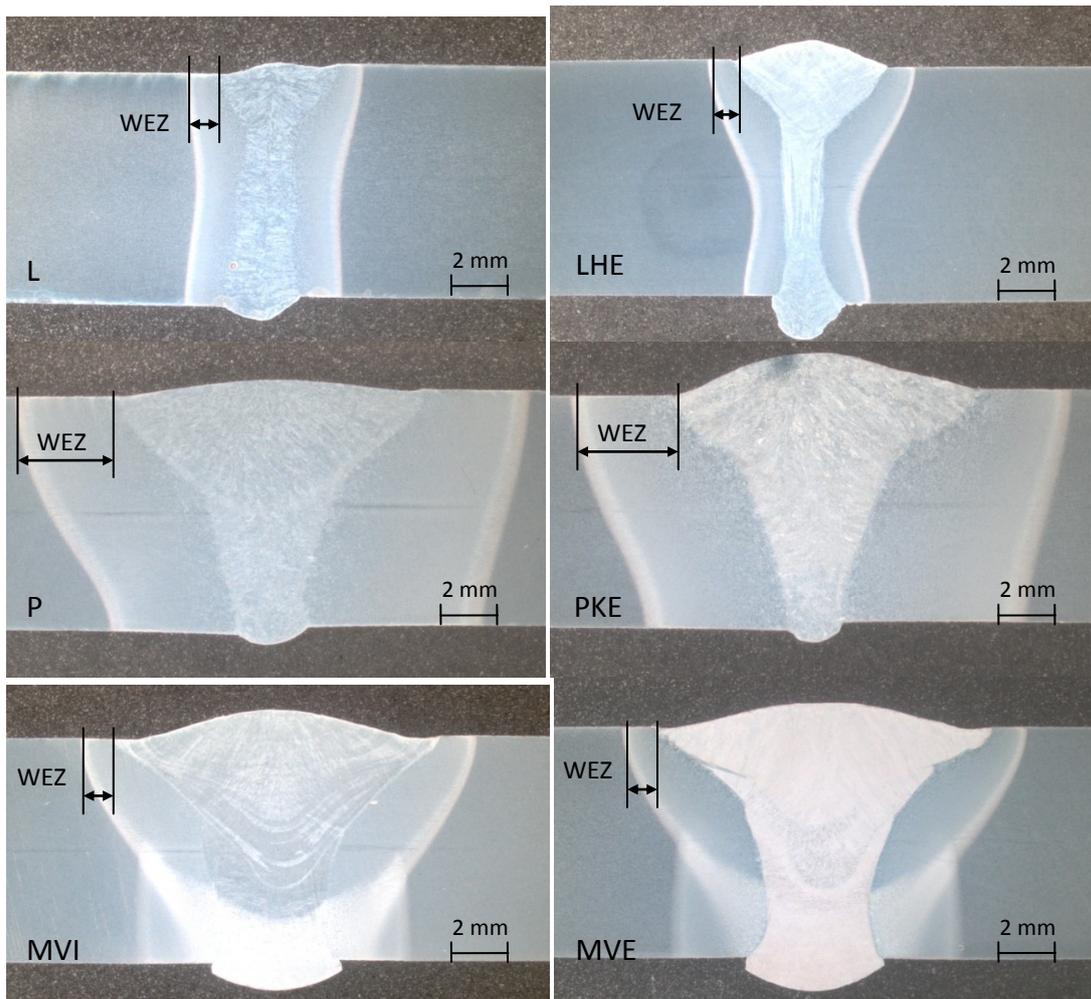


Abb. 18: Stereomikroskopische Aufnahmen aller untersuchten Proben, mit Nital geätzt.

4.3 Lichtmikroskopie

Neben den Übersichtsaufnahmen der Schweißnähte mit dem Stereomikroskop wurden auch Detailaufnahmen mit höherer Vergrößerung aufgenommen. Dabei wurden, wie Abbildung 19 zeigt, eine Stelle der Schweißnahtmitte im oberen Bereich mit Detail A, eine im unteren Bereich mit Detail B und eine in der Mitte mit Detail C gekennzeichnet und aufgenommen. Das Detail C wurde nur bei der Pikrinsäureätzung verwendet, um die ehemalige Austenitkorngrößen für mehrere Bereiche zu bestimmen und einen besseren Mittelwert zu erhalten. Um diese Bereiche sicher und schnell zu finden wurden zusätzlich Härteeindrücke gesetzt, die oft im Randbereich der Aufnahmen zu sehen sind.

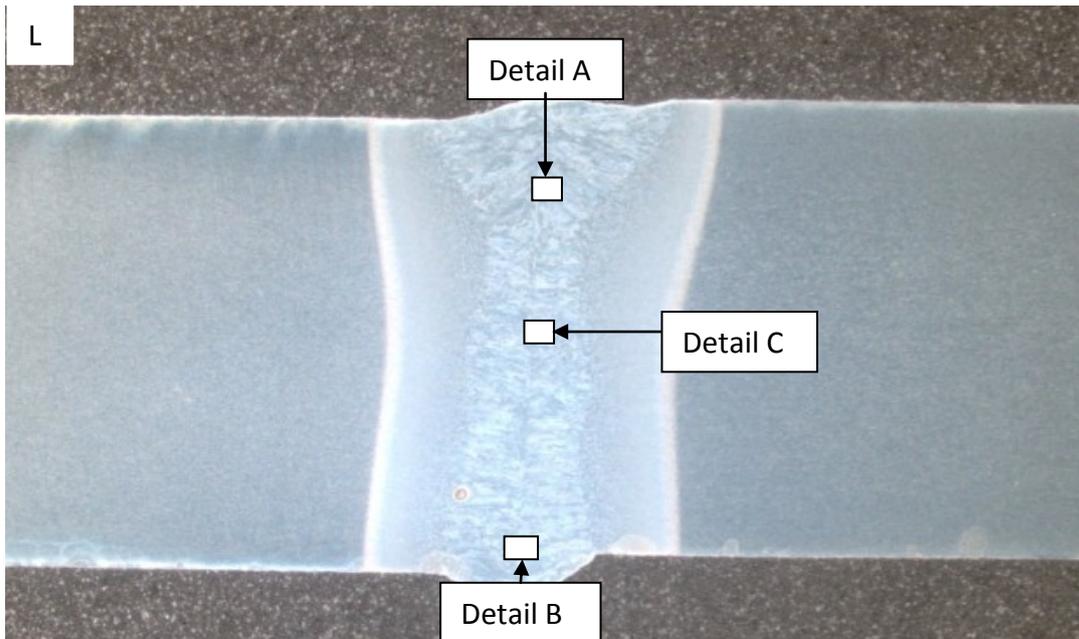


Abb. 19: Stereomikroskopische Aufnahme einer Laserstrahlschweißung, an der schematisch für alle Schweißverfahren die Aufnahmebereiche eingezeichnet und mit Detail A, Detail B und Detail C bezeichnet sind.

4.3.1 Ätzung mit Nital

In den Abbildungen 20 und 21 wurden alle Proben mit Nital geätzt und die Ansicht des Detail A abgebildet. Ätzrückstände verursachten schwarze Punkte und konnten nicht immer vermieden werden. Alle Proben bis auf die MVE weisen eine nadelige Struktur auf, die Nadeln oder Nadelpakete sind in einem Winkel von 60° zueinander angeordnet. Die Aufnahme der Probe MVE zeigt feine globulare Körner mit einer Größe von circa $5\ \mu\text{m}$. Die Aufnahmen von Detail B sind in den Abbildungen 22 und 23 für alle Proben dargestellt.

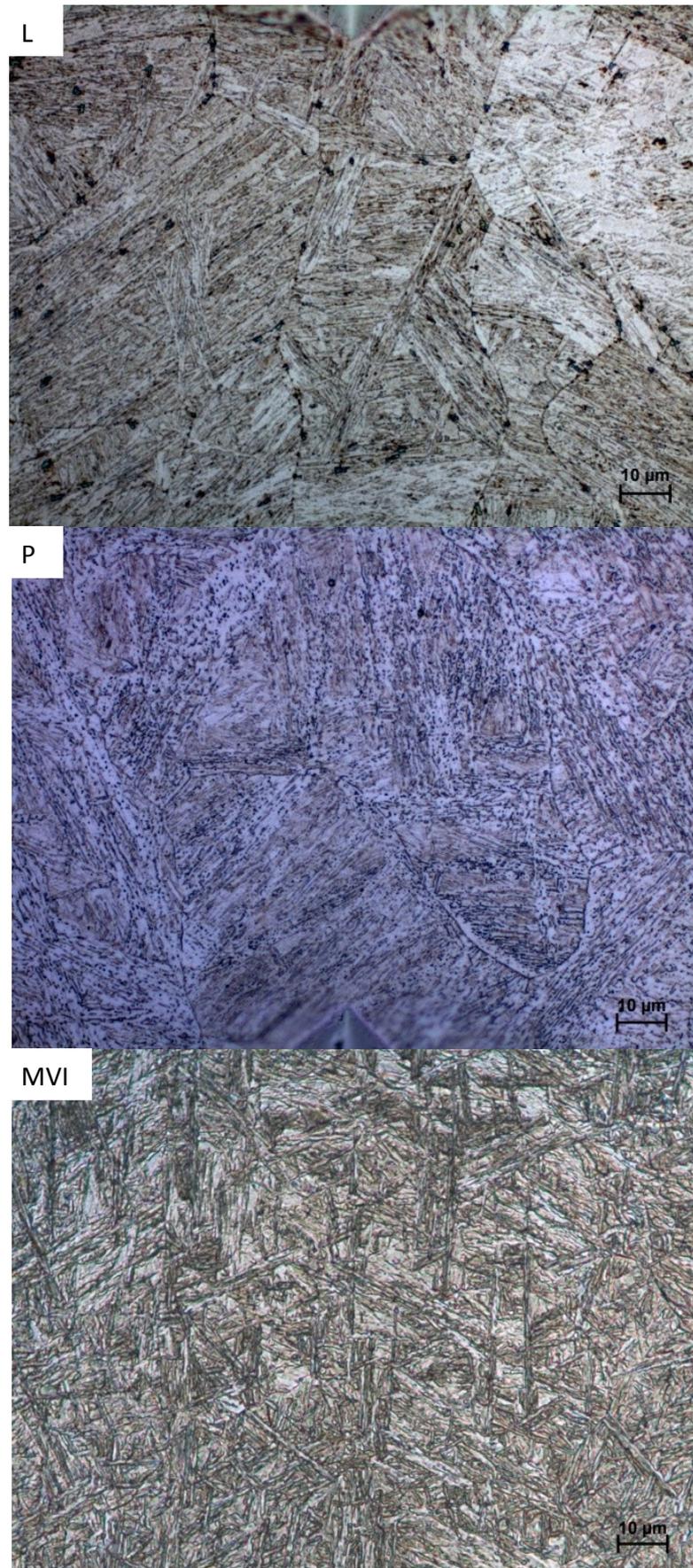


Abb. 20: LIMU-Aufnahmen von Detail A der Proben L, P und MVI, mit Nital geätzt.

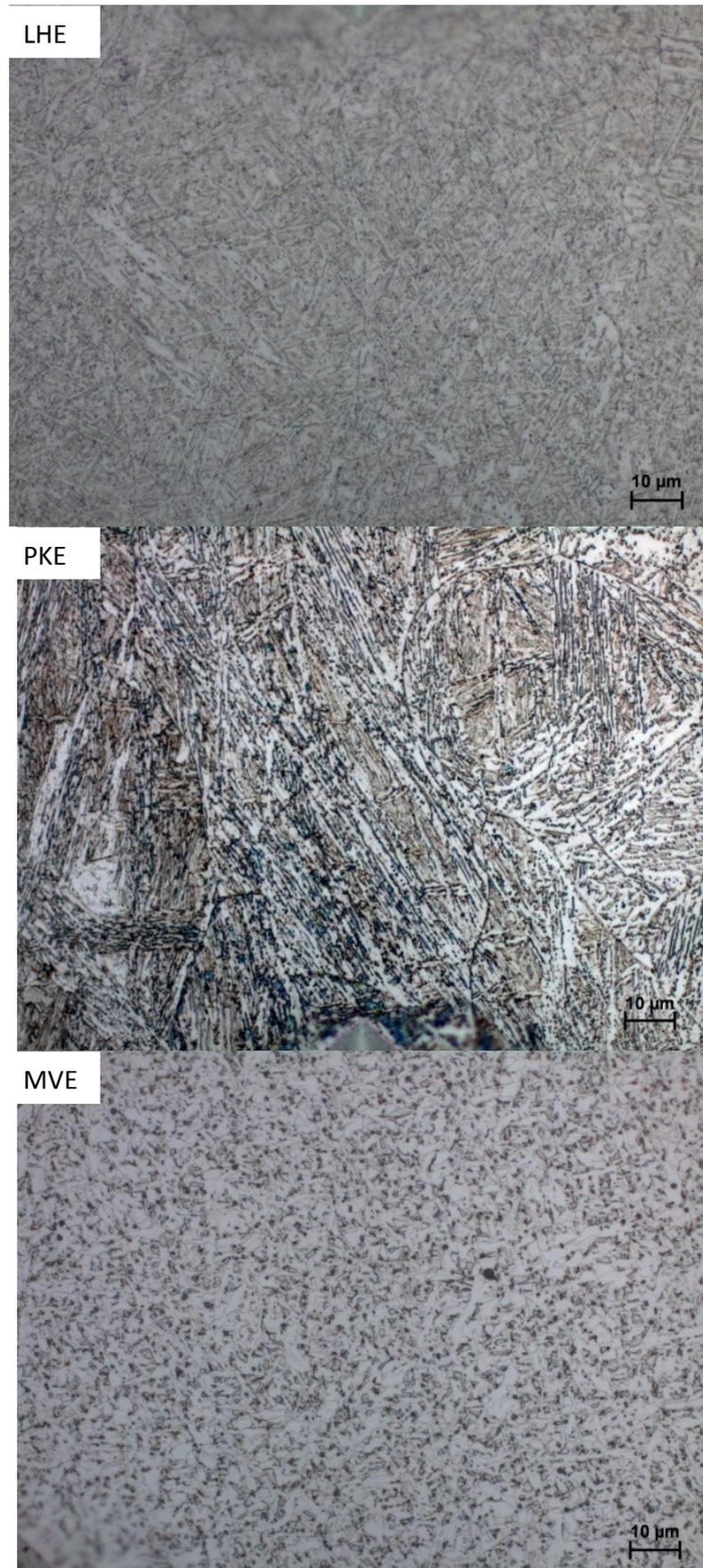


Abb. 21: LIM1-Aufnahmen von Detail A der Proben LHE, PKE und MVE, mit Nital geätzt.

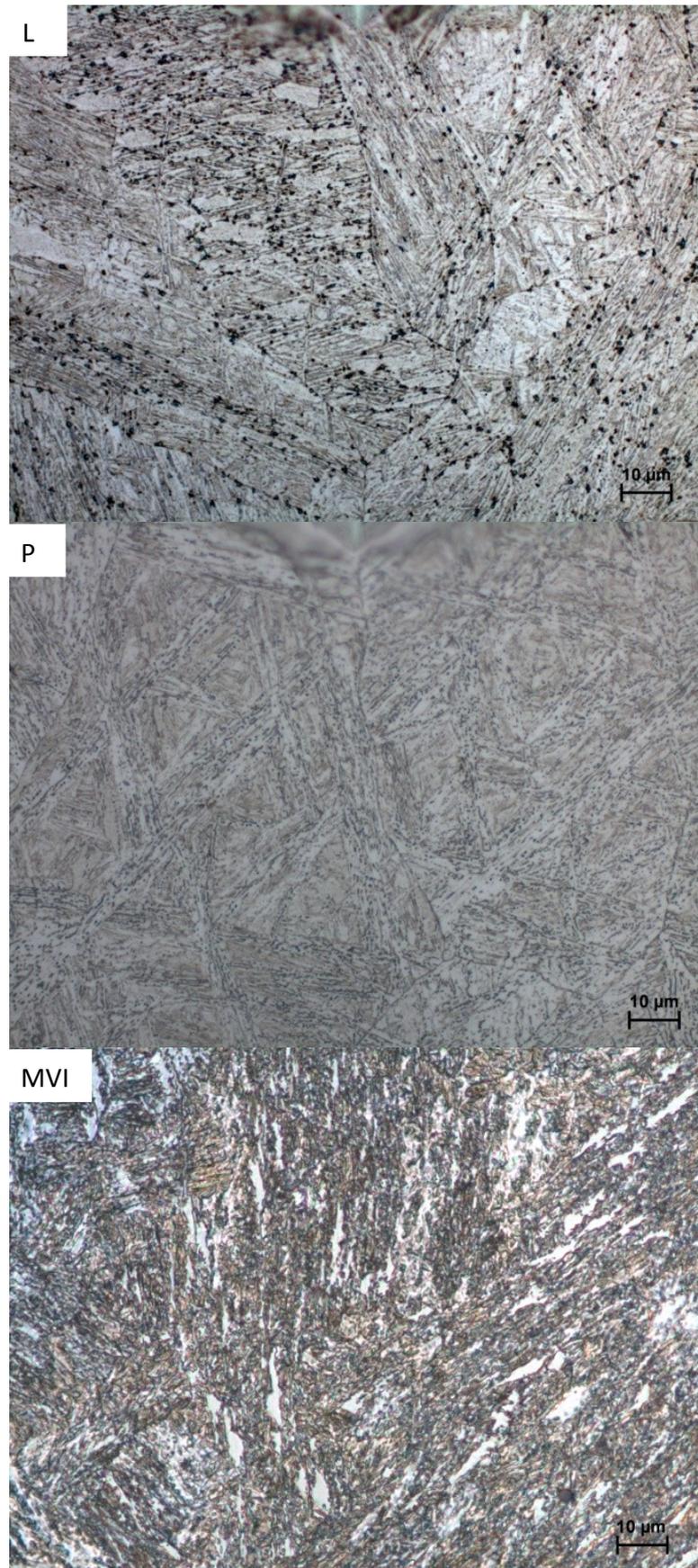


Abb. 22: LIM-Aufnahmen von Detail B der Proben L, P und MVI, mit Nital geätzt.

