

Final Draft
of the original manuscript:

Ventzke, V.; Riekehr, S.; Kocak, M.:

**Mikrostrukturelle und mechanische Eigenschaften von
lasergeschweisstem Magnesiumfeinblech AZ31-HP mit und ohne
Zusatzwerkstoffe –**

**Microstructural and mechanical properties of laser welded sheets
of magnesium AZ31-HP with and without filler wires**

In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik (2008) Wiley

DOI: 10.1002/mawe.200800315

Mikrostrukturelle und mechanische Eigenschaften von lasergeschweißtem Magnesiumfeinblech AZ31-HP mit und ohne Zusatzwerkstoffe

V. Ventzke, S. Riekehr, M. Koçak
GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH
Mitglied der Helmholtz-Gemeinschaft Deutscher Forschungszentren
Institut für Werkstofforschung
Max-Planck-Staße 1
D-21502 Geesthacht

Gegenstand dieses Manuskripts sind Untersuchungen an einem gewalzten Mg-Feinblech der Dicke 2.5 mm aus AZ31-HP, welches in Stumpfstoßausführung mit und ohne Zusatzwerkstoffe lasergeschweißt wurde. Als Zusatzwerkstoffe wurden AZ31X und AZ61A-F in Spulendrahtform mit einem Durchmesser von 1.2 mm verwendet. Die mikrostrukturellen und mechanischen Eigenschaften der unterschiedlich lasergeschweißten Magnesiumlegierung AZ31-HP wurden untersucht und miteinander verglichen. Die Ergebnisse zeigen, dass das Feinblech AZ31-HP mit oder auch ohne Zusatzwerkstoffe ohne Heißrissbildung laserschweißbar ist. Die an der ohne Zusatzdraht geschweißten Verbindung ermittelten Eigenschaften wie Festigkeit, Duktilität, Mikrohärtigkeit und Bruchzähigkeit wurden weder durch AZ31X noch durch AZ61A-F beeinflusst, lediglich geringe Zn-Verluste werden mit den Zusatzdrähten ausgeglichen sowie die Nahtform verbessert. Die Werte für Zugfestigkeit, Dehngrenze und Mikrohärtigkeit sind für die Laserschweißverbindungen und des Grundwerkstoffs nahezu gleich. Bedingt durch die Gefügeheterogenität in den Fügezonen und durch die nahtgeometrischen Kerben sind die Schweißverbindungen im Vergleich zum Grundwerkstoff durch eine deutlich niedrigere Duktilität gekennzeichnet. Sowohl der Grundwerkstoff als auch die Laserschweißnähte zeigten stabile Rissausbreitung, wobei die Bruchzähigkeit des Grundwerkstoffs etwas niedriger war als die der Schweißnähte.

Stichworte: *Magnesiumlegierung AZ31-HP, Nd:YAG-Laserschweißen, Stumpfstoßschweißen, Zusatzwerkstoffe AZ31X und AZ61A-F, Mikrostruktur, Mikrohärtigkeit, Festigkeit, Bruchzähigkeit (CTOD)*

This paper describes Nd:YAG laser beam welding experiments carried out on rolled 2.5 mm thick magnesium sheet AZ31-HP. For the butt welds in flat position, filler wires AZ31X and AZ61A-F were used, diameter 1.2 mm. The microstructure and mechanical properties of the different laser beam welded joints were examined and compared with one another. The obtained results show that the laser beam welding of AZ31-HP sheet is possible without hot crack formation, both without and with filler wires. The determined tensile strength, ductility, fracture toughness and microhardness of laser beam welded joints without filler wire were not effected by AZ31X nor AZ61A-F. By use of these filler wires loss of zinc was minimized and the shape of weldments was optimized. The values of fracture strength, yield strength and microhardness of the joints and base material are quite similar. It is found that the ductility of the joints is lower than the base materials due to the heterogeneous microstructure of the fusion zones and geometrical notches of the weld seams. Both, weld and base material of AZ31-HP, showed stable crack propagation. Furthermore, for base material slightly lower fracture toughness values CTOD than for the joints were determined.

Keywords: *Magnesium Alloy AZ31-HP, Nd:YAG Laser Beam Welding, Butt Welding, Filler Wires AZ31X and AZ61A-F, Microstructure, Microhardness, Strength, Fracture Toughness (CTOD)*

1. Einleitung

Magnesium ist in Form seiner Legierungen wegen der geringen Dichte von 1.8 g/cm^3 , der guten mechanischen Bearbeitbarkeit, Recyclbarkeit und hohen spezifischen Festigkeit im Hinblick auf Energie- und Rohstoffeinsparung sowie strenger werdende Gesetze zur Regelung der CO_2 -Abgasemissionen ein für gewichtsreduzierende Leichtbauweisen in der Automobil- und Luftfahrtindustrie attraktiver Konstruktionswerkstoff. Die gieß-, warmumform-, sinter- und fütetechnische Verarbeitbarkeit von Magnesiumlegierungen wird in [1-4] insgesamt positiv bewertet. Das Anwendungspotential von Magnesiumlegierungen ist jedoch in der Industrie im Vergleich zu anderen Konstruktionswerkstoffen aufgrund der unzureichenden Kaltumformbarkeit und Korrosionsbeständigkeit nicht hoch.