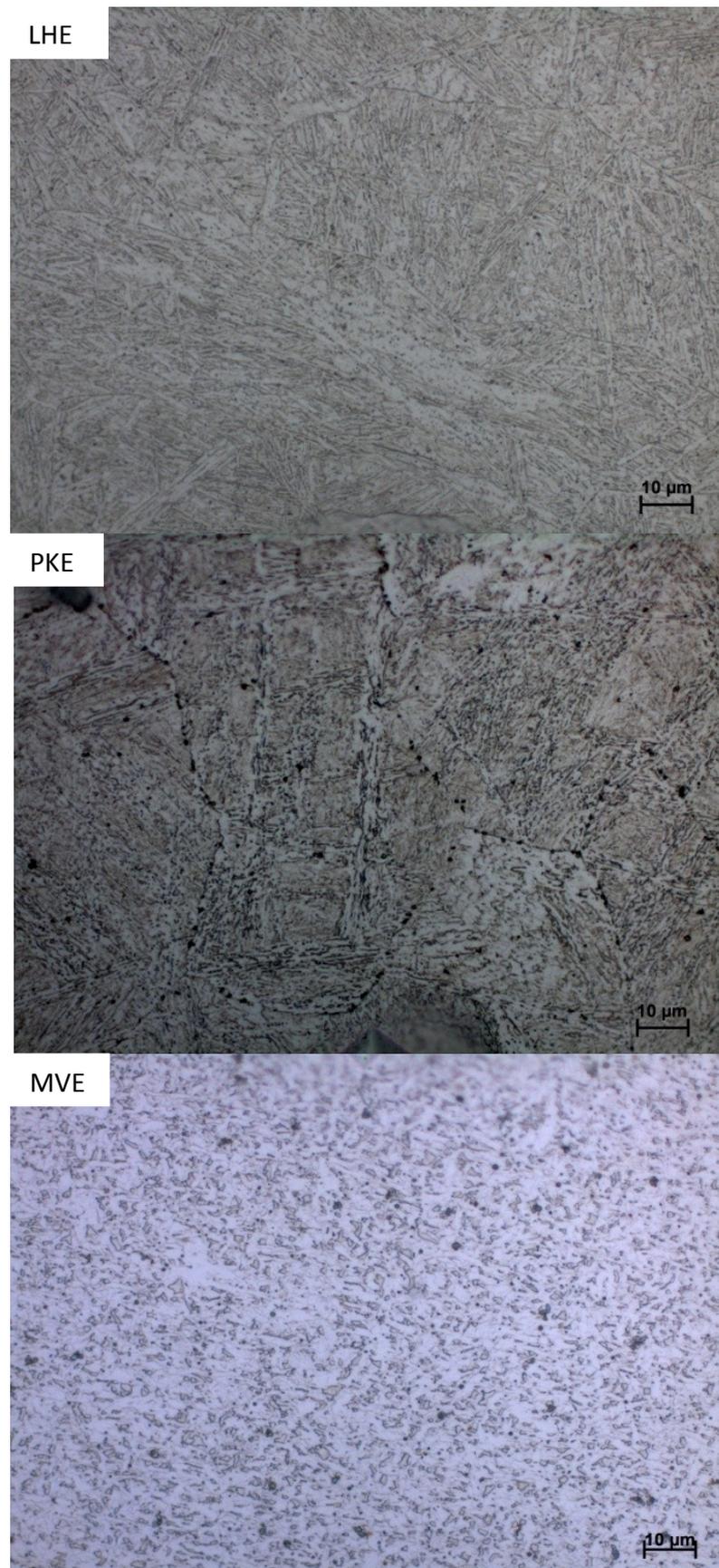


Abb. 23: LIM-*Aufnahmen* von Detail B der Proben LHE, PKE und MVE, mit Nital geätzt.

Von der Probe MVE wurde, wie Abbildung 25 zeigt, eine zusätzliche Detailaufnahme (bezeichnet als Detail X) von der Schweißnaht links im oberen Drittel aufgenommen. Der helle Streifen in der Mitte des Bildes ist während des Schweißens entstanden, siehe auch Abbildung 34. Der Grundwerkstoff ist im Bereich der linken Nahtflanke aufgeschmolzen worden und dann in die Schweißnaht geflossen. Das Schmelzbad erstarrte, bevor sich der Grundwerkstoff mit dem Zusatzwerkstoff vermischen konnte.

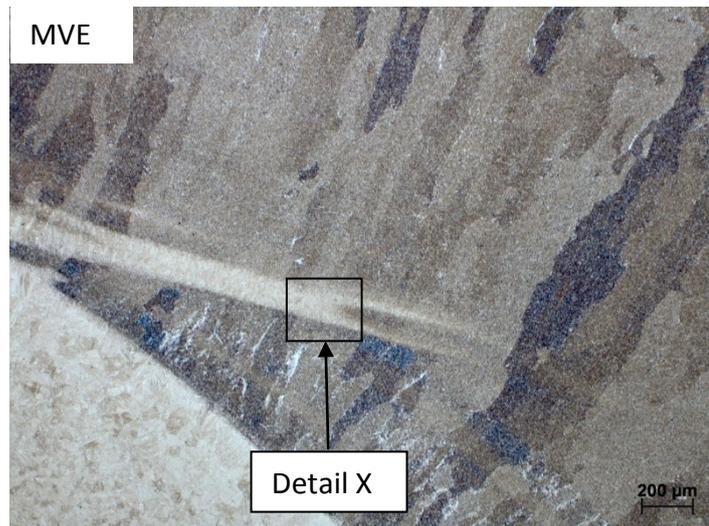


Abb. 24: LIMI-Aufnahme der Probe MVE vom linken oberen Drittel des Schweißguts, geätzt mit Nital.

Das Detail X ist in Abbildung 25 vergrößert dargestellt. Oben rechts und unten links ist das Gefüge globular und dazwischen lässt sich eine nadelige Struktur erkennen. Die unterschiedliche Gefügestruktur kann wegen der ähnlichen Abkühlgeschwindigkeit nur durch die abweichende chemische Zusammensetzung erklärt werden.



Abb. 25: LIMI-Aufnahme vom Detail X der Probe MVE (aus Abbildung 24) zeigt oben rechts und unten links globulare Körner und dazwischen eine nadelige Struktur.

4.3.2 Ätzung mit Pikrin

Die Pikrinsäure eignet sich für die Sichtbarmachung der ehemaligen Austenitkorngrenzen. Abbildung 26 zeigt das Detail A aller Proben. Die ehemaligen Austenitkorngrenzen sind als feine dunkle Linien zu erkennen. Die ehemalige Austenitkorngöße reicht von 37 bis 170 µm. Die Austenitkörner weisen eine längliche Form auf und sind symmetrisch zur Schweißnahtmitte ausgerichtet. Obwohl alle Proben einheitlich poliert, geätzt und gereinigt wurden, kam es abhängig vom jeweiligen Schweißverfahren zu unterschiedlichen Ätzangriffen. Bei den Laserstrahlschweißungen wurden nur die Austenitkorngrenzen angeätzt. Auf den Proben der Schutzgasschweißungen waren neben den Austenitkorngrenzen vor allem punktförmige Stellen entlang von Linien zu sehen, die bei kleinerer Vergrößerung wie Dendriten aussahen. Bei den Plasmaschweißungen waren zusätzlich zu den Austenitkorngrenzen nur wenige Punkte erkennbar. Die Bestimmung der Korngröße erfolgte mit dem Linienschnittverfahren in den Bereichen A, B und C. Die Positionen dieser Bereiche sind in Abbildung 19 dargestellt.

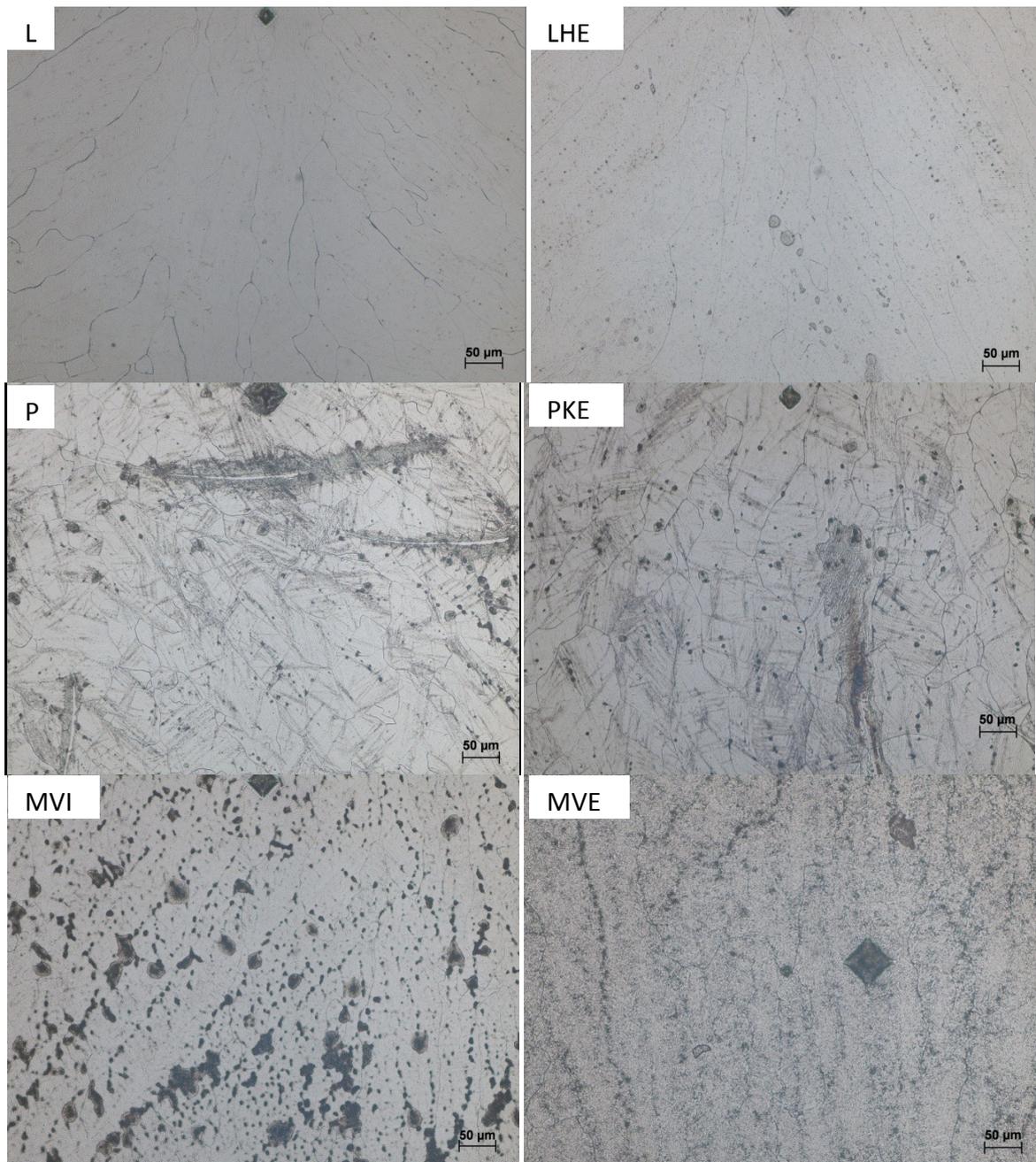


Abb. 26: LIM-I-Aufnahmen von Detail A aller Proben, mit Pikrin geätzt.

In Tabelle 10 sind alle gemessenen Austenitkorngrößen aufgelistet. In der linken Spalte ist von jeder Detailaufnahme Oben (A), Mitte (C) und Unten (B) die Korngröße mit dem Linienschnittverfahren horizontal (KGh) und vertikal (KGv) vermessen worden und der Mittelwert und die Standardabweichung eingetragen worden. Für jedes Verfahren wurden auch die Mittelwerte und die Standardabweichungen für alle drei Detailaufnahmen zusammen ermittelt. Aufgrund der gestreckten Form der Körner ergeben sich relativ große Standardabweichungen.

Tab. 10: Erhaltene ehemalige Austenitkorngröße aus dem Linienschnittverfahren.

	Proben	L	P	LHE	PKE	MVE	MVI
Position		[μm]					
Oben (A)	KG _h	42	45	45	56	84	77
	KG _v	72	48	105	78	145	175
	MW	57	46	75	67	114	126
	STABW	21	2	43	15	43	69
Mitte (C)	KG _h	46	51	64	52	65	32
	KG _v	38	59	37	91	120	43
	MW	42	55	51	72	92	38
	STABW	5	6	19	27	38	8
Unten (B)	KG _h	43	60	43	47	95	*)
	KG _v	35	55	37	73	135	*)
	MW	39	57	40	60	115	*)
	STABW	5	3	4	19	28	*)
Gesamt	KG MW	46	53	55	66	107	82
	STABW	13	6	26	17	31	65

*) keine Messung möglich (Aufgrund des Niederschlages der Ätzung konnte keine aussagekräftige Messung durchgeführt werden).

4.3.3 Ätzung mit LePera

Für die Gefügeidentifikation nach LePera ist als primäres Entscheidungskriterium die Struktur und als sekundäres Merkmal die Farbe von Bedeutung [25]. Die einzelnen Gefügebestandteile können auf folgende Weise unterschieden werden:

- Vollmartensit:

Dieser erscheint aufgrund des höheren Kohlenstoffgehaltes, der das Ätzen hemmt, in geätzten Querschnitten sehr hell (weiß). Meistens ist keine Struktur erkennbar.

- Angelassener Martensit

- Angelassener Martensit mit hohem Kohlenstoffgehalt:

Ist braun gefärbt und weiß umrandet. Die Strukturen sind kaum erkennbar.

- Angelassener Martensit mit niedrigem Kohlenstoffgehalt:

Zeigt eine Lamellenstruktur, die oft im Winkel von 60 ° zueinander gedreht ist. Die Färbung ist bräunlich, manchmal auch violett.

- Restaustenit:

Durch den gleichen Kohlenstoffgehalt wie beim Martensit ist auch der Restaustenit sehr hell (weiß). Eine Unterscheidung zwischen Martensit und Restaustenit ist mit LePera nicht möglich.

- Bainit:

Bainit besitzt eine nadelartige Struktur, die stirnseitig angeschliffen auch punktförmig erscheinen kann. Die Farbgebung reicht von beige bis weiß und auch ein leichter Blaustich ist möglich.

- Ferrit:

Ferrit erscheint graublau und kann Carbide oder Restaustenit enthalten.

Obwohl die LePera-Ätzung eine Farbniederschlagsätzung ist, sollte für die Bewertung des Gefüges vor allem die Struktur entscheidend sein und die Farbe nur als zusätzliche Hilfe dienen. Die Farbe ändert sich während der Ätzung in wenigen Sekunden von orange zuerst auf blau und anschließend auf braun. Der blaue Farbniederschlag liefert die aussagekräftigsten Bilder, ist allerdings nur schwer erreichbar.

In Abbildung 27 sind die Aufnahmen des Details A aller Schweißungen abgebildet. Wie bei der Nitalätzung sind auch hier feine Nadeln LHE, MVI im Winkel von 60° zueinander, Nadelpakete L, P, PKE und globulare Körner MVE erkennbar.

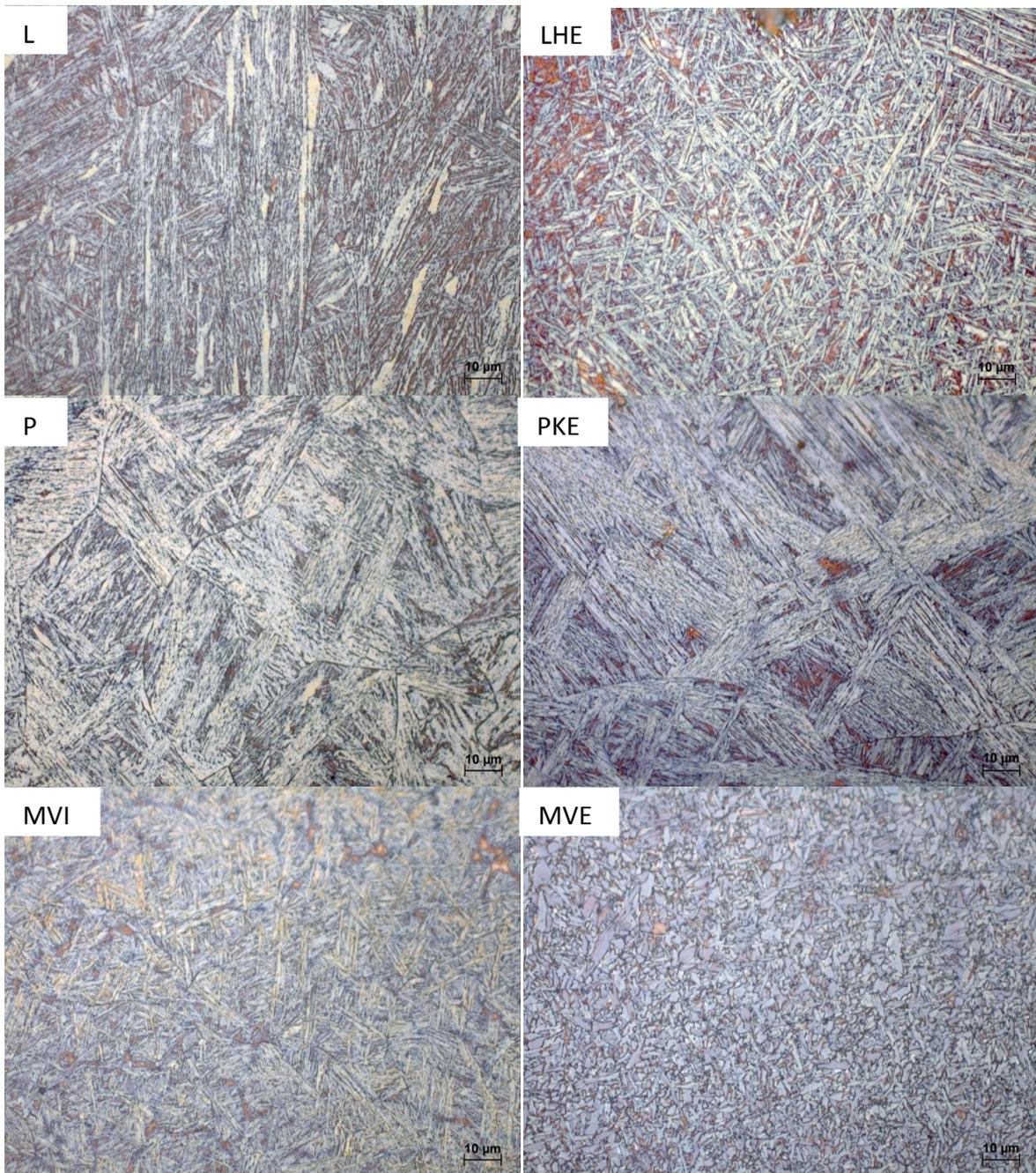


Abb. 27: LIM-Detailaufnahme A aller Proben, geätzt mit LePera.

4.4 Rasterelektronenmikroskopie

Abbildung 28 zeigt die REM Aufnahmen des Details A aller Proben. In Abbildung 29 sind Teilbereiche daraus mit höherer Vergrößerung abgebildet. Wieder sind feine Nadeln LHE, MVI, Nadelpakete L, P, PKE und globulare Körner MVE zu sehen. Weiters sind die ehemaligen Austenitkorngrenzen als geschwungene Linien zwischen den unterschiedlich orientierten Bereichen zu erkennen.

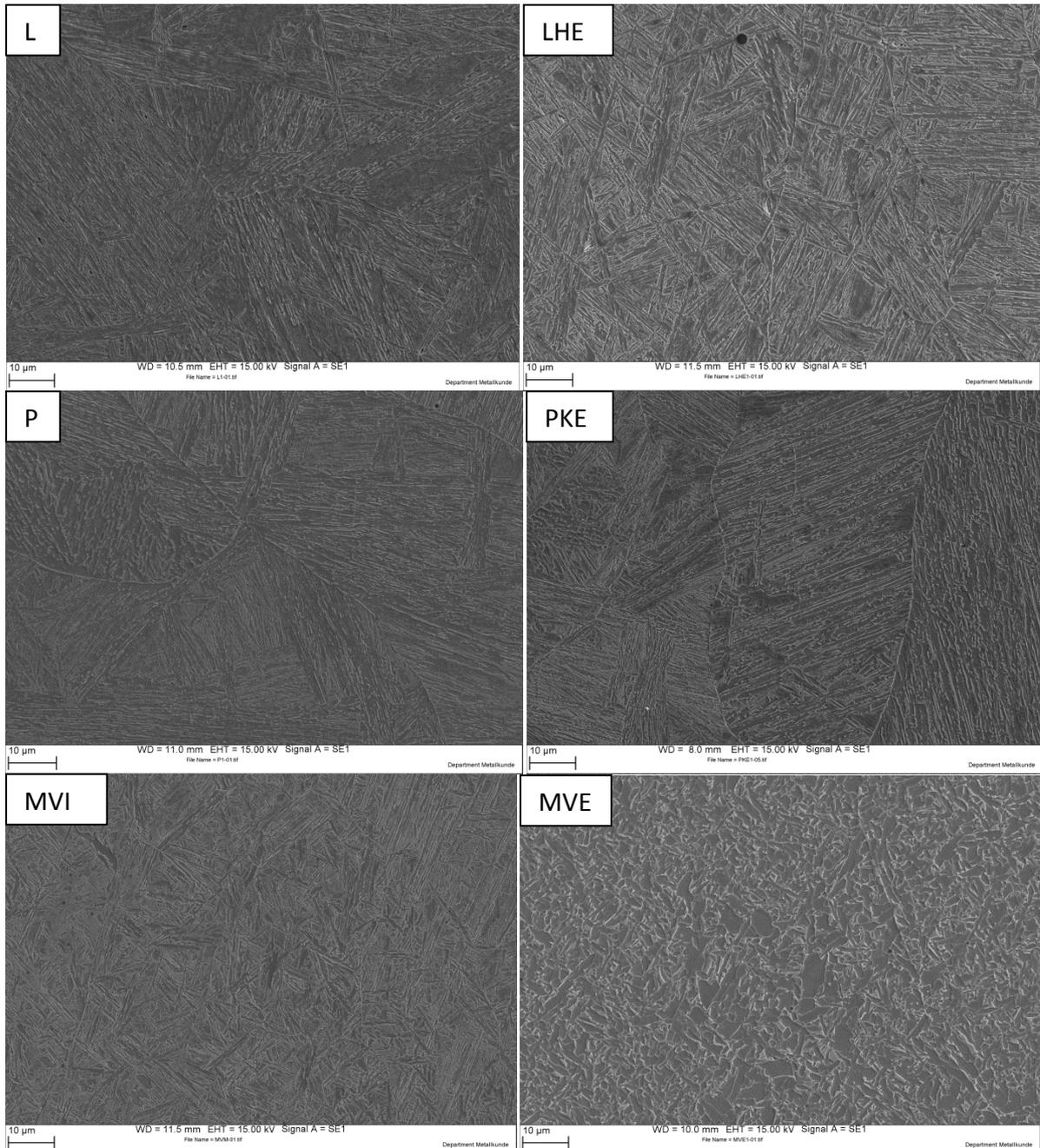


Abb. 28: REM-Aufnahmen von Detail A aller Proben, mit Nitral geätzt.

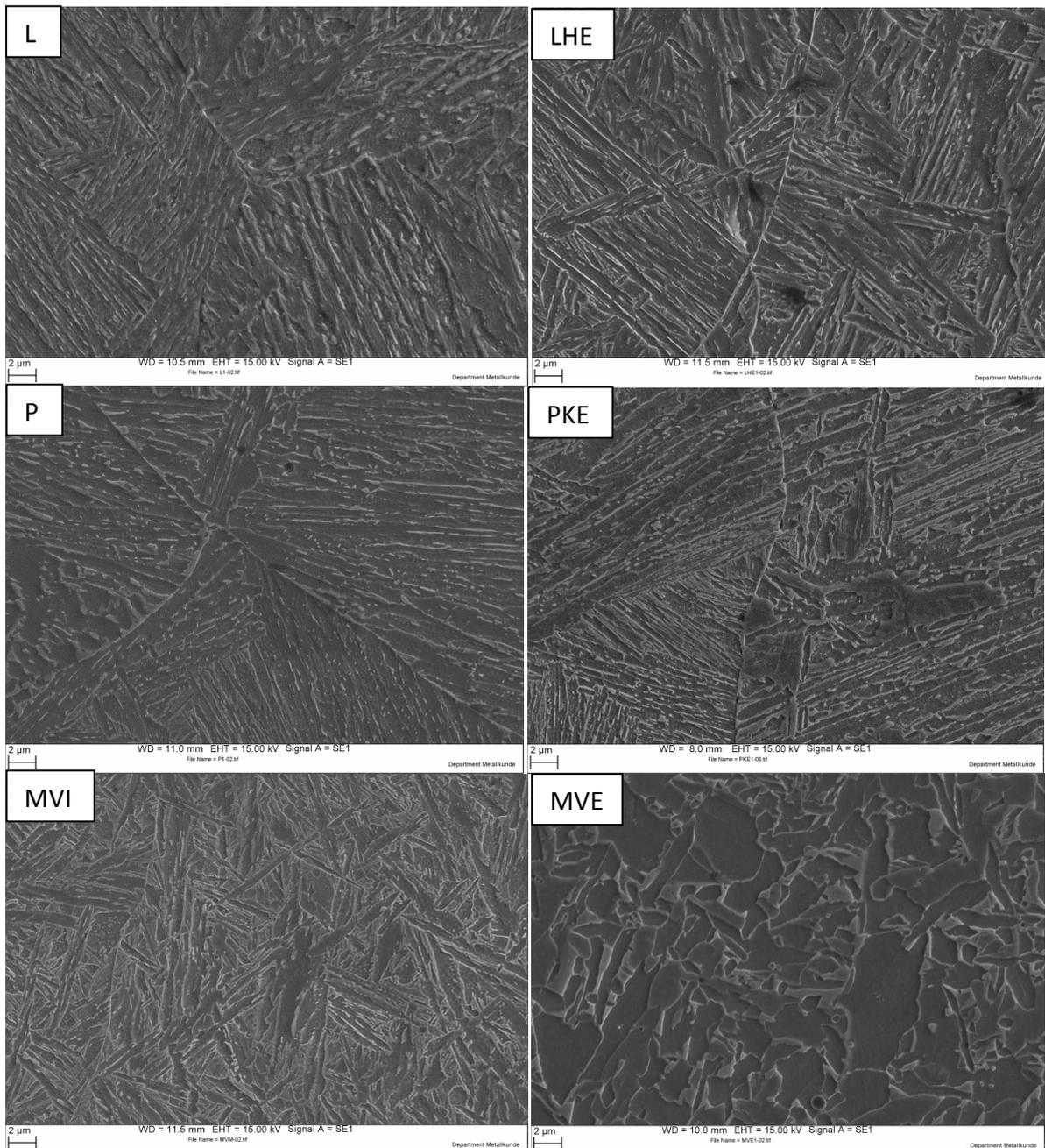


Abb. 29: REM Aufnahmen von Detail A aller Proben mit höherer Vergrößerung, mit Nital geätzt.

4.5 Elektronenrückstreuaufnahmen (EBSD)

Körner werden in den sogenannten „Inverse Pole Figure (IPF) Maps“ aufgrund ihrer Orientierung in unterschiedlichen Farbtönen dargestellt (siehe Abbildung 30). In Abbildung 31 und 32 sind die EBSD Aufnahmen der Details A und B aller Proben dargestellt. Bereiche ohne zuordenbare Gitterstruktur (Confidence Index < 0,1) erscheinen schwarz. Ähnliche

Farben entsprechen ähnlich orientierten Bereichen und lassen die Ausdehnung der ehemaligen Austenitkörner erahnen [34].

Große Nadelpakete sind in den Proben L, P und PKE im Detail A und B erkennbar. Feine Nadeln sind im Winkel vom 60 oder 120 ° zueinander in den Proben LHE und MVI im Detail A ersichtlich. Bei der Probe LHE im Detail B sind die Nadeln eher parallel angeordnet. Im Detail B der Probe MVI sind verwischte Nadelpakete dargestellt. An der Probe MVE lassen sich die globularen Körner im Detail A und B erkennen.

Im Zuge der EBSD-Untersuchung werden die Kristallstruktur und -orientierung der Probe gemessen und daraus können die vorhandenen Phasen bestimmt werden. Das kfz und das tetragonal verspannte Gefüge (Ferrit, Bainit und Martensit) werden rot und das kfz-Gefüge (Austenit) wird grün dargestellt. Es konnten keine grünen Bereiche und somit kein Restaustenit detektiert werden.

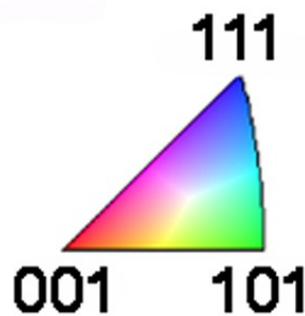


Abb. 30: IPF Dreieck: Standard Dreieck zur Beurteilung der Kornorientierung der EBSD-Messung

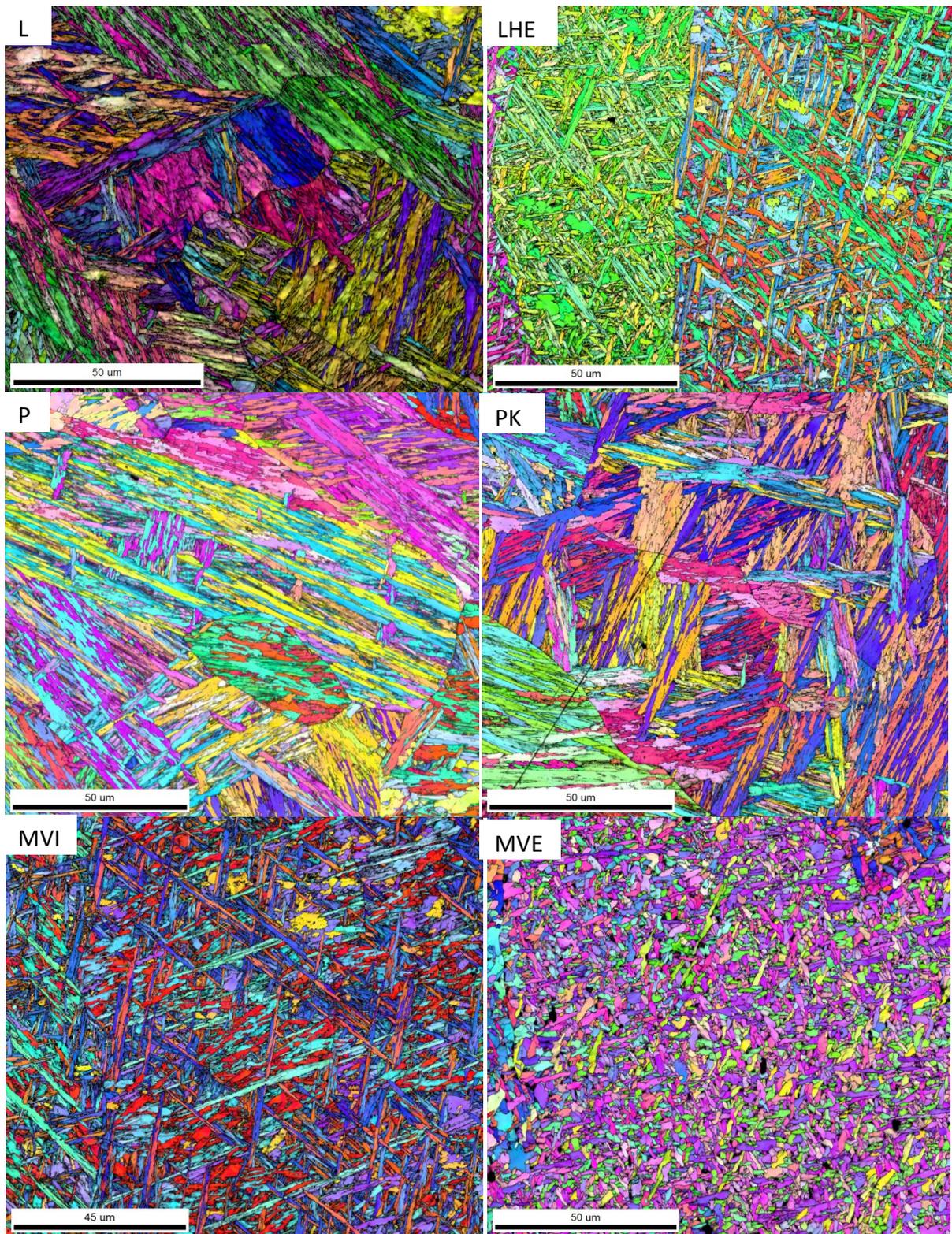


Abb. 31: EBSD-Aufnahmen (Inverse Pole Figure Map) von Detail A aller Proben.

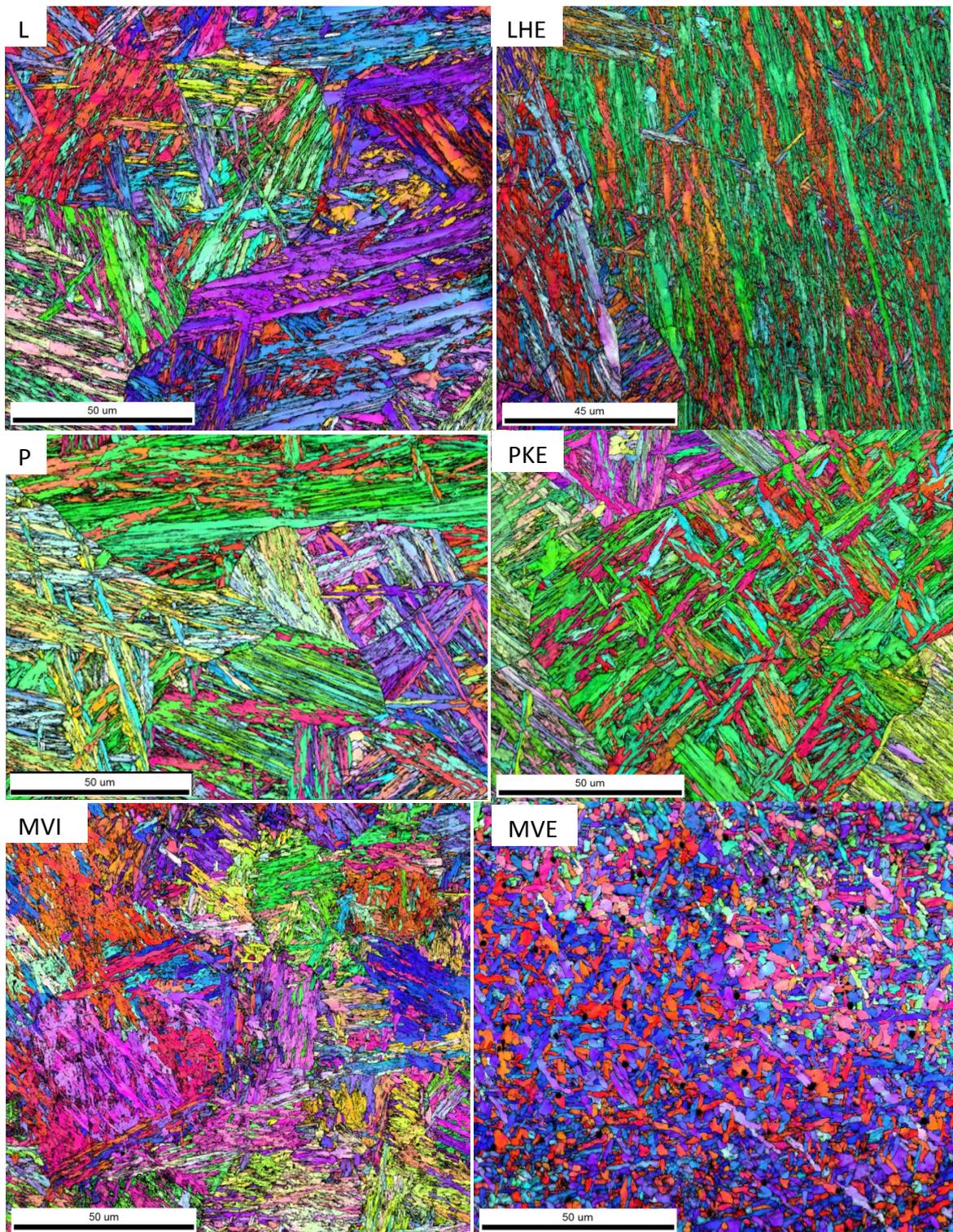


Abb. 32: EBSD-Aufnahmen (Inverse Pole Figure Map) von Detail B aller Proben.

4.6 Mikrosondenuntersuchung

Die Mikrosondenuntersuchung in Abbildung 33 zeigt die Verteilung des Nickelgehalts einer Laserhybridschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8. Im Grundwerkstoff ist der Nickelgehalt gleichmäßig verteilt und beträgt von 0,49 bis 0,51 %. Im Schweißgut nimmt der Nickelgehalt von unten nach oben von circa 0,42 zu 0,36 % ab. Der Mittelwert des Nickels beträgt im Schweißgut circa 0,38 % und ist in Tabelle 11 eingetragen. Die Messungen wurden auch für die Elemente Si, Mn, Cr und Mo durchgeführt und ebenfalls in die Tabelle 11 eingetragen.

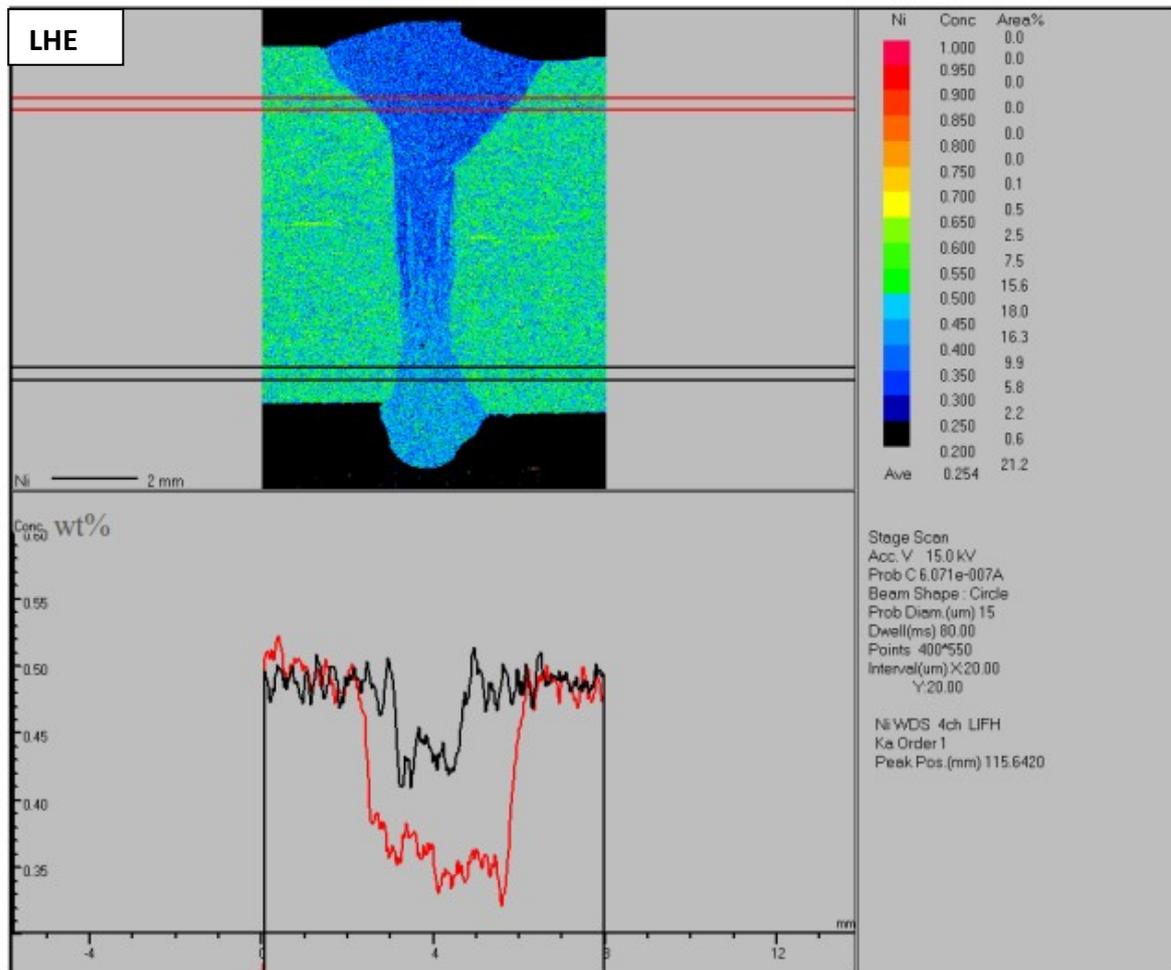


Abb. 33: Mikrosondenuntersuchung der Laserhybridschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8. Oben ist die Verteilung des Elements Nickel in der Schweißnaht dargestellt. Unten sind die Nickelkonzentrationen der beiden oben eingezeichneten Linien im Liniendiagramm eingetragen.