Die eingeschränkte Umformbarkeit von Magnesiumlegierungen bei Raumtemperatur beruht auf der hexagonalen Kristallstruktur. Unterhalb von 225 °C erfolgt die Verformung nur über das Basisgleiten und die pyramidale Zwillingsbildung. Bei Temperaturen $> 225 \text{ °C}$ wird zusätzlich Prismen- und Pyramidalgleiten aktiviert, wodurch die Verformung erleichtert wird [5]. Dennoch Magnesiumknetlegierungen gewinnen zunehmend an Bedeutung für die Herstellung von dynamisch beanspruchten Komponenten im Fahrzeugbau [1]. Die geringe Korrosionsbeständigkeit von Magnesiumlegierungen ist zum einen in der Porosität der kristallinen Passivschicht auf Magnesiumlegierungen sowie deren fehlendem Selbstausheilungseffekt begründet und zum anderen auf die Begleitelemente Kupfer, Nickel und Eisen zurückzuführen [1, 2, 6]. Das Korrosionsverhalten von Magnesiumlegierungen konnte aber durch Reduzierung der Gehalte an Kupfer, Nickel und Eisen deutlich verbessert werden, was zur Entwicklung der so genannten High-Purity-(HP-)Legierungen führte [1]. Eine dieser HP-Legierungen ist das in dieser Arbeit untersuchte Feinblech AZ31-HP.

Gegenstand der vorliegenden Arbeit sind Versuche zum Stumpfstoßschweißen von gewalztem Magnesiumfeinblech aus hochreinem AZ31-HP mit einem Nd:YAG-Laser unter Helium-Schutzgasatmosphäre mit und ohne Zusatzwerkstoff. Als Zusatzwerkstoffe kamen AZ31X und AZ61A-F in Spulendrahtform zum Einsatz, um Nahtimperfectionen zu vermeiden und Verdampfungsverluste von Legierungselementen auszugleichen. Für die Verwendung des Nd:YAG-Lasers sprach zum einen der flexible Einsatz des Lasersystems mittels Glasfaseroptik zur Strahlführung und zum anderen das gute Absorptionsverhalten von Magnesiumlegierungen für die Nd:YAG-Wellenlänge von $1.064 \text{ }\mu\text{m}$ [7, 8]. Ziel war es, die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften der bei gleichen Laserschweißparametern mit und ohne Zusatzwerkstoff hergestellten AZ31-HP-Laserschweißverbindungen zu charakterisieren und miteinander zu vergleichen, um daraus Aussagen zur Schweißbeignung abzuleiten und die Wirksamkeit der Zusatzwerkstoffe auf die Festigkeit, Bruchzähigkeit und Mikrohärtigkeit zu beurteilen. Hierbei wurde auch der Frage nachgegangen, inwieweit die Verwendung von Zusatzdrähten fütetechnologisch notwendig ist. Coelho et al. [9] haben in ihren Untersuchungen aufgezeigt, dass ein ohne Zusatzdraht lasergeschweißtes Feinblech aus AZ31B sehr gute mechanische Eigenschaften aufwies. Das Schweißen mit den zum Feinblech AZ31-HP legierungskonformen Zusatzdrähten wie AZ31X oder AZ61A-F ist kostenintensiv, weil zum einen die Drahtherstellung infolge der eingeschränkten Umformbarkeit schwierig und zum anderen die Nachfrage nach Zusatzdrähten auf Mg-Basis gering ist. Zum Schweißen von Al-haltigen Magnesiumknetlegierungen wird der Zusatzdraht AZ61A wegen seines guten Risswiderstandes bevorzugt eingesetzt. In der Literatur fanden sich keine Hinweise zur Verwendung des Zusatzdrahtes AZ31 beim Schweißen von Magnesiumlegierungen. Der in dieser Arbeit verwendete Zusatzdraht AZ31X befindet sich, wie der angehängte Buchstabe "X" in der ASTM-Kurzbezeichnung anzeigt, in Erprobung [5, 7].

Als Fügetechniken kommen alle bekannten Schmelz- und Festkörperreaktionsschweißverfahren zum Einsatz. Bei der Beurteilung der Schweißbeignung ist neben der chemischen Zusammensetzung die Art der Verarbeitung von Magnesiumlegierungen von Bedeutung. So werden Knetlegierungen als gut bis sehr gut schweißbar bewertet, bei den Druckgusslegierungen hingegen müssen wegen der Mikroporosität hinsichtlich der Schweißbeignung Einschränkungen in Kauf genommen werden [3-5, 7, 10-14]. Magnesiumdruckgussteile neigen bedingt durch die gießtechnische Verarbeitung zu Gaseinschlüssen, was insbesondere beim Schmelzschweißen zu Ausgasungen und während der Erstarrung zu Porenwachstum im Schweißgut führt [3, 10, 11].

2. Werkstoffe

Bei dem Feinblech AZ31-HP handelt es sich nach der ASTM-Kurzbezeichnung um eine hochreine Magnesiumlegierung mit nominell 3 % Aluminium und 1 % Zink. Hochrein heißt, dass die Gehalte an Kupfer, Nickel und Eisen auf ppm-Anteile begrenzt sind. Das hier verwendete gewalzte AZ31-HP-Feinblech der Dicke von 2.5 mm ist ein Erzeugnis der Salzgitter Magnesium Technologie GmbH. Reinheit und Korrosionsbeständigkeit sowie Duktilität dieser Legierung wurden optimiert. Nach den Angaben dieses Unternehmens ist das AZ31-HP-Feinblech für die Herstellung von großflächigen, dünnwandigen Karosserieteilen und Komponenten für dynamische Beanspruchungen im Fahrzeugbau geeignet [15].

Die Zusatzwerkstoffe AZ31X und AZ61A-F lagen als Spulendraht von 1.20 mm Durchmesser vor und wurden von dem Unternehmen Drahtwerk Elisental W. Erdmann GmbH & Co hergestellt. Die chemische Zusammensetzung der einzelnen Werkstoffkomponenten sowie die mechanischen Eigenschaften des Magnesiumfeinblechs AZ31-HP sind aus Tabelle 1 ersichtlich. Die Angaben hierzu wurden aus [15-17] entnommen. Man beachte, dass der Zn-Gehalt in AZ61A-F um 0.36 % geringer ist als in AZ31X. Die Hauptlegierungselemente von AZ31-HP sind Aluminium, Zink und Mangan.

Tabelle 1: Mechanische Eigenschaften und chemische Zusammensetzung des Feinblechs AZ31-HP sowie der Zusatzwerkstoffe AZ31X und AZ61A-F (Angaben in Gew.-%) [15-17]. (Mechanical properties and chemical composition of AZ31-HP and filler wires, wt.-% [15-17]).

Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Fe	Ca	Cr	Ti
Magnesiumfeinblech AZ31-HP (Dicke: 2.5 mm)									
2.5-3.5	0.6-1.4	0.2-0.6	<0.05	<0.008	<0.002	<0.005	<0.01	k.A.	k.A.
Dehngrenze R_{p0.2} [MPa]		Zugfestigkeit R_m [MPa]		E-Modul [GPa]		Bruchdehn. A₈₀ [%]		Dichte ρ [g cm ⁻³]	
110 - 170		230 - 260		45		17 - 22		1.77	
Zusatzwerkstoff AZ31X (Drahtdurchmesser: 1.20 mm)									
3.19	1.03	0.35	0.05	0.003	k.A.	0.002	k.A.	0.0004	0.0003
Zusatzwerkstoff AZ61A-F (Drahtdurchmesser: 1.20 mm)									
6.17	0.67	0.39	<0.1	0.001	<0.0005	0.004	k.A.	<0.0005	<0.0005

Der Zusatz von Aluminium bewirkt im binären Mg-Al-System eine auf Mischkristallbildung und Ausscheidungshärtung durch Bildung der intermetallischen β -Phase $Mg_{17}Al_{12}$ basierende Erhöhung der Zugfestigkeit und Härte, der Festigkeitssteigerung steht jedoch der Verlust an Kriechfestigkeit bei über 100 °C gegenüber [18]. Der Aluminiumzusatz verbessert die Gießbarkeit, und in Verbindung mit Mangan die Korrosionsbeständigkeit sowie die Zähigkeit. Auf die Kerbempfindlichkeit und Bruchdehnung wirkt sich Aluminium mit zunehmendem Gehalt allerdings nachteilig aus. Zur Erreichung maximaler Festigkeit werden bei Gusslegierungen 6 % und bei Knetlegierungen 10 % Aluminium zulegiert. Zink hat ebenfalls eine die Zugfestigkeit und Zähigkeit steigernde sowie die Gießbarkeit verbessernde Wirkung. Wie bei Aluminium geht mit der Festigkeitszunahme durch den Zink-Zusatz eine Verringerung

der Kriechbeständigkeit bei Temperaturen über 100 °C einher. Die Kerbempfindlichkeit wird durch Zink dagegen gesenkt. Wegen des niedrigen Schmelzpunktes von Zink wird das Erstarrungsintervall zu geringeren Temperaturen verschoben, Zn-Gehalte über 2 % können Heißrissbildung begünstigen. Mangan bindet Eisen in Form von AlFeMn-Ausscheidungen ab, wodurch die Korrosionsbeständigkeit verbessert wird, es erhöht zudem die Schweißbarkeit und wirkt sich kornfeinend aus. Eine erhebliche Festigkeitssteigerung ist bei einem Mn-Gehalt von 2 % zu verzeichnen. Bei Raumtemperatur ist Mangan unlöslich und liegt im binären Mg-Mn-System ausgeschieden vor [18]. Kupfer, Nickel und Eisen bilden in den Ausscheidungen bei der Erstarrung von Magnesium kathodische Verbindungen, welche die Korrosionseigenschaften verschlechtern. Um einen guten Korrosionswiderstand zu erzielen, wurden für diese Elemente Obergrenzen festgelegt: Eisen max. 0.005 %; Kupfer max. 0.05 % und Nickel max. 0.005 % [1, 5, 7].

3. Experimentelles

3.1 Laserschweißversuche

Magnesiumwerkstoffe absorbieren die Nd:YAG-Laserstrahlung (1.064 µm) deutlich stärker als die Strahlung eines CO₂-Lasers (10.6 µm). Dies geht aus Reflexionsmessungen zur Bestimmung der Energieeinkopplung in Magnesium bestimmenden wellenlängenabhängigen Absorptionsgrades hervor, welche in [8] beschrieben und diskutiert wurden. Demnach ergaben sich Absorptionsgrade von 15.4 % für die Nd:YAG- und 2.2 % für die CO₂-Laserstrahlung. Die gute Absorption der Wellenlänge von 1.064 µm spricht für den Nd:YAG-Laser zum Schweißen von Magnesiumwerkstoffen.