In Abbildung 34 ist die Mikrosondenuntersuchung der Schutzgasschweißung mit dem EMK 8 Schweißzusatzwerkstoff dargestellt. Wie auch in Abbildung 33 erkennbar, unterscheidet sich

der Nickelgehalt im Grundwerkstoff vom Nickelgehalt in der Schweißnaht. Verglichen mit der Laserhybridschweißung ist die Nickelkonzentration im Schweißgut bei der Schutzgasschweißung wesentlich geringer und beträgt nur circa 0,1 % (siehe Tabelle 11). Die Messung der Nickelkonzentration erfolgte entlang der roten Linie (siehe Abbildung 34 oben). Die Abbildung 34 unten zeigt den Verlauf der Nickelkonzentration. Sie nimmt im Bereich der Schweißnaht ab und zeigt eine Unstetigkeit, bis sie das Minimum von circa 0,1 % erreicht. Diese Unstetigkeit (Anstieg der Nickelkonzentration) wird durch das fließen des Grundwerkstoffs in die Schweißnaht verursacht (siehe auch Abbildung 24).

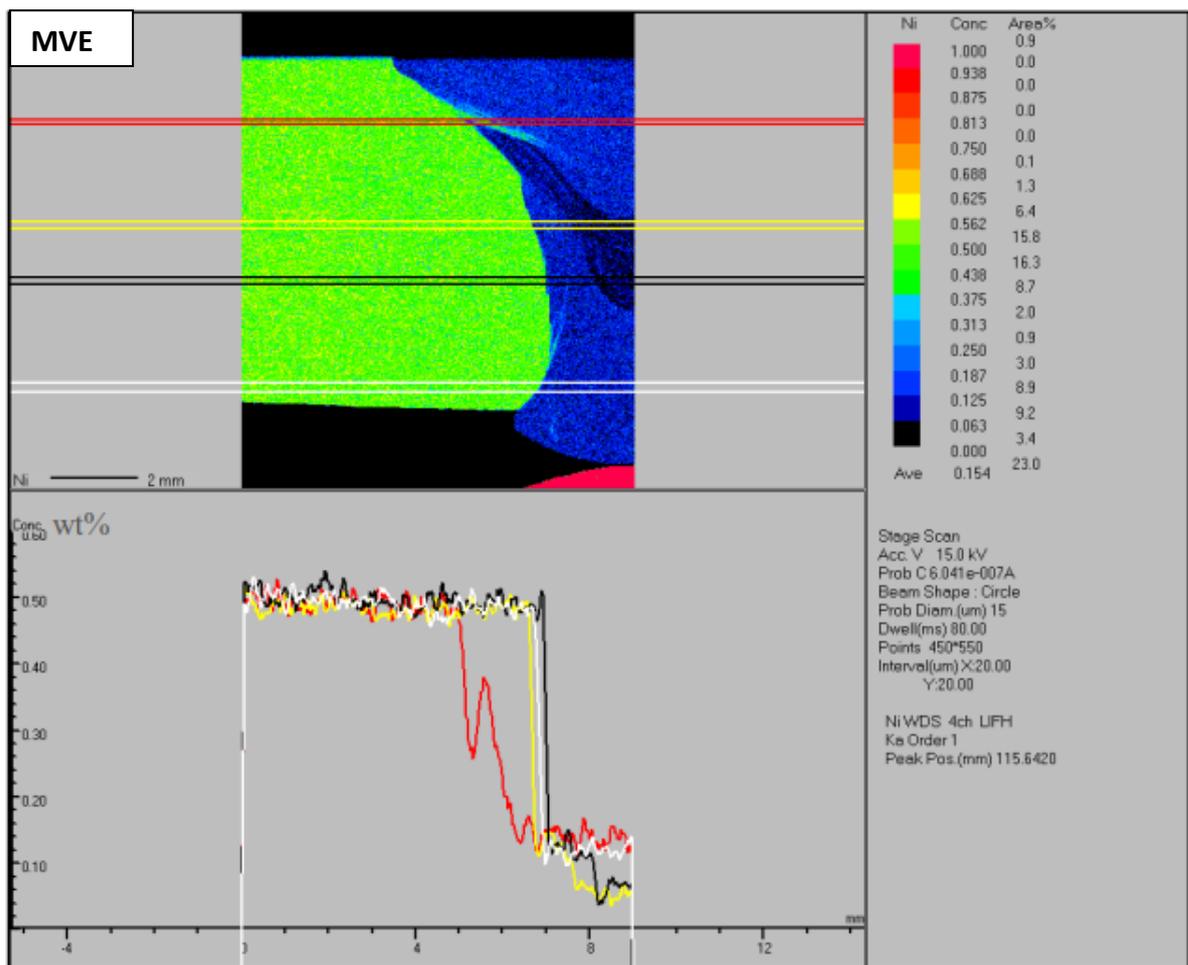


Abb. 34: Mikrosondenuntersuchung der Schutzgasschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8. Oben ist die Verteilung des Elements Nickel in der Schweißnaht dargestellt. Unten sind die Nickelkonzentrationen der beiden oben eingezeichneten Linien im Liniendiagramm dargestellt.

In Tabelle 11 sind die Mittelwerte der Massenanteile für die untersuchten Elemente im Schweißgut der Proben L, LHE, PKE, MVE und MVI zusammen mit dem Grundwerkstoff

dargestellt. Bei der Probe L konnte zwischen dem Schweißgut und dem Grundwerkstoff beim Nickelgehalt wie zu erwarten kein Unterschied erkannt werden (siehe Abb. 59 im Anhang), allerdings wurde hier eine Nickelkonzentration von nur 0,25 % gemessen. Der Vergleich mit den Nickelgehalten der anderen Proben zeigt, dass hier bei der Achsenskalierung ein Fehler vorliegen muss, deshalb wurde der Nickelgehalt dieser Probe L auf 0,5 % korrigiert.

Tab. 11: Ergebnis der Mikrosondenuntersuchung.

	Si [%]	Mn [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	$\Sigma(\text{Cr,Ni,Mo})$ [%]
GW	0,12	1,60	0,85	0,50	0,20	1,55
L	0,12	1,47	0,85	0,50	0,20	1,55
LHE	0,28	1,55	0,70	0,38	0,16	1,24
PKE	0,20	1,60	0,8	0,45	0,18	1,43
MVE	0,70	1,50	0,19	0,10	0,05	0,34
MVI	0,55	1,65	0,55	2,00	0,43	2,98

5 Diskussion

5.1 Aussagekraft der verwendeten Verfahren zur Gefügeanalyse

Die Pikrinsäure ist ein geeignetes Hilfsmittel, um die ehemaligen Austenitkorgrenzen für einen S960MC Feinkornbaustahl im Schweißgut sichtbar zu machen. Nachdem meist kein gleichmäßiger Ätzangriff über die gesamte Probenoberfläche erreicht wird, können immer nur Teilbereiche analysiert werden.

Die Nital-Ätzung liefert einen homogenen Ätzangriff und eignet sich für eine schnelle sowie grobe Bestimmung des Gefüges. Ob ein globulares oder nadeliges Gefüge vorliegt, kann einfach und sicher bestimmt werden. Die verschiedenen nadeligen Gefüge der Verfahren L, LHE, P, PKE und MVI sehen alle ähnlich aus und lassen sich nur schwer unterscheiden.

Mit der LePera-Ätzung kommt durch den Farbniederschlag zwischen den Nadeln, Nadelpaketen und Körnern ein guter Kontrast zustande, dies verbessert die Unterscheidbarkeit der Proben im Vergleich zur Nital-Ätzung. Die Reproduzierbarkeit dieser Ätzung ist mäßig und kann durch Erfahrung entscheidend verbessert werden. Der Ätzvorgang wird durch die Probengröße, Temperatur und Frische der Lösung (Ätzzeitpunkt nach Ansetzen der Lösung) beeinflusst.

Die Rasterelektronenmikroskopie zeichnet sich durch eine hohe Genauigkeit und Reproduzierbarkeit aus. Im Gegensatz zu den Ätzgefügen wird die Gefügestruktur über den ganzen beobachteten Bereich in gleichbleibender Qualität wiedergegeben, wodurch sich die Interpretation erleichtert. Auch die ehemaligen Austenitkorgrenzen sind vereinzelt zu identifizieren.

Die EBSD-Untersuchung ist das aufwendigste Verfahren und enthält bei geeigneter Probenvorbereitung und Parametereinstellung die umfangreichsten Gefügeinformationen. Weiters kann auch eine genaue Unterscheidung der krz und kfz Phasen erfolgen. Auch Körner mit leicht unterschiedlicher Orientierung können sicher unterschieden werden. Ähnliche Farben entsprechen ähnlich orientierten Bereichen, daraus sind Rückschlüsse auf die ehemaligen Austenitkörner möglich. Für die zu untersuchenden Bereiche steigen mit zunehmender Fläche (bei gleichbleibender Auflösung) die Messzeit und die Datenmenge enorm an.

5.2 Gegenüberstellung der Austenitkorngröße und der mechanischen Kennwerte

Um einen möglichen Zusammenhang zwischen der Austenitkorngröße und den mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes zu erkennen, wurden die Werte:

- Kerbschlagarbeit
- Härte
- chemische Zusammensetzung aus der Mikrosondenuntersuchung ($\Sigma(\text{Cr, Ni, Mo})$)
- $t_{8/5}$ Zeiten
- Austenitkorngröße

in Tabelle 12 aufgelistet und in Abbildung 35 dargestellt. Die Elemente Cr, Ni und Mo sind ausschlaggebend für die Gefügeausbildung, da sie die kritische Abkühlgeschwindigkeit senken und damit die Durchhärbarkeit verbessern [35].

Tab. 12: Zusammenfassung der Mittelwerte der ehemaligen Austenitkorngröße (KG MW), der Kerbschlagarbeit bei -20°C und der Härte HV10. Zusätzlich wurden die $t_{8/5}$ Zeiten und die Summe der Elemente Chrom, Nickel und Molybdän aus den Mikrosondenuntersuchungen für alle Proben eingetragen.

	MVE	PKE	P	L	LHE	MVI
KG MW [μm]	107 ± 31	66 ± 17	52 ± 6	46 ± 13	55 ± 26	82 ± 65
Kerbschlagarbeit @ -20° [J]	92 ± 1	60 ± 1	88 ± 15	42 ± 2	37 ± 15	55 ± 5
Härte MW [HV10]	232 ± 5	325 ± 11	332 ± 17	355 ± 14	362 ± 8	361 ± 12
$t_{8/5}$ [s]	8-10	12-13	12-13	3	2-3	8-10
Mikrosondenunters. $\Sigma(\text{Cr, Ni, Mo})$ [%]	0,34	1,43	1,43	1,55	1,24	2,98

Die Summe der Elemente Chrom, Nickel und Molybdän aus der Mikrosondenuntersuchung wurde zur besseren Darstellung im Liniendiagramm (Abbildung 35) mit dem Faktor 10 multipliziert. Die Anordnung der Proben im Diagramm erfolgte nach aufsteigenden Härtewerten. Zwischen der Härte, der Kerbschlagarbeit, der ehemaligen Austenitkorngröße, der $t_{8/5}$ Zeiten und der Mikrosondenuntersuchung kann aus Abbildung 36 ein Zusammenhang erkannt werden. Mit zunehmender Korngröße steigt die Kerbschlagarbeit,

außer bei der Probe P. Beim Vergleich der Härtewerte mit der Korngröße kann ein gegenläufiger Trend festgestellt werden. Eine Abweichung zeigt allerdings die Probe MVI. Die Proben PKE, P, L und LHE haben eine ähnliche chemische Zusammensetzung. Kürzere $t_{8/5}$ Zeiten führen hier zu höheren Härtewerten. Wird die kritische Abkühlgeschwindigkeit überschritten bildet sich eine martensitische Gefügestruktur aus. Das könnte bei den Proben L und LHE aufgrund der Härte und nadeligen Gefügestruktur der Fall sein. Bei den Proben MVE und MVI ist wie zu erwarten bei gleicher $t_{8/5}$ Zeit die $\sum(\text{Cr, Ni, Mo})$ für die Härtewerte entscheidend. Die Probe MVI weist den höchsten $\sum(\text{Cr, Ni, Mo})$ -Wert auf, dadurch wird die kritische Abkühlgeschwindigkeit gesenkt und es bildet sich ein nadeliges Gefüge mit hoher Härte aus, bei dem es sich wahrscheinlich um Martensit handelt. Die niedrige Härte und die globulare Struktur der Probe MVE deutet auf ein ferritisches Gefüge hin.

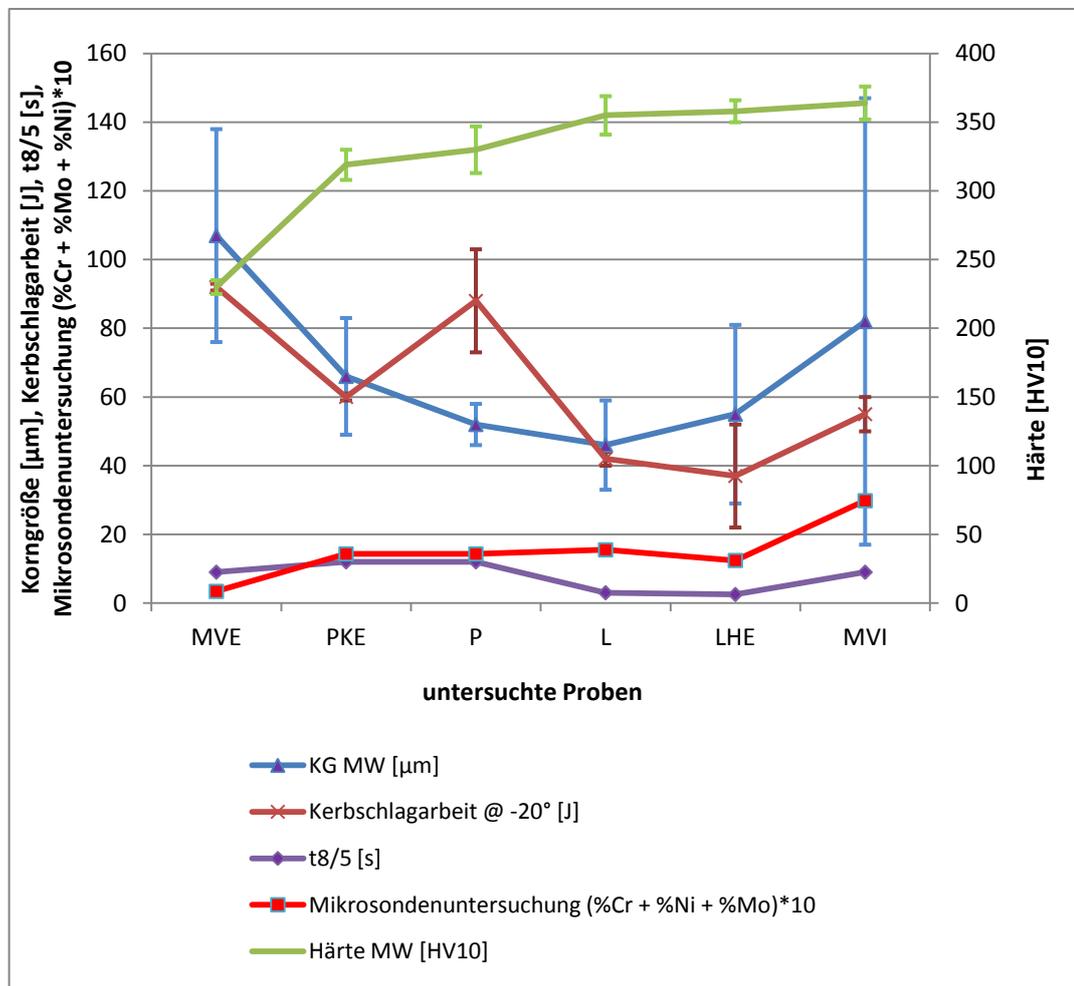


Abb. 35: Graphische Darstellung der Werte aus Tabelle 12.

5.3 Chemische Zusammensetzung im Schweißgut

Entscheidend für die chemische Zusammensetzung im Schweißgut sind folgende Parameter:

- Nahtvorbereitung (I oder V Form)
- Form und Breite des Schweißguts
- chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs
- chemische Zusammensetzung des Zusatzwerkstoffs (falls vorhanden)

Die Schweißverfahren Laserstrahl-, Laserhybrid- und Plasmasschweißen benötigen keine spezielle Nahtvorbereitung. Hier werden die stumpfen Bleche direkt miteinander verschweißt. Für die Schutzgasschweißung ist eine Nahtvorbereitung, wie in Kapitel 2.1 angemerkt, ab 6 mm Blechdicke erforderlich. Dabei wird die Stumpfnah in V-Form mit einer Deck- und Wurzellage ausgeführt.

Aus den stereomikroskopischen Aufnahmen (Abbildung 18) kann die Form und Breite des Schweißgutes bestimmt werden, wodurch auf das Volumen des Schweißgutes geschlossen werden kann. Bei Kenntnis der Nahtvorbereitung (Spaltgeometrie) können die Volumina des aufgeschmolzenen Grundwerkstoffs und falls vorhanden des Schweißzusatzwerkstoffs abgeschätzt werden. Daraus ergibt sich die chemische Zusammensetzung des aufgemischten Schweißgutes. Ohne Schweißzusatz entspricht die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes annähernd der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffs. Eine Abweichung lässt sich auf den Abbrand zurückführen, der einen Verlust von Legierungselementen verursacht. Bei Verwendung eines Schweißzusatzes mit einer chemischen Zusammensetzung, welche vom Grundwerkstoff abweicht, kann es zu einer Anreicherung oder Verdünnung der Legierungselemente im aufgemischten Schweißgut kommen.

Die Aufmischung des Zusatzwerkstoffs durch den Grundwerkstoff ist bei der Probe PKE am größten. Das resultiert aus der geringen Energiedichte und den damit verbundenen großen Schweißgut, im Verhältnis zur geringen Menge an Schweißzusatz (I-Naht und kleiner Spalt).

Bei der Probe LHE sinkt, bei gleicher Nahtvorbereitung, die Aufmischung des Zusatzwerkstoffs im Vergleich zum Plasmaschweißen aufgrund des kleineren Schweißgutes (sehr hohe Energiedichte).

Beim Schutzgasschweißen wird aufgrund der V-Form bei der Nahtvorbereitung und Spaltbreite im Verhältnis zur Größe des Schweißgutes nur wenig Grundwerkstoff aufgeschmolzen. Die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes entspricht hier

annähernd der chemischen Zusammensetzung des Zusatzwerkstoffs, das heißt die Aufmischung ist gering. Das resultiert aus dem großen Spaltvolumen, welches mit Zusatzwerkstoff aufgefüllt werden muss und der geringen Menge des Grundwerkstoffs, die aufgeschmolzen wird.

Durch diese Anreicherungseffekte und die unterschiedlichen $t_{8/5}$ Zeiten der verschiedenen Schweißverfahren können die mechanischen Eigenschaften und die Gefügebildungen erklärt werden.

5.4 Gefügestruktur und mechanische Kennwerte

Die Proben LHE und MVI zeigen, obwohl sie unterschiedliche $t_{8/5}$ Zeiten (2,5 und circa 9 Sekunden) aufweisen, eine ähnliche Gefügestruktur (Abbildung 31). Beide haben Bereiche mit feinen Nadeln, die im Winkel von 60 oder 120 ° zueinander angeordnet sind. Die ähnliche Gefügestruktur bei verschiedenen $t_{8/5}$ Zeiten kann durch die unterschiedliche chemische Zusammensetzung im Schweißgut erklärt werden. Mit zunehmendem Gehalt von Legierungselementen verschiebt sich die kritische Abkühlgeschwindigkeit zu größeren $t_{8/5}$ Zeiten. Die $\sum(\text{Cr, Ni, Mo})$ bei der LHE Probe beträgt 1,24 %. Die Probe MVI weist mit 2,98 % einen deutlich höheren Wert auf, in Kombination mit der höheren $t_{8/5}$ Zeit dieses Schweißverfahrens bildet sich dasselbe Gefüge wie bei der Probe LHE. Die Härte im Schweißgut beträgt bei beiden Verfahren circa 360 HV, dies entspricht einem martensitischem Gefüge.