Für die Durchführung der Schweißversuche am AZ31-HP-Feinblech kam ein im GKSS-Institut für Werkstoffforschung verfügbarer diodenlasergepumpter 3.3 kW-Nd:YAG-Laser (Rofin Sinar DY033) zum Einsatz. Der Laserstrahl wurde über eine flexible Lichtleitfaser (Durchmesser: 400 µm) an einen mit einem Cross-Jet-Modul ausgestatteten Linsenschweißkopf (Brennweite: 200 mm) herangeführt. Der Schweißkopf und die Drahtzuführung waren an einem Roboterarm montiert.

Die Nahtvorbereitung umfasste Schleifen der Stoßkanten und anschließende Reinigung mit Aceton, um die aus einer Mischung von MgO und Al₂O₃ bzw. Mg(OH)₂ und Al(OH)₃ bestehenden Passivschicht sowie Verunreinigungen zu beseitigen. Auf eine über die mechanische Stoßkantenvorbereitung hinausgehende chemische Reinigung wurde verzichtet.

Das Stumpstoßschweißen des Feinblechs erfolgte mit einer kontinuierlichen Laserleistung von 2.2 kW mit einem Fokusabstand von 0 mm und einer Vorschubgeschwindigkeit von 3.0 m/min parallel zur Walzrichtung des Feinblechs sowohl mit als auch ohne Zusatzdraht. Die Spaltbreite zwischen den zu fügenden Feinblechen betrug 0 mm. Die Zusatzwerkstoffe AZ31X und AZ61A-F in Spulendrahtform wurden zur Vermeidung von Nahtimperfectionen und zum Ausgleich der beim Tiefschweißen möglichen auftretenden Verdampfungsverluste eingesetzt. Diese wurden dem Schmelzbad schleppend unter einem auf die Blechoberfläche bezogenen Winkel von 45 ° zugeführt. Die auf den Laservorschub abgestimmte Drahtzuführungsgeschwindigkeit lag bei 1.25 m/min. Die Schutzgasatmosphäre zur Vermeidung von Oxidation der Magnesiumschmelze während des Schweißens bestand aus Helium. Die Durchflussrate betrug schweißnahtober- und unterseitig jeweils 10 Liter/Minute, wobei das Schutzgas der oberseitigen Schmelze unter einem Winkel von 60 ° stechend zugeführt wurde.

Hinter der Verwendung von Helium anstelle von Argon oder Ar-He-Gemischen stand die Überlegung, den gasdynamischen Druck auf das Magnesiumschmelzbad im Feinblech zu minimieren, um die Neigung zu Nahtdurchhang bzw. Nahtdurchfall gering zu halten, weil die Dichte von Helium (0.178 kg/m^3) fast um den Faktor 10 niedriger ist als die von Argon (1.784 kg/m^3) sowie die dynamische Viskosität und Oberflächenspannung von Magnesiumlegierungen bei Schmelztemperatur im Vergleich zu Stahl geringer sind. Anzumerken ist hier, dass die Auswahl von Schutzgasen zur gezielten Beeinflussung der Plasmabildung und –abschirmung keine Rolle gespielt hat, da die Plasmaabsorption beim Schweißen mit einem Nd:YAG-Laser nach [19] aufgrund der kürzeren Wellenlänge im Vergleich zum CO_2 -Laser nur eine geringfügige Bedeutung hat.

Die Prozessparameter sind in Tabelle 2 zusammengefasst. Die Spritzer- und Funkenbildung während des Laserschweißens waren geringfügig. Auffällige Einbrandkerben im Übergangsbereich zwischen Schweißnaht und Grundwerkstoff sowie Anlauffarben waren nicht festzustellen. Die nach DIN-EN 1435 durchgeführte Röntgenprüfung ergab, dass in den Schweißnähten keine Poren oder Risse vorhanden waren. Des Weiteren wiesen die hier geschweißten Verbindungen keinen Verzug auf. Auf eine Wärmebehandlung vor und nach dem Laserschweißen zur Vermeidung schrumpfungs- und wärmeinduzierter Risse infolge Wärmeverzug und zum Abbau von Eigenspannungen wurde verzichtet.

Tabelle 2: Prozessparameter beim Laserschweißen des Feinblechs AZ31-HP ohne und mit Zusatzwerkstoffen. (LB welding process parameters used for magnesium sheet AZ31-HP without or with filler wire).

Prozessparameter	Ohne Draht Variante B	AZ31X Variante C	AZ61A-F Variante D
Laserleistung [kW]	2.2	2.2	2.2
Brennweite [mm]	200	200	200
Fokuslage [mm]	0	0	0
Vorschub [m/min]	3.0	3.0	3.0
Drahtzufuhr [m/min]	-/-	1.25	1.25
He-Durchfluß [l/min]	10	10	10

Die hier festgelegten Prozessparameter und –bedingungen wurden u.a. im Rahmen einer Diplomarbeit ermittelt, in der Laserschweißversuche an den Mg-Basislegierungen ME11, AZ91D und AZ31B durchgeführt wurden [20]. Die weiteren Untersuchungen zur Mikrostruktur, Festigkeit und Spannungsrisskorrosion wurden auf das lasergeschweißte Feinblech AZ31B fokussiert und die Ergebnisse in [9, 21] dargestellt und diskutiert.

Die Laserschweißverbindungen wurden für die nachfolgenden Untersuchungen vereinfachend als Variante B (ohne Zusatzdraht), C (mit AZ31X geschweißt) und D (mit AZ61A-F geschweißt) bezeichnet, der Grundwerkstoff als Variante A. Die Variante A wurde hier als Referenzmaterial zum Vergleich mit den verschiedenen Laserschweißverbindungen herangezogen.

3.2 Untersuchungen

Die Untersuchungen an den Varianten A bis D umfasste die Durchführung des statischen Zug- und Bruchmechanikversuchs bei Raumtemperatur sowie die Mikrohärteprüfung, Metallographie und Mikrofraktographie. In den mechanischen Versuchen wurden Kenndaten wie Dehngrenze $R_{p0.2}$, Zugfestigkeit R_m , Bruch- oder Risszähigkeit und Mikrohärte ermittelt. Gefüge und Konstitution sowie Mikrostruktur der Bruchflächen wurden mittels REM kombiniert mit der EDX-Analytik untersucht.

Die gemäß DIN 50125 hergestellten Flachzugproben hatten eine Messlänge von $L_0 = 50$ mm, eine Breite von $b = 12.5$ mm und eine Dicke von $a = 2.5$ mm. Die Messung der Bruchzähigkeit erfolgte an Kompakt-Zugproben CT50 mit scharfem Anriss. Bei diesem Anriss handelt es sich um einen Ermüdungsriss, welcher von einem funkenerosiv eingebrachten Kerb durch Schwingbeanspruchung erzeugt wurde. Die Breite dieser CT50-Proben betrug $W = 50$ mm, die Dicke $B = 2.5$ mm und die Anfangsrisslänge $a_0 = 25$ mm. Die Dicke der beiden Probenarten entsprach der Erzeugnisdicke des Feinblechs AZ31-HP.

Aus der Variante A wurden Flachzug-, Bruchmechanik (CT50-Proben)- und Schlißproben quer und parallel zur Walzrichtung entnommen, um damit die Eigenschaften des Referenzmaterials zu charakterisieren und eine mögliche Anisotropie der Festigkeit und Risszähigkeit zu identifizieren. In den Flachzugproben der Varianten B, C und D befanden sich die Schweißnähte in der Mitte der Messlänge quer zur Beanspruchungsrichtung, die Schweißnähte mit Anriss in den CT50-Proben waren ebenfalls quer zur Beanspruchungsrichtung orientiert. Auf eine mechanische Bearbeitung zur Beseitigung der Naht- und Wurzelüberhöhung wurde hier verzichtet.

Ein Maß für die Bruchzähigkeit und damit für den Widerstand gegen Rissausbreitung in einem Werkstoff ist die Rissspitzenöffnungsverschiebung CTOD. Die Messung dieser Größe erfolgte auf Basis der von Schwalbe et al. entwickelten EFAM-GTP-01-Prozedur [22]. Darin wird das CTOD(δ_5) mit einer Messbasis von 5 mm auf der Probenoberfläche abgegriffen (Bild 1). Nach [23] hat das CTOD(δ_5) die Bedeutung eines quasi-lokalen Parameters, der sowohl auf Proben als auch auf Bauteile anwendbar ist, und zudem für dünnwandige Strukturen geeignet ist.

Die Schlißproben der Varianten B, C und D wurden so präpariert, dass das Gefüge der Schweißnaht, der Wärmeeinflusszone und des Grundwerkstoffs im Querschnitt betrachtet werden konnten. Diese Proben fanden auch Verwendung bei der Ermittlung von Mikrohärteprofilen.

4. Ergebnisse und Diskussion

4.1 Gefüge des Grundwerkstoffes

Das gewalzte Feinblech AZ31-HP besteht im Ausgangszustand aus nahezu äquiauxialen Körnern mit Rekristallisationszwillingen und Einschlussteilchen unterschiedlicher Größe. Der Gefügebau des Grundwerkstoffes ist in Dickenrichtung heterogen. Die REM-Aufnahmen zeigen im Material- und Kristallorientierungs-kontrast deutlich, dass in den Randbereichen sowohl in Walz- als auch in Querrichtung die Kornstruktur feiner und die Zwillingsdichte höher ist als im Kernbereich (Bilder 2.1–2.2). Die nach dem Linienschnittverfahren ermittelten Korngrößen ergaben Werte von $15.6 \mu\text{m}$ im Randbereich und $21.2 \mu\text{m}$ im Kernbereich. Das Ausgangsgefüge des Feinblechs ist durch einen inhomogenen Rekristallisationszustand gekennzeichnet.