Die Proben L, P und PKE zeigen in den Aufnahmen (Abbildungen 31 und 32) ähnliche Gefügestrukturen. Große Nadelpakete sind parallel oder in einem Winkel von 60 ° zueinander angeordnet. Die chemischen Zusammensetzungen dieser drei Proben unterscheiden sich kaum ($\sum(\text{Cr, Ni, Mo})$ L = 1,55 %; P und PKE = 1,43 %). Obwohl die $t_{8/5}$ Zeiten unterschiedlich sind sehen die Gefügestrukturen ähnlich aus. Die mechanischen Eigenschaften der Probe L unterscheiden sich von denen der Proben P und PKE, dies könnte durch die verschiedenen $t_{8/5}$ Zeiten verursacht worden sein.

Das Schweißgut der Probe MVE weist globulare Körner auf. Die chemische Zusammensetzung des Schweißguts (\sum 0,34 %) entspricht ungefähr der des Zusatzwerkstoffs. Durch diese niedrige Konzentration und der langen $t_{8/5}$ Zeit wird die kritische Abkühlgeschwindigkeit, um ein martensitisches Gefüge zu erhalten, nicht erreicht. Wie Abbildung 24 zeigt, existieren auch Bereiche in denen eine andere chemische

Zusammensetzung durch das Einfließen des Grundwerkstoffs im Schweißgut vorliegt. Hier lässt sich eine nadelige Gefügestruktur erkennen.

5.5 Bewertung der Schweißverfahren mit den jeweiligen Zusatzwerkstoffen

Die Schweißgüten beim Laserstrahl- und Plasmaschweißen ohne Zusatzwerkstoff weisen ähnliche chemische Zusammensetzungen auf. Beim Plasmaschweißen sind das Schweißgut und die $t_{8/5}$ Zeit deutlich größer als beim Laserstrahlschweißen. Das beeinflusst die mechanischen Kennwerte jedoch kaum. Beide Schweißungen entsprechen den Anforderungen.

Bei der Verwendung des Zusatzwerkstoffs EMK 8 entsprechen die Schweißungen mittels Laserhybrid- und Plasmaschweißverfahren den Anforderungen. Beim Schutzgasschweißen mit dem Zusatzwerkstoff EMK 8 ist dies nicht der Fall, weil hier die Aufmischung mit dem Grundwerkstoff geringer ist. Das Schweißgut weist daher eine niedrigere chemische Zusammensetzung $\Sigma(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Mo})$ auf. Dadurch verschiebt sich die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit für die martensitische Umwandlung zu kürzeren Zeiten.

Durch die Verwendung des höher legierten Zusatzwerkstoffs 960 IG beim Schutzgasschweißen wird die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes an $\Sigma(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Mo})$ erhöht und die kritische Abkühlgeschwindigkeit zu längeren Zeiten verschoben. Dadurch können den Anforderungen entsprechende Schweißungen hergestellt werden.

6 Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Diplomarbeit wurden verschiedene Schmelzschweißverfahren zum Fügen von 8 mm dicken Blechen aus S960MC Feinkornbaustahl verglichen. Dabei kamen folgende Schweißverfahren mit oder ohne Schweißzusatz zur Anwendung: Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff, Laserhybridschweißen mit Zusatzwerkstoff EMK 8, Plasmaschweißen ohne Zusatzwerkstoff, Plasmaschweißen mit Zusatzwerkstoff EMK 8, Schutzgasschweißen mit Zusatzwerkstoff EMK 8 und Schutzgasschweißen mit Zusatzwerkstoff 960 IG.

Es wurden verschiedene Ätzmethode (Nital, LePera, Pikrinsäure) angewendet, um eine umfangreiche mikrostrukturelle Charakterisierung der Schweißverbindung zu ermöglichen. Mithilfe hochauflösender bildgebender Verfahren wie EBSD (englisch: „electron backscatter diffraction“) sowie Rasterelektronen- und Lichtmikroskopie wurde ein tieferes Verständnis des Gefügebau des Schweißgutes gewonnen und die einzelnen Gefügebestandteile im Detail charakterisiert. Zusätzlich wurde die Mikrostruktur des Schweißgutes mit den mechanischen Eigenschaften verglichen.

Die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes ist von der Nahtvorbereitung, dem Schweißzusatzwerkstoff (falls vorhanden), dem Grundwerkstoff und dem Schweißverfahren abhängig. Die sich einstellende Gefügestruktur wird von der $t_{8/5}$ Zeit und der kritischen Abkühlgeschwindigkeit, welche von der chemische Zusammensetzung abhängt, beeinflusst.

Es hat sich gezeigt, dass Schweißgüter beim Laserstrahl- und Plasmaschweißen ohne Zusatzwerkstoff und mit dem Zusatzwerkstoff EMK 8 eine ähnliche chemische Zusammensetzung aufweisen. Durch die hohe Aufmischung bei diesen Schweißverfahren können dadurch auch mit dem niedrig legierten Zusatzwerkstoff EMK 8 die geforderten mechanischen Eigenschaften in der Schweißverbindung erreicht werden. Beim Plasmaschweißen sind das Schweißgut und die $t_{8/5}$ Zeit deutlich größer als beim Laserstrahlschweißen. Das beeinflusst die mechanischen Kennwerte und das Gefüge (feine Nadel und Nadelpakete) jedoch kaum.

Beim Schutzgasschweißen mit dem Zusatzwerkstoff EMK 8 ist dies nicht der Fall, weil hier die Aufmischung mit dem Grundwerkstoff geringer ist. Das Schweißgut weist daher eine niedrigere chemische Zusammensetzung auf. Dadurch verschiebt sich die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit für die martensitische Umwandlung zu kürzeren Zeiten und globulare Körner sind erkennbar.

Durch die Verwendung des höher legierten Zusatzwerkstoffs 960 IG beim Schutzgasschweißen wird die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes erhöht und

die kritische Abkühlgeschwindigkeit gesenkt. Das Gefüge ist aus feinen Nadeln aufgebaut. Dadurch können den Anforderungen entsprechende Schweißungen hergestellt werden.

7 Abstract

In this diploma thesis different fusion welding processes were used for joining 8 mm thick sheets of S960MC structural steel. The following welding methods with or without welding additives were used: laser beam welding without filler metal, laser hybrid welding with filler metal EMK 8, plasma welding without filler metal, plasma welding with filler metal EMK 8, gas metal arc welding with filler metal EMK 8 and gas metal arc welding with filler metal 960 IG.

Various etching methods (Nital, LePera, picric acid) were applied to these samples in order to allow an extensive microstructural characterization of the welded joints. By using high-resolution imaging techniques, like electron backscatter diffraction, scanning electron microscopy and light microscopy, a deeper understanding of the microstructure of the weld metal was obtained and the individual structural components were characterized in detail. In addition, the microstructure of the weld metal was compared with the mechanical properties.

The chemical composition of the fusion zone depends on the seam preparation, the filler material (if present), the base material and the welding process. The resulting microstructure is influenced by the $t_{8/5}$ time and the critical cooling rate, which depends on the chemical composition.

The weld metals of laser beam and plasma welding without and with filler metal EMK 8 have a similar chemical composition. As a result of the high dilution of these welding processes, the mechanical properties in the weld metal can also be achieved with the low-alloyed EMK 8. In plasma welding, the weld metal and the $t_{8/5}$ time are significantly larger than in laser beam welding. This, however, hardly affects the mechanical characteristics and the structure (fine needle and needle packets).

This is not the case using gas metal arc welding with the filler metal EMK 8, since the dilution with the base material is less. The weld metal therefore has a lower chemical. This shifts the critical cooling rate for the martensitic transformation to shorter times and globular grains are recognizable.

The use of the highly alloyed filler metal 960 IG in gas metal arc welding increases the chemical composition of the fusion zone and reduces the critical cooling rate. The structure is made of fine needles and this weld meets the requirements.

8 Literaturverzeichnis

- 1 R. Grill et al., „Herstellung und Verarbeitung moderner hochfester Grobbleche“, Springer-Verlag, Linz, 2010, 207 – 212.
- 2 W. Guo et al., Microstructure and mechanical properties of laser welded S960 high strength steel, *Materials and Design* 85 (2015) 534-548.
- 3 K.-J. Matthes et al., „Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen“, Carl Hanser Verlag, 5. Auflage, München, 2012.
- 4 H.-J. Fahrenwaldt et al., „Praxiswissen Schweißtechnik“, Vieweg + Teubner Verlag, 4. Auflage, Wiesbach, 2011.
- 5 B. Awiszus et al., „Grundlagen der Fertigungstechnik“, Fachbuchverlag, Leipzig, 3. Auflage, 2007.
- 6 S. Kou, „Welding Metallurgy“, Wiley, New Jersey, 2. Auflage, 2002
- 7 T.-J. Tran et al., „robotic welding, intelligence and automation“, Springer, Berlin, 1 Auflage, 2004.
- 8 P. Herold, „Kompendium der Schweißtechnik“, DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2. Auflage, 2002.
- 9 R. Lahdo et al., Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen von Feinkornbaustählen für den Einsatz im Stahlbau, Ernst & Sohn Verlag für Architektur und technische Wissenschaften GmbH & Co. KG, Berlin, *Stahlbau* 84 (2015), Heft 12.
- 10 O. Seffer et al., Laser-GMA hybrid welding of API 5L X70 with 23 mm plate thickness using 16 kW disk laser and two GMA welding power sources, *Journal of Laser Applications* 26 (2014).
- 11 H. Schumann et al., „Metallografie“, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 14. Auflage, 2005.
- 12 G. Schulze, „Die Metallurgie des Schweißens“, Springer-Verlag, Berlin, 3. Auflage, 2003.
- 13 A.-F. Gourgues et al., Elektron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures, *Materials Science and Technology* 16, (2000) 26-40.
- 14 B. Beidokhti et al., A comprehensive study on the microstructure of high strength low alloy pipeline welds, *Journal of Alloys and Compounds* 597 (2014) 142-147.

- 15 M. Takahashi et al., A model for the transition from upper to lower bainite, *Materials Science and Technology* 6 (1990) 592-603.
- 16 G. Gottstein, „Physikalische Grundlagen der Materialkunde“, Springer, Berlin, 3. Auflage, 2007.
- 17 E. Hornbogen et al., „Metallkunde“, Springer, Berlin, 4. Auflage, 2001.
- 18 E. Keehan et al., Influence of carbon, manganese and nickel on microstructure and properties of strong steel weld metals, part 3 – Increased strength resulting from carbon additions, *Science and Technology of Welding and Joining* 11 (2006) 19-24.
- 19 E. Keehan et al., Influence of cooling rate on microstructure and properties of high strength steel weld metal, *Science and Technology of Welding and Joining* 15 (2010) 233-238.
- 20 J. Seok et al., Influence of Oxygen Content on Microstructure and Inclusion Characteristics of Bainitic Weld Metals, *ISIJ International*, 53 (2013) 279-285.
- 21 E. Keehan et al., Influence of carbon, manganese and nickel on microstructure and properties of strong steel weld metals, Part 1 – Effect of nickel content, *Science and Technology of Welding and Joining* 11 (2006) 1-8.
- 22 C.-X. Chen et al., Effect of Titanium Oxide on Phase Transformation for Low Alloy High Strength Steel Welds, *Key Engineering Materials* Vol. 531-532 (2013) 92-96.
- 23 B. Beidokhti et al., A comprehensive study on the microstructure of high strength low alloy pipeline welds, *Journal of Alloys and Compounds* 597 (2014) 142-147.
- 24 J.-S. Seo et al., Effect of titanium content on weld microstructure and mechanical properties of bainitic GMA welds, *Weld World* 58 (2014) 893-901.
- 25 C. Schneider et al., Weldability of S960MC: A comparison of different welding processes, 69th Annual Assembly of International Institute of Welding, Melbourne (2016).
- 26 R.P. Gangloff et al., “Gaseous Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies”, Woodhead Publishing, Oxford, 2012, 565.
- 27 voestalpine Böhler Welding, „Böhler Wissenswertes für den Schweißer“, Ausgabe 09, 2013.
- 28 voestalpine Böhler Welding, Datenblatt: BÖHLER alform® 960-IG, 2012

- 29 G. Petzow, „Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen“, Bontraeger Verlag, Berlin, 6. Auflage, 1994, 10-45.
- 30 E. Schacht et al., Erfahrungen mit Ätzmitteln zum Nachweis der ehemaligen Austenitkorngrenzen in Stählen, Prakt. Metallogr. 35 (1998) 384-395.
- 31 F.S. LePera, Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel, J. Met. 32 (1980) 38-39.
- 32 K. Lintner et al., „Werkstoffe des Reaktorbaues mit besonderer Berücksichtigung der Metalle“, Springer, Berlin, 1962, 63 – 64.
- 33 E. Abbe Hochschule Jena, „Mikrostrukturanalyse mit Schwerpunkt EBSD an funktionskeramischen Materialien“;
<http://www.eah-jena.de/fhj/scitec/forschung/werkstofftechnik/ebds-an-funktionskeramiken/Seiten/default.aspx>, Februar 2017.
- 34 S. Morito et al., The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys, Acta Materialia 51 (2004) 1789-1799.
- 35 U. Reinert et al, „Einfluss der Legierungselementen auf die Eigenschaften von Eisenwerkstoffen“, https://www.hs-bremen.de/internet/hsb/struktur/mitarbeiter/schubert/lehrveranstaltungen/werk/materialien/118_zusatzinfos_einflu___legierung_selemente.pdf, Februar 2017.

9 Anhang

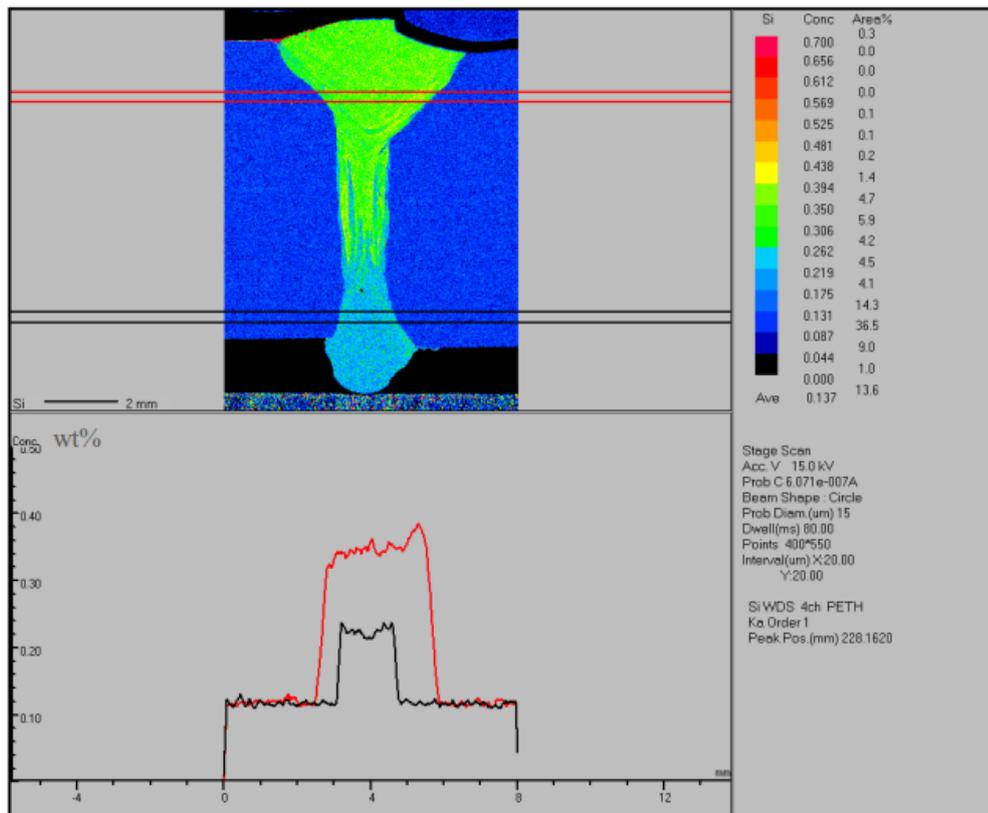


Abb. 36: Mikrosondenuntersuchung vom Element Silizium der Laserhybridschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

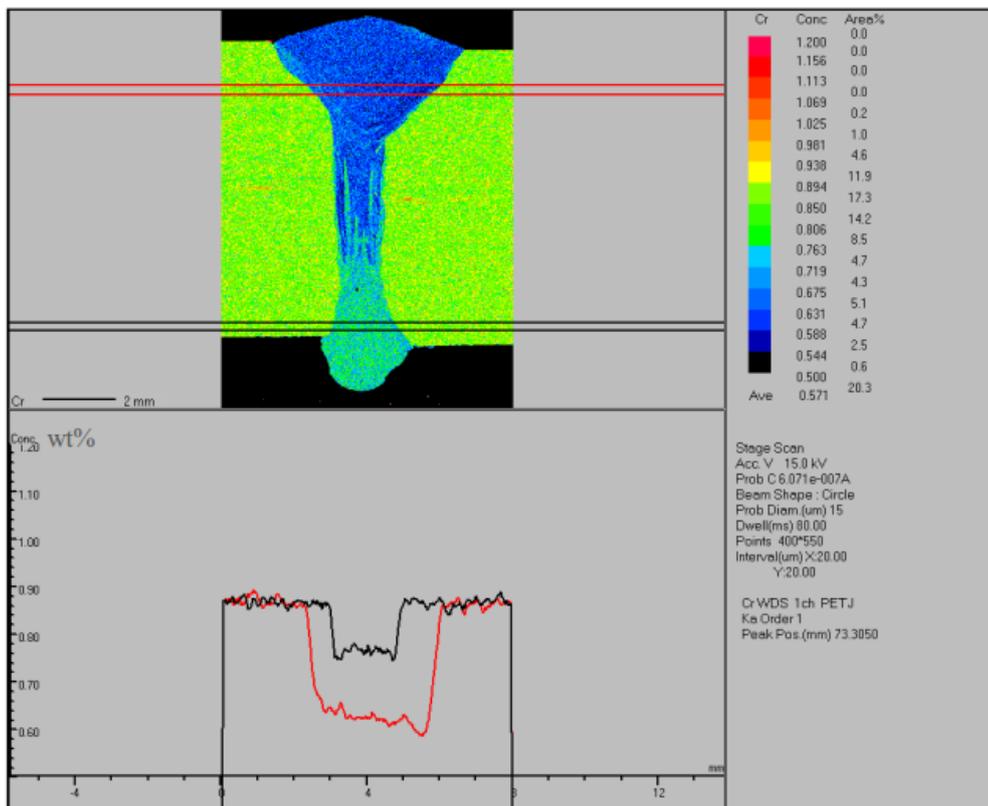


Abb. 37: Mikrosondenuntersuchung vom Element Chrom der Laserhybridschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