Die chemische Zusammensetzung der einzelnen Gefügemerkmale wurde an verschiedenen Stellen im Gefüge mittels EDX-Analytik quantitativ bestimmt. Die EDX-Ergebnisse sind aus Tabelle 3 ersichtlich. Die Einschlussteilchen wiesen sehr hohe Gehalte an Mangan bis zu 59 % und Aluminium bis zu 37 % auf und enthielten zudem Eisen und Silizium. In den Körnern sind die Elemente Mangan, Eisen und Silizium hingegen nicht gelöst. Diese Befunde zeigen, dass das Eisen durch das Mangan abgebunden wurde. Bei den Einschlussteilchen, die Eisen und Mangan enthielten, handelt es sich primär um AlFeMn-Ausscheidungen. Eine Anreicherung des mit dem REM noch auflösbaren $\alpha+\beta$ -Eutektikums (β -Phase: $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) an den Korngrenzen war nicht

festzustellen. In den Körner wurden Al-Gehalte von 3.22 bis 3.34 % und Zn-Gehalte von 0.92 bis 1.07 % nachgewiesen. Die chemische Zusammensetzung der Körner entspricht damit insgesamt dem Legierungstyp AZ31 und liegt innerhalb der in [15] für Al und Zn angegebenen Konzentrationsbereichen. In den REM-Aufnahmen zeigen die Rekristallisationszwillinge einen anderen Kontrast als die Körner, was auf Unterschiede in der Kristallorientierung zurückzuführen ist und nicht als Hinweis auf eine andere chemische Zusammensetzung zu interpretieren ist.

Tabelle 3: *Chemische Zusammensetzung der Gefügematrix und Einschlussteilchen (Angaben in Gew.-%). (Chemical composition of base material and particles in base material, wt-%).*

Messung	Mg	Al	Zn	Mn	Fe	Si
Einschlussteilchen						
1	7,42	37,53	0,01	51,27	3,43	0,35
2	23,21	34,27	2,41	40,10	0,00	0,00
3	6,56	32,79	0,01	59,13	1,37	0,14
Gefügematrix						
1	95,71	3,22	1,07	-/-	-/-	-/-
2	95,74	3,34	0,92	-/-	-/-	-/-
3	95,67	3,28	1,05	-/-	-/-	-/-

4.2 Gefüge der Laserschweißnähte

Die Makroschliffbilder (Bilder 3.1–3.3) zeigen die unterschiedlichen Nahtqualitäten, die sich, bei konstant gehaltenen Laserschweißparametern, ohne Zusatzwerkstoff und in Abhängigkeit von der Art der bei gleicher Geschwindigkeit zugeführten Zusatzwerkstoffe AZ31X und AZ61A-F eingestellt haben. Bei allen Varianten sind im Verhältnis zur Blechdicke schmale Schweißnähte erzielt worden. Mit der Zufuhr der Zusatzwerkstoffe ist eine Zunahme des Schweißnahtvolumens einhergegangen. Eine Vermessung der Flächeninhalte in den jeweiligen Makroquerschliffen ergab 2.6 mm² für die Variante B, 4.6 mm² für die Variante C und 4.3 mm² für die Variante D.

Die Variante B zeigt stumpfe Wurzelkerben im Randbereich auf beiden Seiten der Schweißnaht, was möglicherweise auf Abtropfen von Schmelze unter Einfluss der Schwerkraft zurückzuführen ist. Die Schweißnahtoberseite liegt fast in der Blechebene (Bild 3.1). Die Variante C weist eine Naht- und Wurzelüberhöhung sowie Kantenversatz und eine Wurzelkerbe auf (Bild 3.2). Kennzeichnend für die Variante D sind Naht- und Wurzelüberhöhung (Bild 3.3). Keine der Varianten zeigt eine Decklagenunterwölbung bzw. Nahtdurchhang. Die Verwendung von Zusatzwerkstoffen hat zu einer Verbesserung der Nahtform gegenüber der Variante ohne Zusatzwerkstoff geführt. Risse an der Schmelzlinie sowie Poren und Erstarrungsrissen im Schweißgut sind bei allen Varianten nicht vorhanden. Insbesondere das Fehlen von Poren ist ein Hinweis dafür, dass sich beim Laserschweißen im Schmelzbad keine Gasblasen gebildet haben. Das Temperaturintervall der schmelzflüssigen Phase des Magnesiums weist nur einen Bereich von ca. 470 K auf, woraus beim Schweißen bei entsprechender Wärmeeinbringung ein rascher Übergang in die dampfförmige Phase resultieren kann. Nach Draugelates et al. [10] können im Schmelzbad bedingt durch die niedrige Siedetemperatur des Magnesiums Gasblasen entstehen. Porenbildung und -wachstum sind dann die Folge, wenn die Erstarrung schneller abläuft als die Ausgasung. Aufgrund des vorliegenden makroskopischen Erscheinungsbildes der jeweiligen Schweißverbindungen lässt sich sagen, dass die in Tabelle 2 angegebenen Laserschweißparameter und Prozessbedingungen geeignet sind, das Feinblech AZ31-HP der Dicke 2.5 mm fehlerfrei zu schweißen.

Die Mikrohärtigkeit HV0.1 der jeweiligen Schweißverbindungen wurde in der Blechmitte quer zur Schweißrichtung ermittelt. Die Prüflast von 100 g wurde gewählt, um den Härteeindruck klein zu halten. In Bild 3.4 ist die Mikrohärtigkeit HV0.1 über der Position des Diamanteindrucks der jeweiligen Varianten aufgetragen. Aus den Mikrohärtigkeitsprofilen lässt sich ablesen, dass die Variante B ca. 95 %, die Variante C ca. 96 % und die Variante D ca. 102 % der Mikrohärtigkeit des Grundwerkstoffes AZ31-HP aufweisen. Bei der erreichbaren Messgenauigkeit des Härteprüfverfahrens sind die Festigkeitsunterschiede zwischen Schweißnaht und Grundwerkstoff als geringfügig zu bezeichnen. Die Autoren Coelho et al. [9], Draugelates et al. [10] und Dilthey et al. [11] gelangten in ihren Untersuchungen zu ähnlichen Resultaten.