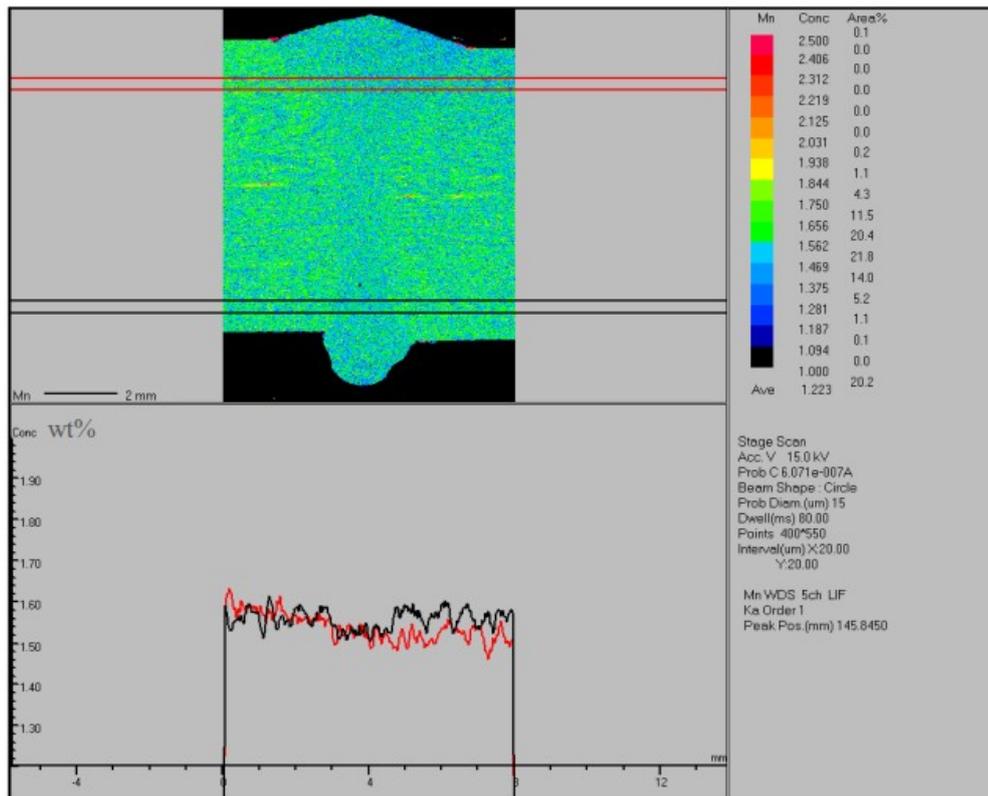


Abb. 38: Mikrosondenuntersuchung vom Element Mangan der Laserhybridschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

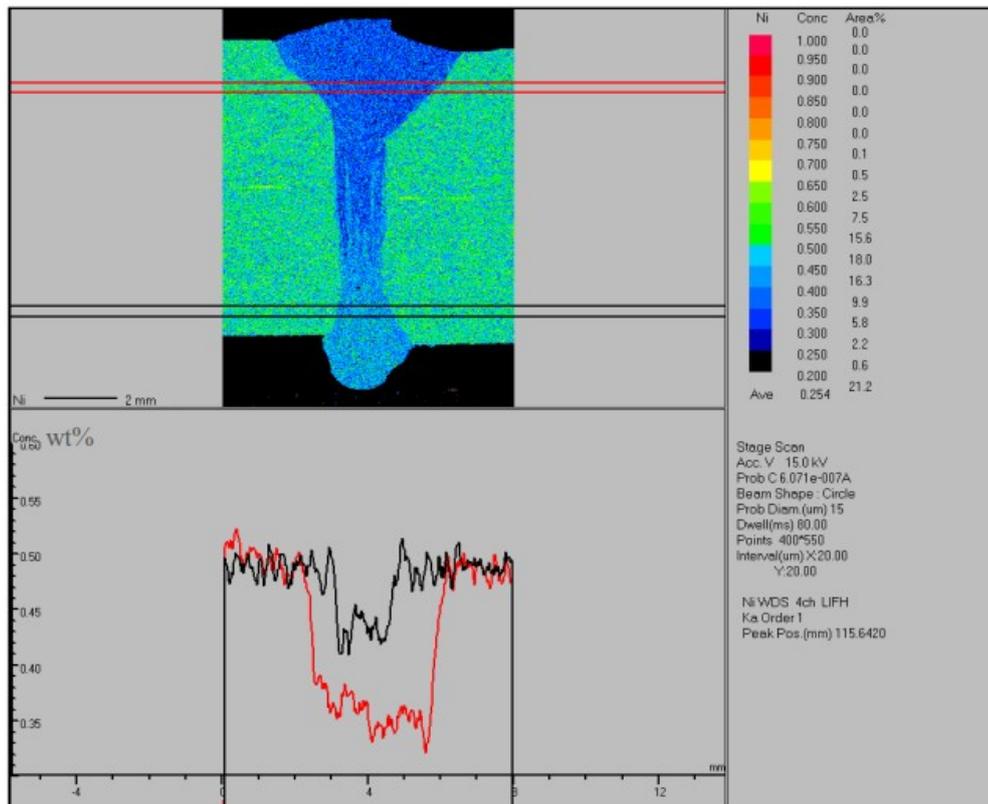


Abb. 39: Mikrosondenuntersuchung vom Element Nickel der Laserhybridschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

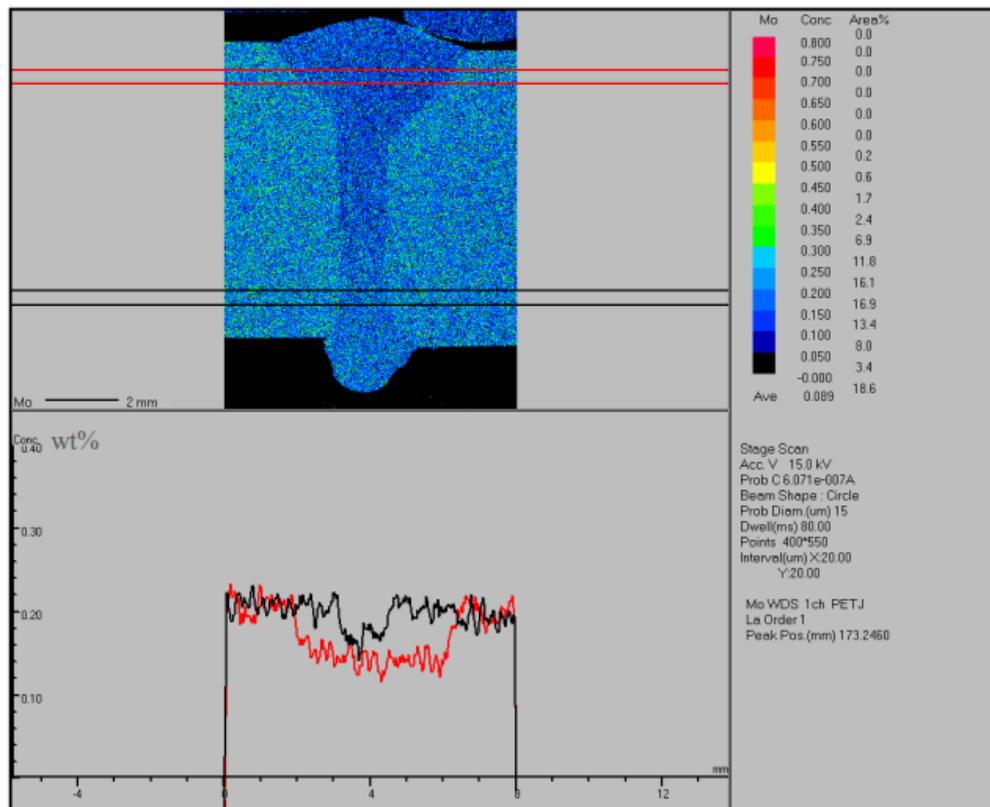


Abb. 40: Mikrosondenuntersuchung vom Element Molybdän der Laserhybridschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

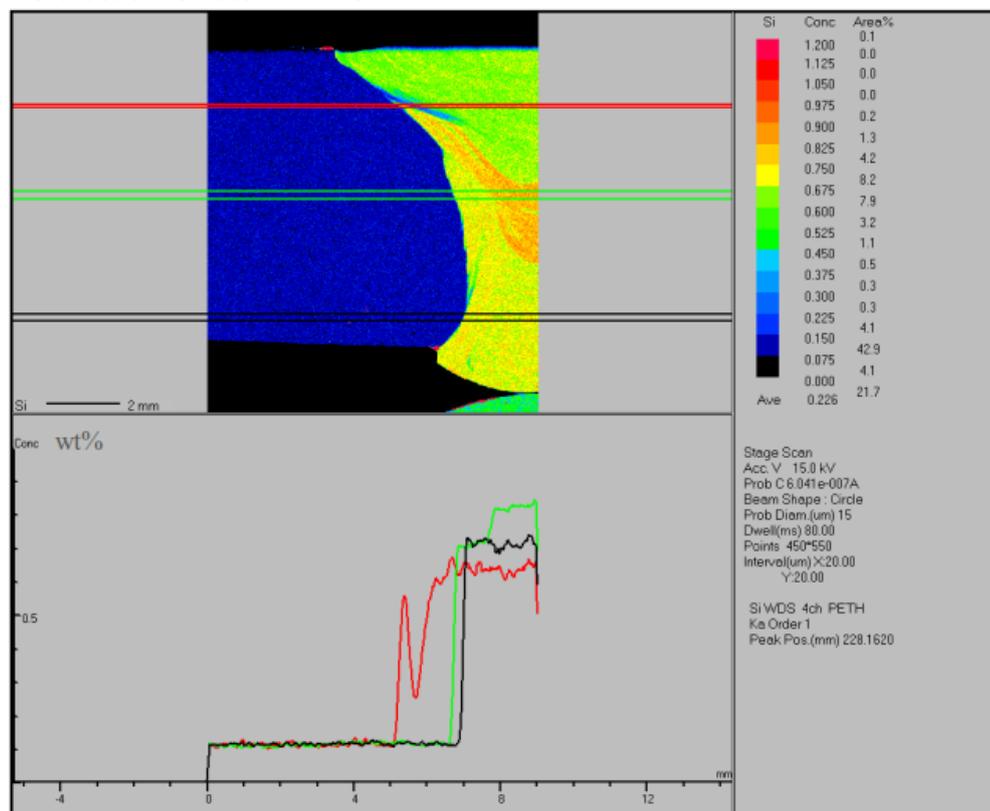


Abb. 41: Mikrosondenuntersuchung vom Element Silizium der Schutzgasschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

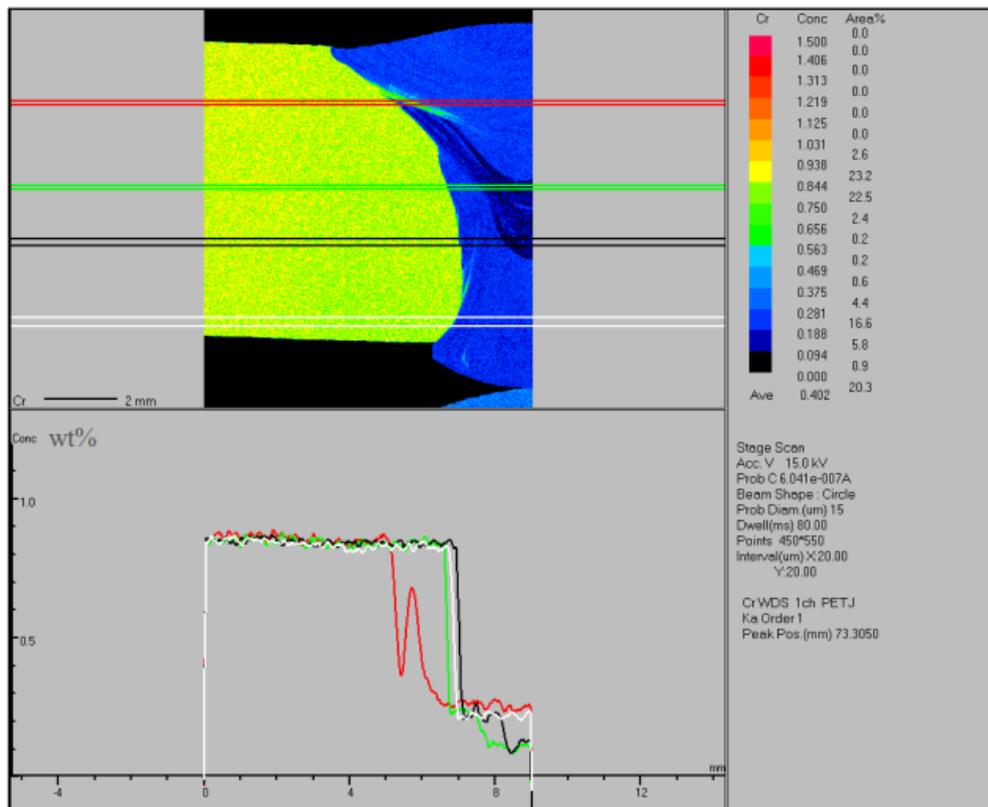


Abb. 42: Mikrosondenuntersuchung vom Element Chrom der Schutzgasschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

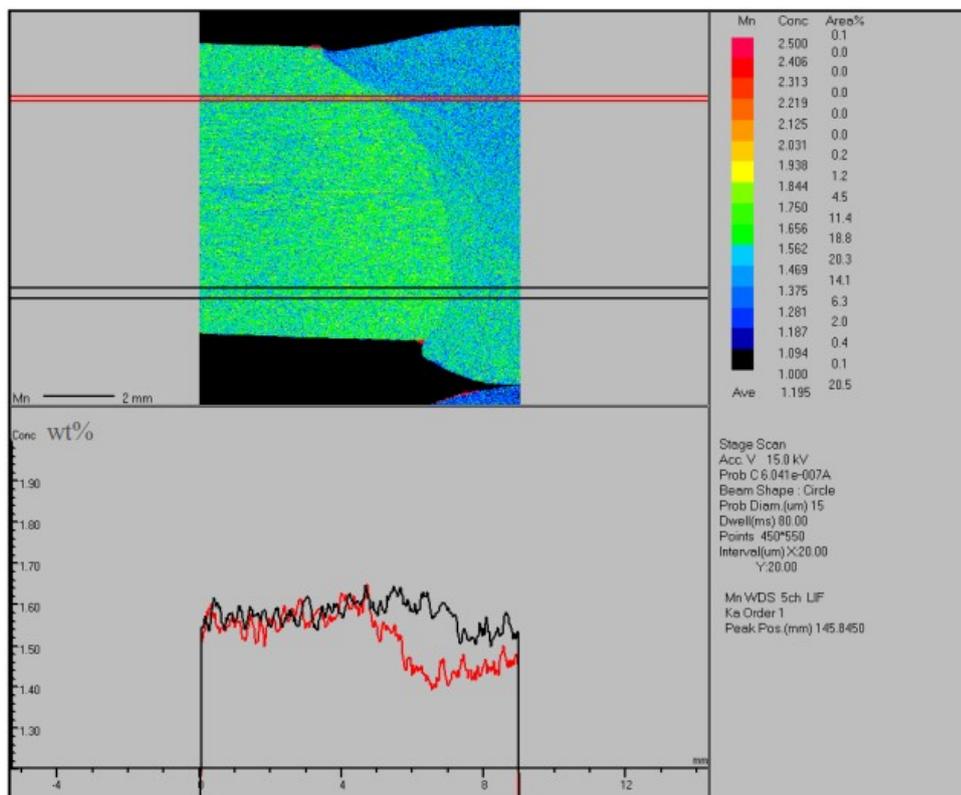


Abb. 43: Mikrosondenuntersuchung vom Element Mangan der Schutzgasschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

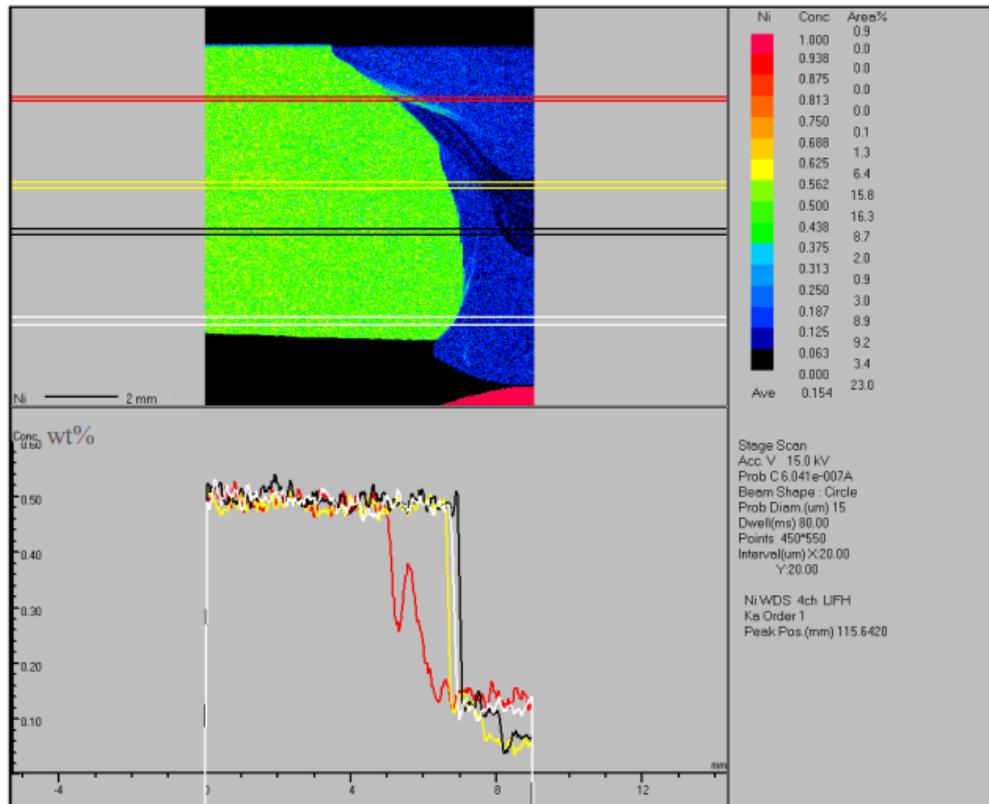


Abb. 44: Mikrosondenuntersuchung vom Element Nickel der Schutzgasschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

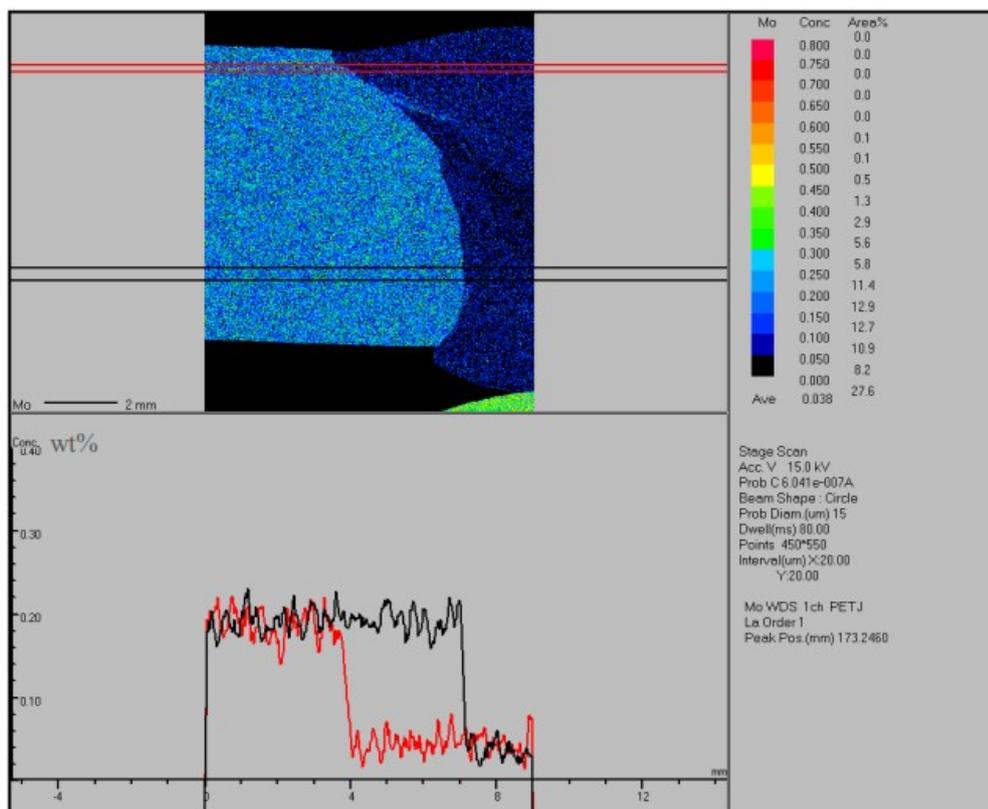


Abb. 45: Mikrosondenuntersuchung vom Element Molybdän der Schutzgasschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

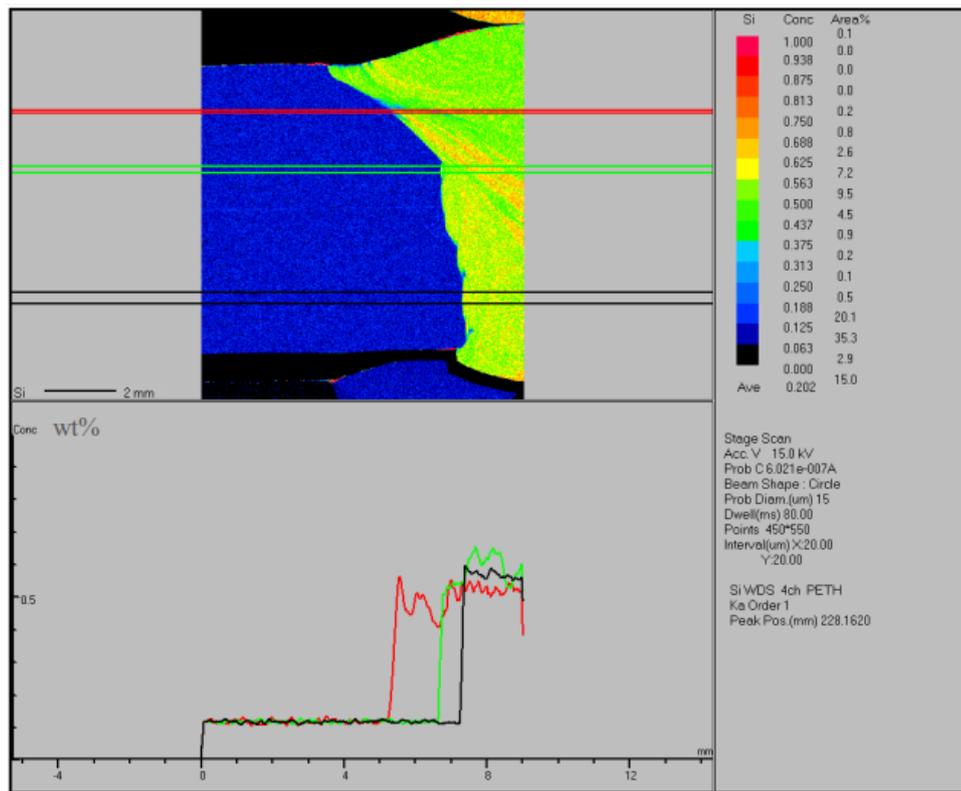


Abb. 46: Mikrosondenuntersuchung vom Element Silizium der Schutzgasschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff 960 IG.

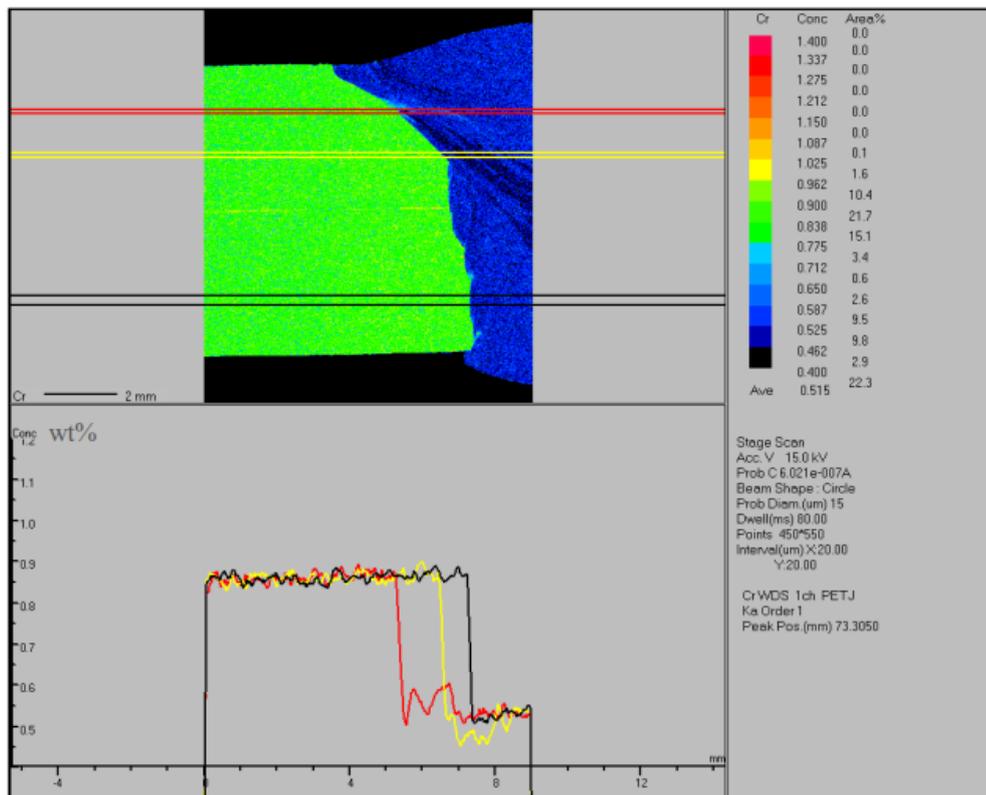


Abb. 47: Mikrosondenuntersuchung vom Element Chrom der Schutzgasschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff 960 IG.

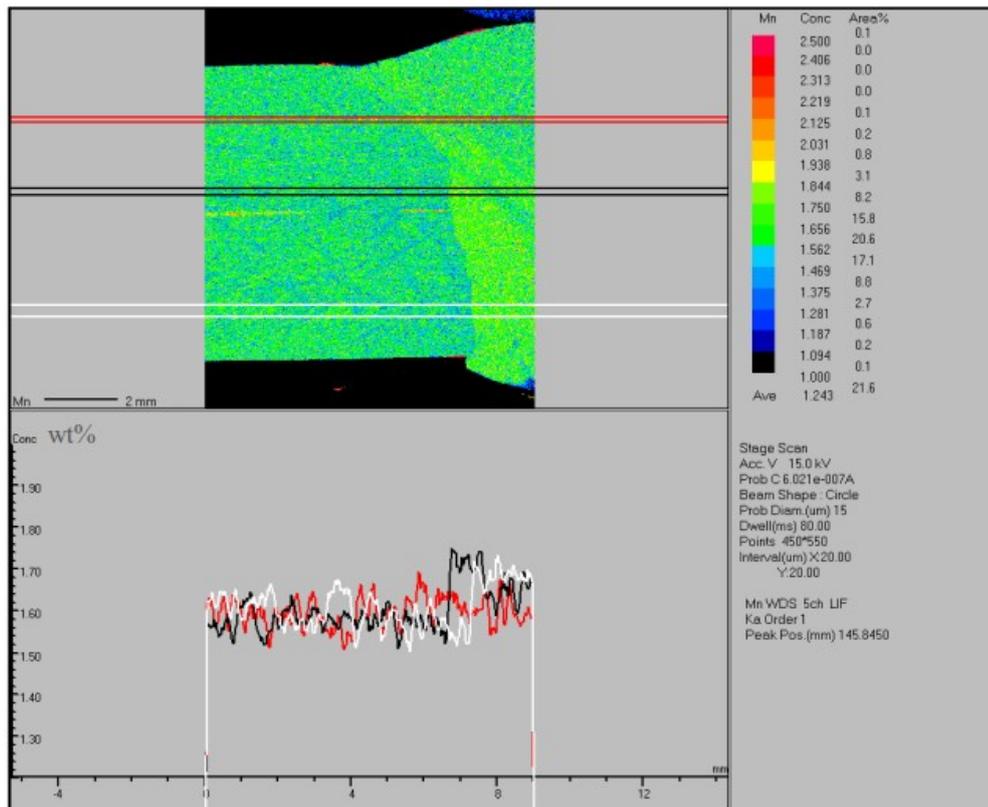


Abb. 48: Mikrosondenuntersuchung vom Element Mangan der Schutzgasschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff 960 IG.

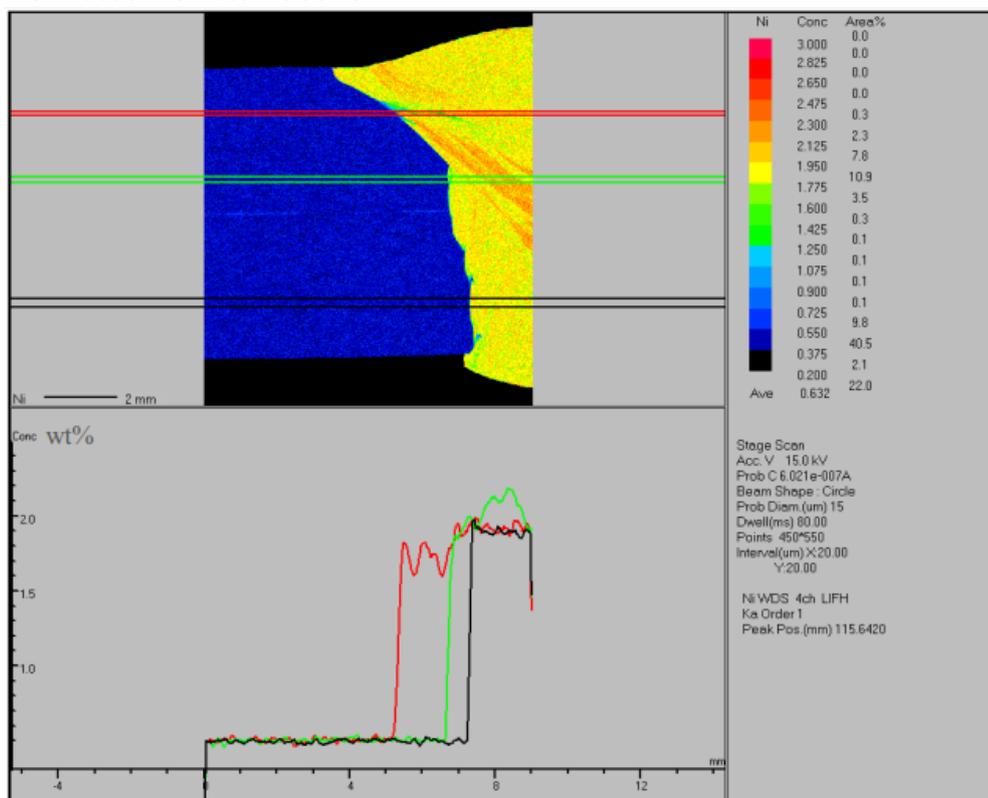


Abb. 49: Mikrosondenuntersuchung vom Element Nickel der Schutzgasschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff 960 IG.

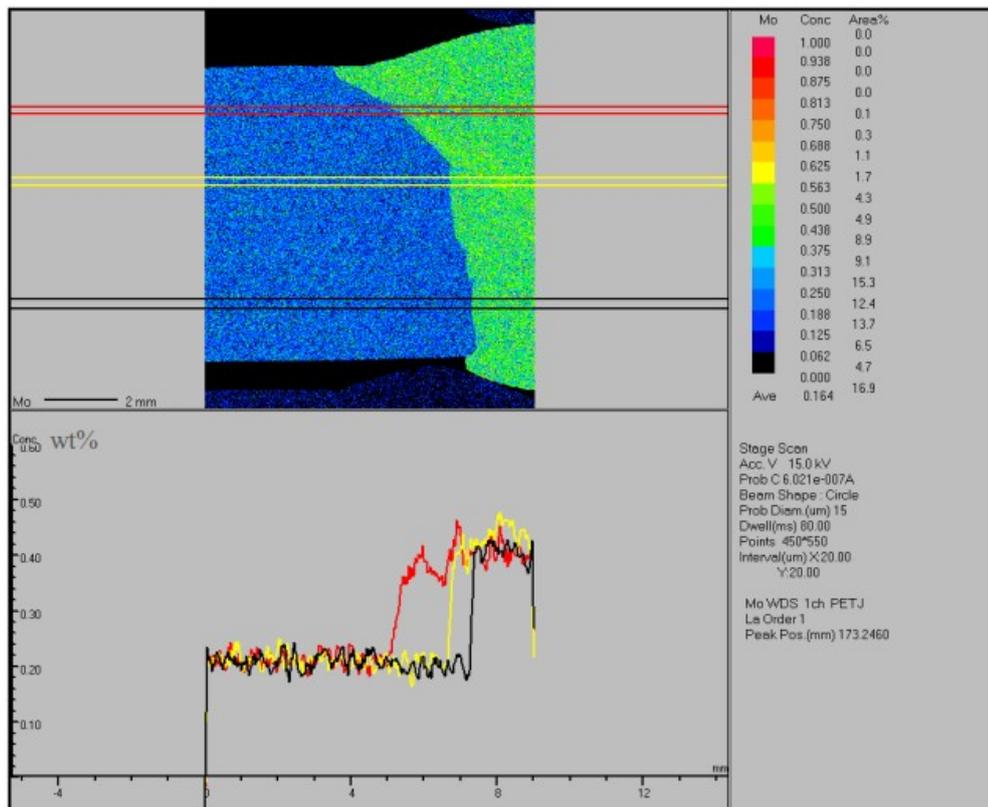


Abb. 50: Mikrosondenuntersuchung vom Element Molybdän der Schutzgasschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff 960 IG.

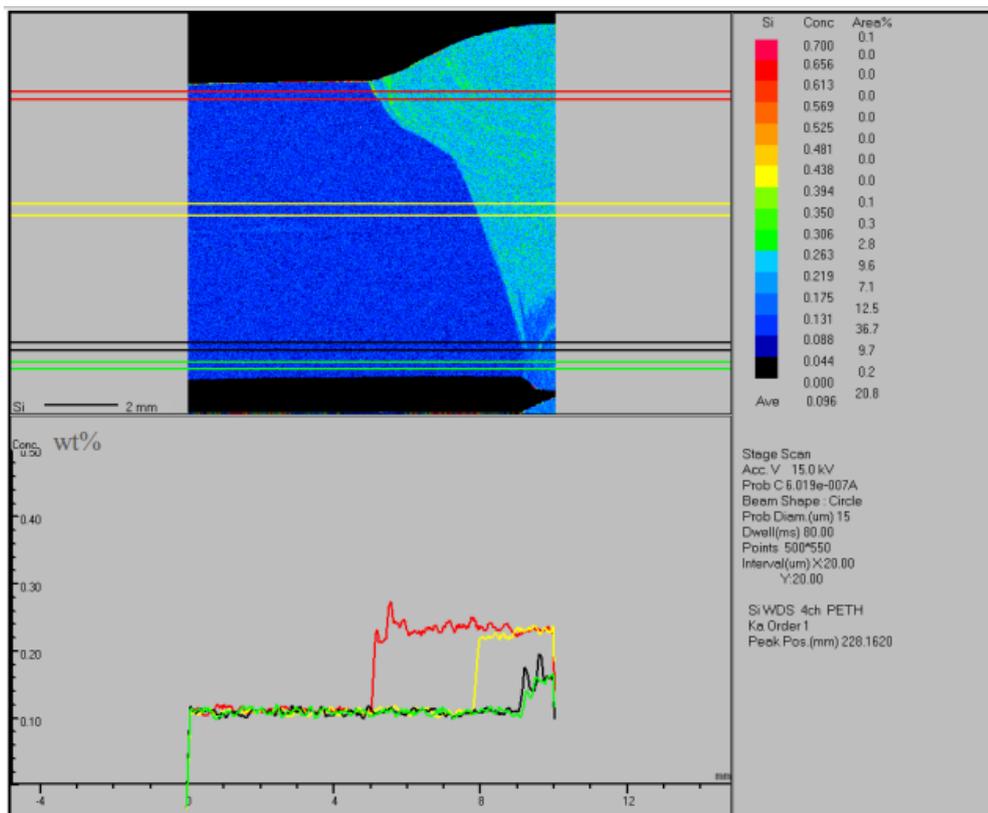


Abb. 51: Mikrosondenuntersuchung vom Element Silizium der Plasmaschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

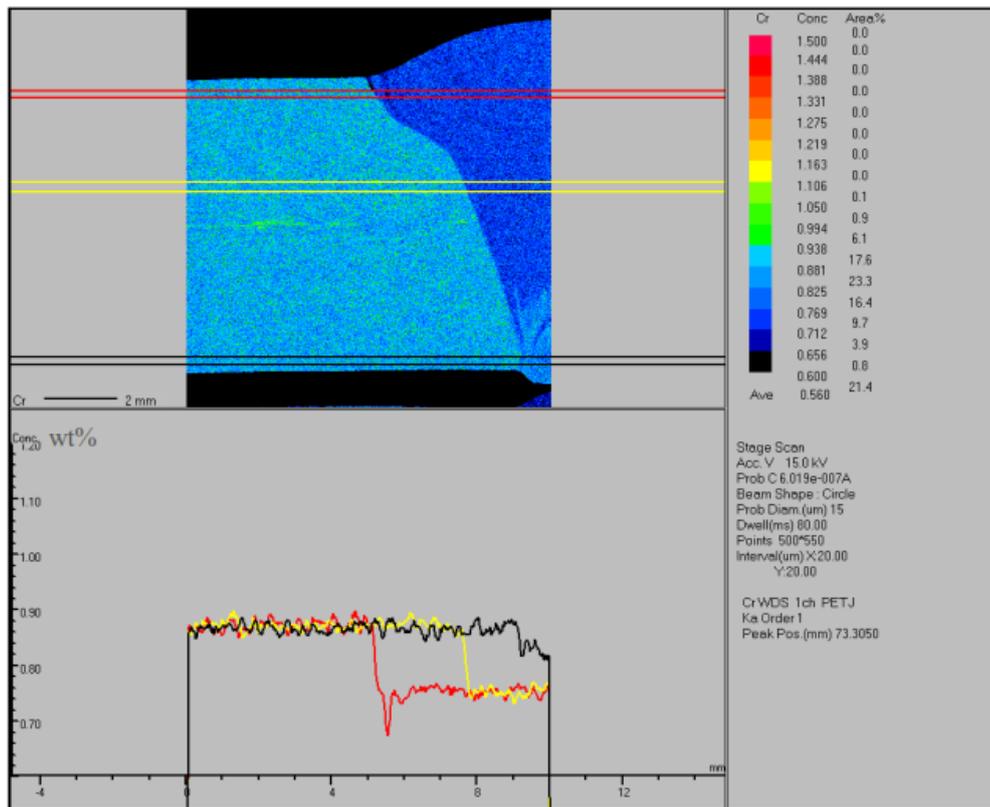


Abb. 52: Mikrosondenuntersuchung vom Element Chrom der Plasmaschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