Eine Wärmeeinflusszone ist anhand der vorliegenden Mikrohärtigkeitsprofile nicht festzustellen. Zur β -Phase $Mg_{17}Al_{12}$ ist zu sagen, dass diese im Sinne einer Ausscheidungshärtung für die Mikrohärtigkeit und damit für die Festigkeit des Feinblechs AZ31-HP ohne Relevanz ist. Bei aushärtbaren Aluminiumlegierungen beispielsweise wird durch die beim Schweißen eingebrachte Wärme die Anzahl, Form und Verteilung der ausscheidungshärtenden Phasen im Gefüge verändert, was grundsätzlich mit einer Abnahme der Härte und Festigkeit in der Wärmeeinflusszone und Schweißnaht einhergeht [24, 25]. Ein ähnlicher Effekt wird im lasergeschweißten Feinblech AZ31-HP hingegen nicht beobachtet. Insofern wurde mit der Mikrohärtigkeitsprüfung der Nachweis erbracht, dass die Festigkeit des Feinblechs primär auf Mischkristallhärtung basiert.

Hervorzuheben ist, dass die Mikrohärtigkeit der Laserschweißnaht keine signifikante Beeinflussung durch die Verwendung und Art der Zusatzwerkstoffe erfahren hat. Vor allem der höhere Al-Gehalt im Zusatzwerkstoff AZ61A-F bewirkte keine Festigkeitssteigerung, wie das der Fall bei Mg-Gusslegierungen ist, deren Festigkeit mit zunehmendem Al-Gehalt ansteigt mit einem Festigkeitsmaximum bei 6 % Aluminium [5].

Die Varianten B, C und D zeigen keinen grundsätzlich anderen Verlauf der Mikrohärtigkeit als die von den Autoren Vogelei, Song und Sun [12, 13, 14] ermittelten Mikrohärtigkeitsprofile von Schweißverbindungen aus AZ31, welche ebenfalls nur vernachlässigbare Festigkeitsunterschiede zwischen Schweißnaht und Grundwerkstoff aufwiesen. Für die Herstellung dieser Schweißverbindungen setzten die Autoren als Fügeverfahren das Elektronenstrahl-, Laserhybrid- und CO_2 -Laserschweißen ein. Zusammen mit den hier vorliegenden Mikrohärtigkeitsdaten folgt daraus, dass die Art des angewandten Schweißverfahrens grundsätzlich keinen Einfluss auf die lokale Mikrohärtigkeit und Festigkeit in der Fügezone von AZ31-Schweißverbindungen hat.

Zur Klärung der Ursache für die Befunde der Mikrohärtigkeitsprüfung wurde mittels EDX-Analytik bestimmt, wie der festigkeitsbestimmende Aluminium- und Zinkgehalt im Grundwerkstoff (Variante A) und in den Schweißnähten der Varianten B, C und D makroskopisch verteilt war. Zu diesem Zweck wurden Messpunkte in Gitteranordnung in den Schweißnähten und im Grundwerkstoff festgelegt. Die Größe des Messpunktgitters entsprach in etwa den in den Abbildungen 3.1-3.3 dargestellten Schweißnahtquerschnitten, welches durch deren Ober- und Unterseiten sowie durch die Schmelzlinien begrenzt wurde. Die statistische Auswertung der EDX-Daten erfolgte unter der Annahme, dass diese normalverteilt sind. Die Plausibilität dieser Annahme ist offensichtlich, weil ein Röntgenpeak eines Elements im EDX-Spektrum ebenfalls eine Normalverteilung aufweist.

Die Auftragung der durch die Gauß'sche Funktion angenäherte Verteilungsdichte über die Al- und Zn-Gehalte, dargestellt in den Bildern 3.5 und 3.6, vermittelt anschaulich ein Bild davon, wie sich die Verwendung der Zusatzdrähte AZ31X und AZ61A-F auf die chemische Zusammensetzung der Schweißnähte ausgewirkt hat. Die Verteilungskurven zeigen, dass durch das Laserschweißen in den Fügezonen der Varianten B (ohne Draht), C (mit AZ31X) und D (mit

AZ61A-F) im Vergleich zur Variante A (Grundwerkstoff) eine Abnahme der Verteilungsdichte verbunden mit einer Zunahme der örtlichen Streuung in den Al- und Zn-Gehalten hervorgerufen wurde.

Der mittlere Al-Gehalt von 3.20 % in der Schweißnaht der Variante B war nahezu identisch mit dem des Referenzmaterials (Variante A) von 3.24 %. Durch die Zufuhr von AZ31X-Draht hat sich in der Schweißnaht der Variante C die Al-Verteilung zu geringfügig höheren Werten auf einen mittleren Al-Gehalt von 3.49 % verschoben und ist damit um 0.30 % höher als in dem hier verwendeten Zusatzwerkstoff. Die mit dem Zusatzdraht AZ61A-F hergestellte Schweißnaht der Variante D wies mit 3.24 % einen mit dem Referenzmaterial identischen mittleren Al-Gehalt auf und ist um 0.25 % niedriger als in der Variante C. Der für den AZ61A-F-Draht angegebene Al-Gehalt von 6.17 % wurde nicht annähernd erreicht.