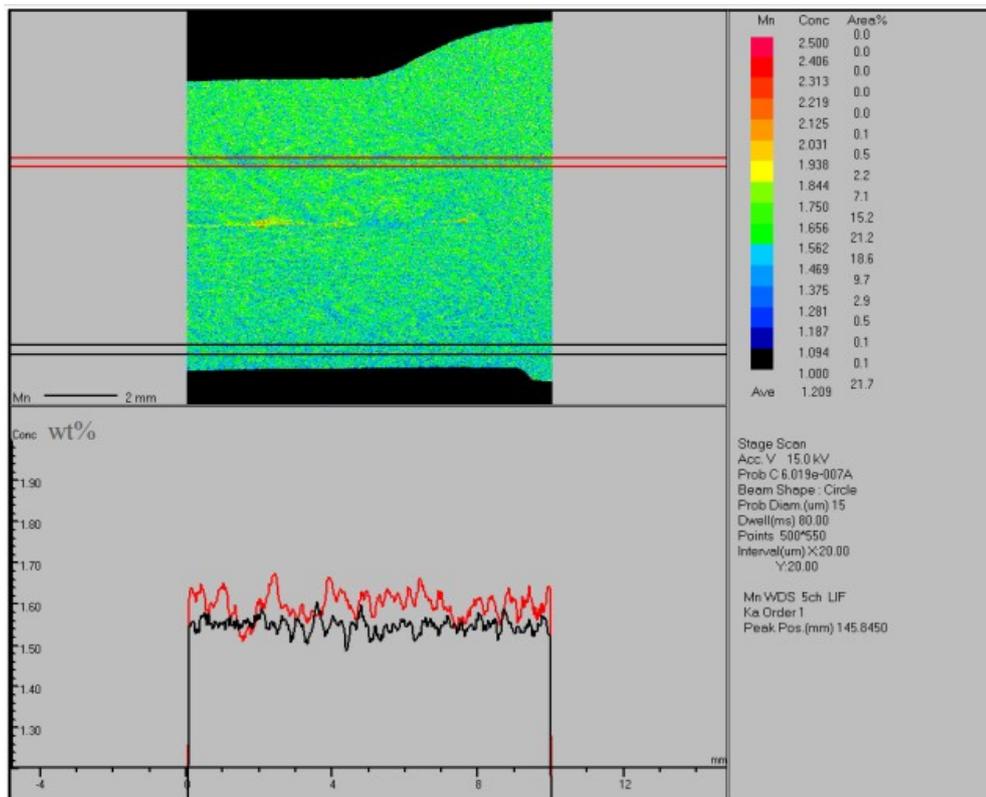


Abb. 53: Mikrosondenuntersuchung vom Element Mangan der Plasmaschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

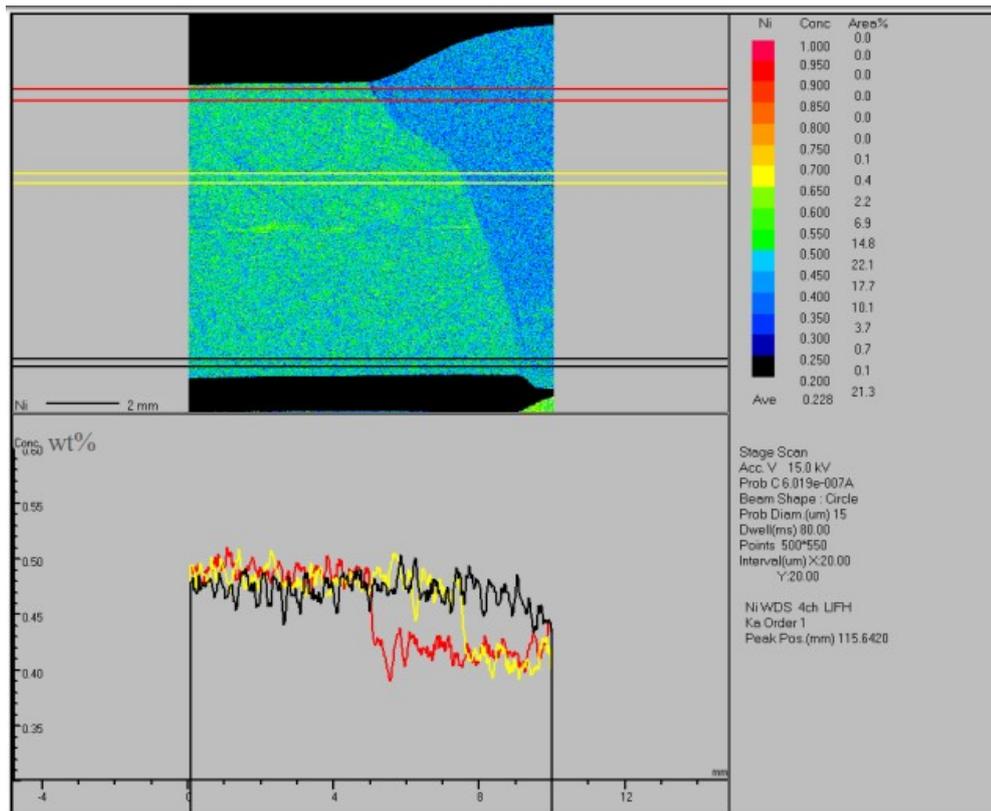


Abb. 54: Mikrosondenuntersuchung vom Element Nickel der Plasmaschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

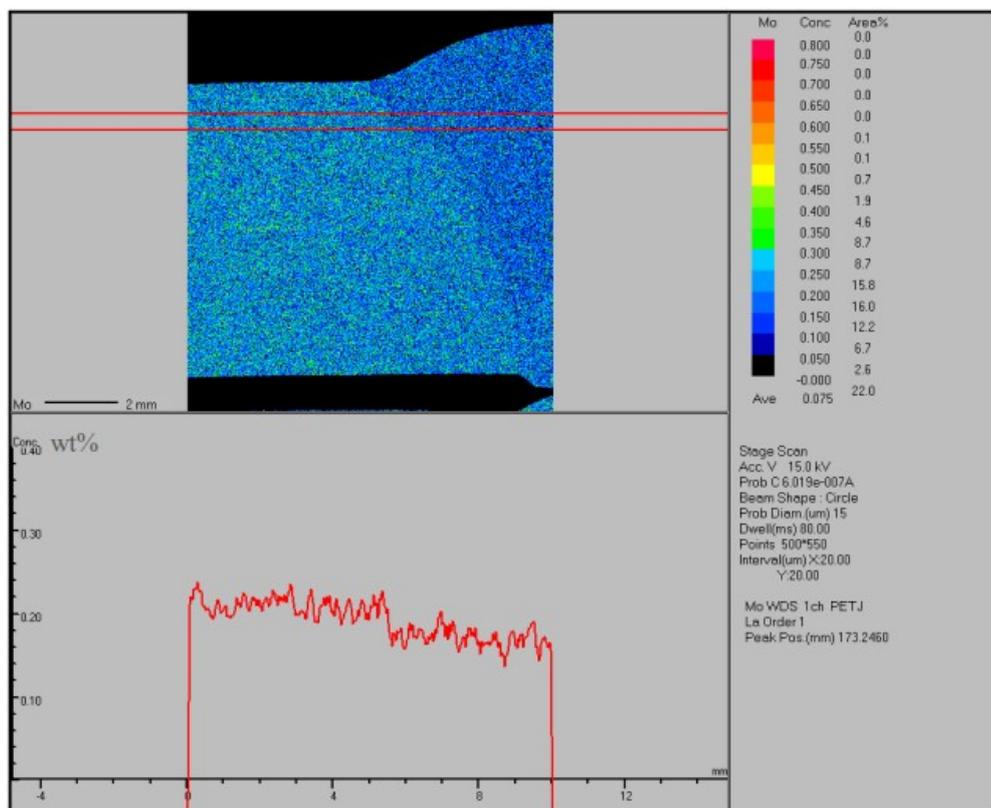


Abb. 55: Mikrosondenuntersuchung vom Element Molybdän der Plasmaschweißung mit dem Schweißzusatzwerkstoff EMK 8.

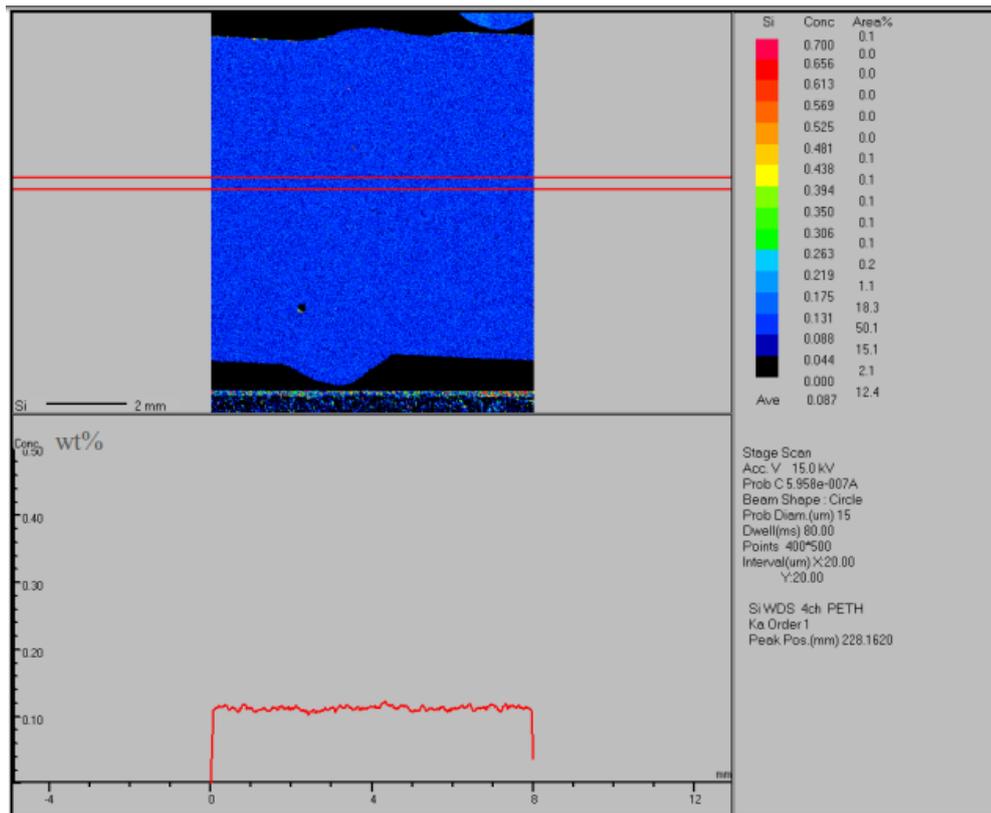


Abb. 56: Mikrosondenuntersuchung vom Element Silizium der Laserstrahlschweißung.

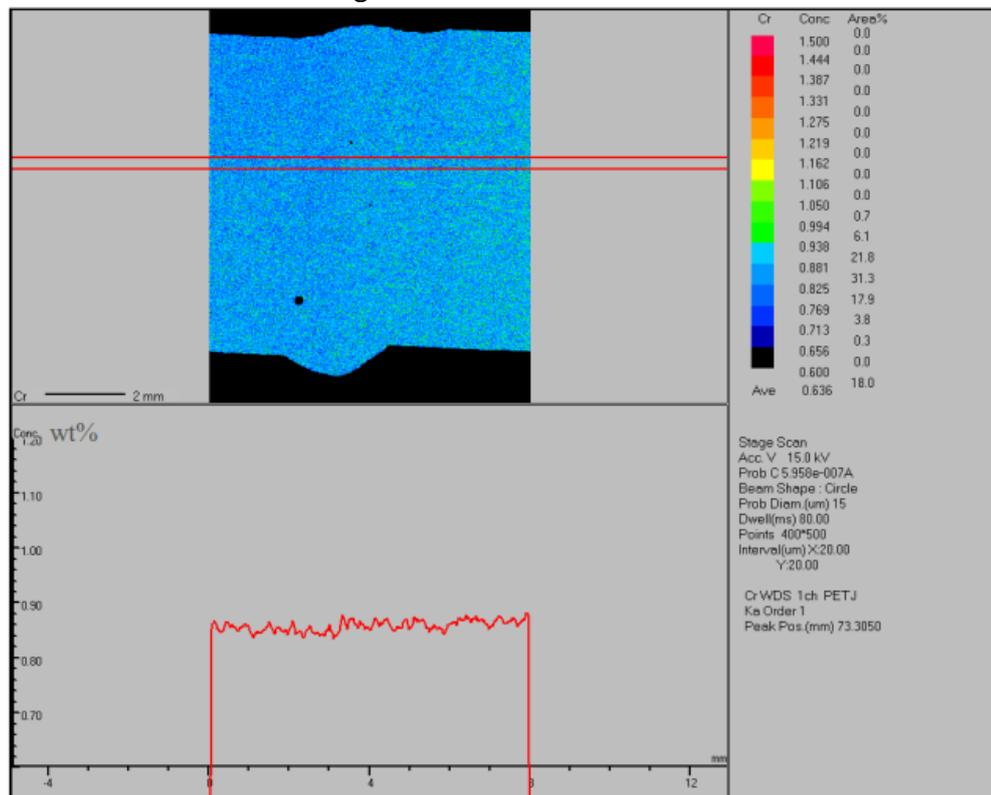


Abb. 57: Mikrosondenuntersuchung vom Element Chrom der Laserstrahlschweißung.

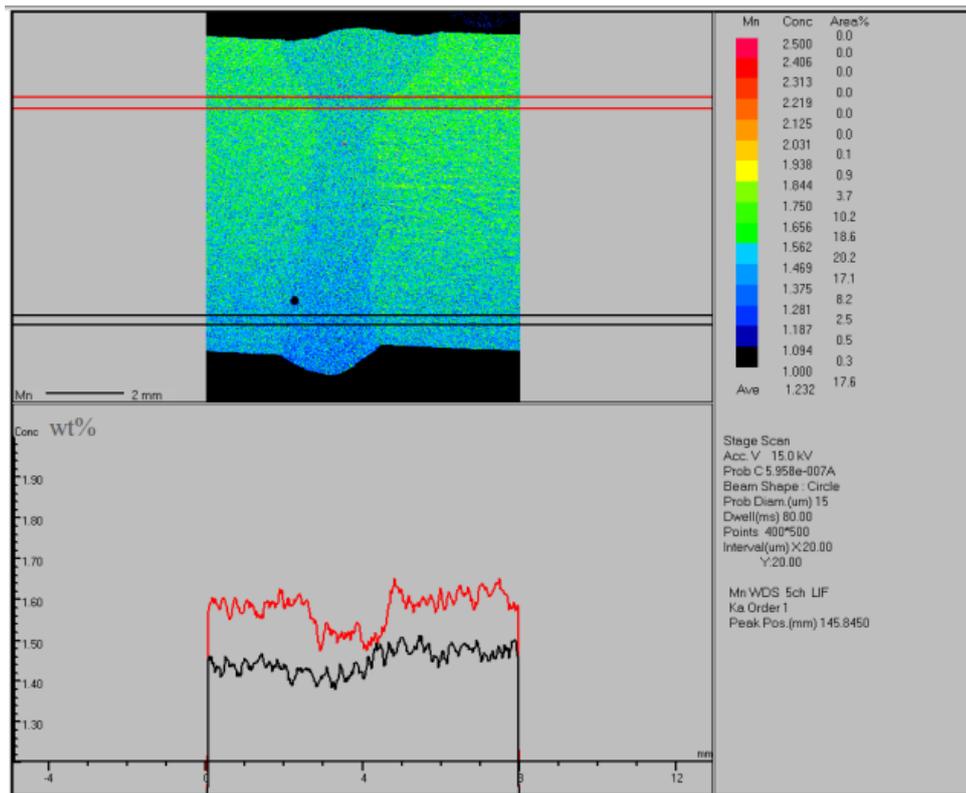


Abb. 58: Mikrosondenuntersuchung vom Element Mangan der Laserstrahlschweißung.

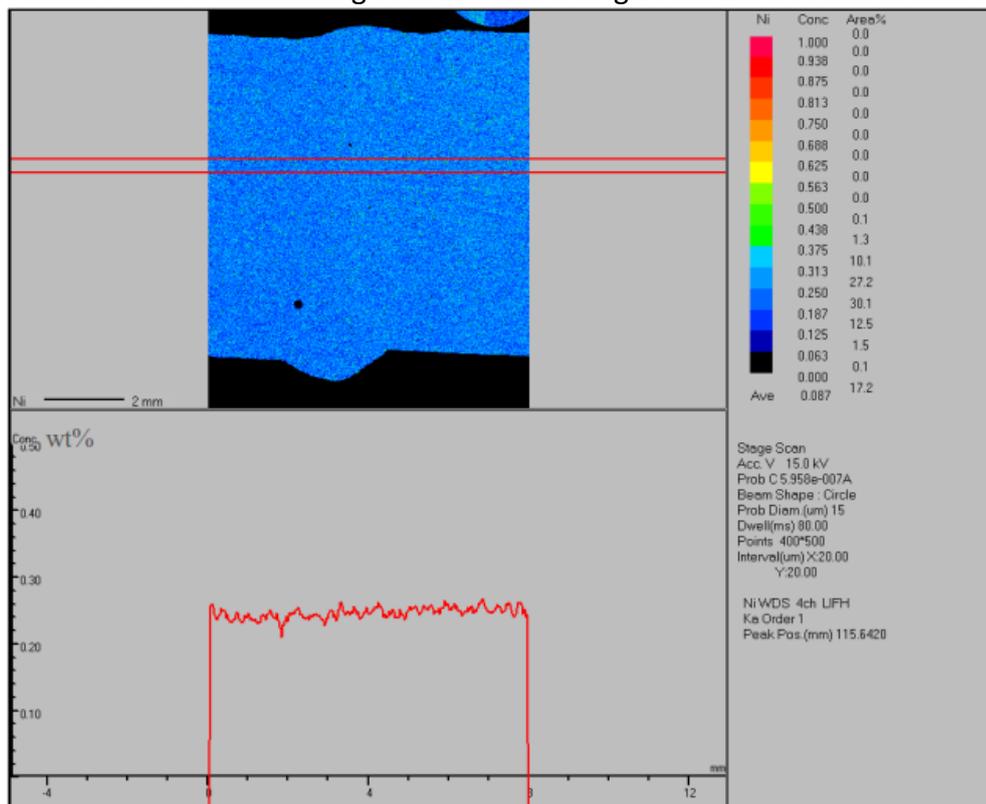


Abb. 59: Mikrosondenuntersuchung vom Element Nickel der Laserstrahlschweißung.

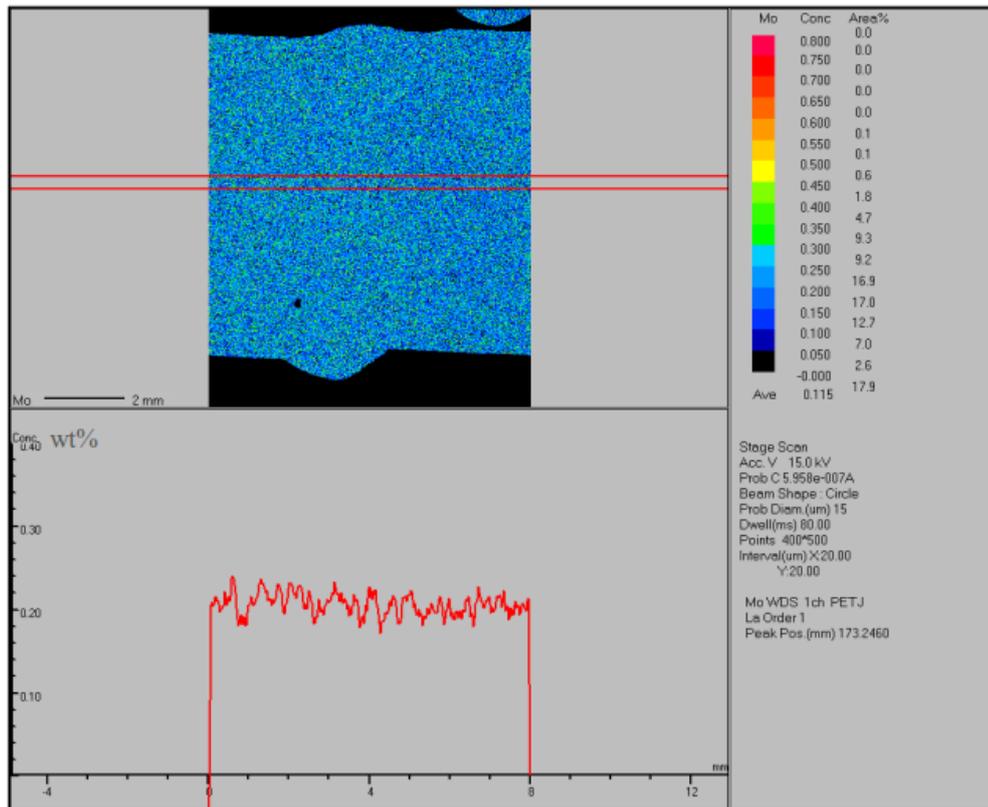


Abb. 60: Mikrosondenuntersuchung vom Element Molybdän der Laserstrahlschweißung.