Der Zn-Gehalt im Referenzmaterial betrug 0.93 %. Beim Laserschweißen ohne Zusatzdraht hat sich dieser Gehalt in der Schweißnaht der Variante B auf 0.82 % verringert. Dieser Verlust an Zn ist wahrscheinlich auf Verdampfung während des Laserschweißens zurückzuführen. Solche Verluste ließen sich durch die Zufuhr des Zusatzdrahts AZ31X vermeiden, in der Schweißnaht der Variante C hat sich dadurch ein mittlerer Zn-Gehalt von 1.06 % eingestellt, ein Wert, welcher sehr gut mit dem Zn-Gehalt von 1.03 % im AZ31X-Draht übereinstimmt. Die mit dem Zusatzdraht AZ61A-F hergestellte Schweißnaht in der Variante D wies einen mittleren Zn-Gehalt von 1.02 % auf und ist damit höher als der für den Zusatzdraht AZ61A-F angegebene Zn-Gehalt von 0.67 %. Diese deutlichen Unterschiede weisen auf eine gute Vermischung innerhalb der Schweißnaht zwischen angeschmolzenem Grundwerkstoff und Zusatzdraht hin. Offenbar reichte der Zn-Gehalt von 0.67 % im Zusatzdraht AZ61A-F aus, um die zuvor erwähnten Zn-Verluste auszugleichen.

Die REM-Aufnahmen in den Bildern 3.7-3.9 zeigen im Materialkontrast, dass das Schweißnahtgefüge der Varianten B, C und D von einem sehr heterogenen Löslichkeits- und Ausscheidungszustand geprägt ist, welcher ursächlich für die Abnahme der Verteilungsdichten verbunden mit einer Zunahme der Streuung in den Al- und Zn-Gehalten war. Die mikroskopischen Merkmale des Gefüges der jeweiligen Schweißnähte sind Kristallseigerungen und zahlreiche Ausscheidungen. Diese sind im Materialkontrast an den hellen Phasen sichtbar. Korngrenzenphasen haben sich offenbar nicht gebildet. Die Ausscheidungen sind gleichmäßig verteilt und sind an Tripelpunkten, Korngrenzen und innerhalb der Körner vorzufinden. Die an den hellen, streifenförmigen Bereichen erkennbaren Kristallseigerungen befinden sich vorzugsweise dort, wo die Ausscheidungen lokalisiert sind. Quantitative EDX-Analysen haben ergeben, dass die Al-, Zn- und Mn-Konzentrationen von den Ausscheidungen über die Seigerungen hin zu den legierungsärmeren Bereichen abnehmen (Tabelle 4). Demnach wird vor allem bei der Bildung von Einschlussteilchen viel Aluminium und Zink verbraucht. Bei den Ausscheidungen oder Einschlussteilchen handelt es sich um Mg-Mischkristallphasen mit deutlich höheren Gehalten an Aluminium, Zink und Mangan. Die chemische Zusammensetzung dieser Teilchen ließ weder der Phase $Mg_{17}Al_{12}$ noch der in [9] angegebenen Phase $Mg_{17}(Al, Zn)_{12}$ zuzuordnen.

Nach der Erstarrung muss das Gefüge zunächst sehr feinkörnig gewesen sein und sich dann bei weiterer Abkühlung durch Kornwachstum vergrößert haben. Eine Kornvergrößerung wäre nicht möglich gewesen, wenn sich an den Korngrenzen eine das Kornwachstum hemmende Phase gebildet hätte. Bei weiterer Abkühlung bildeten sich Ausscheidungen infolge der abnehmenden Löslichkeit von Al, Zn und Mn in Magnesium. Eine diffusionskontrollierte Entmischung der Teilchen führte zur Bildung der Seigerungen, wobei die Diffusion der in Magnesium gelösten Legierungselemente Al, Zn und Mn sehr langsam abläuft [5]. Dies erklärt die Beobachtung, dass die Seigerungen und Ausscheidungen im Schweißnahtgefüge örtlich korreliert sind. Bedingt

durch die hohe Abkühlgeschwindigkeit nach dem Laserschweißen und der langsamem Diffusion hat sich innerhalb der Körner keine Gleichgewichtskonzentration einstellen können. Zu erwähnen ist, dass das Element Fe durch das Mangan abgebunden wurde.

Tabelle 4: *Chemische Zusammensetzung der Gefügebestandteile in der Schweißnaht der Varianten B, C, D (Mittelwerte aus 3 Einzelmessungen, Angaben in Gew.-%) . (Chemical compositions in different regions of the fusion zones of the weldments B, C, and D, wt-%(EDX values given are average of three measurements)).*

Variante	Merkmale	Al	Zn	Mn	Fe	Si
B	Teilchen	14.82	3.96	9.35	0.81	-/-
	Seigerungen	3.15	1.20	0.29	-/-	-/-
	Matrixphase	1.86	0.93	0.17	-/-	-/-
C	Teilchen	13.27	3.54	7.98	0.93	0.32
	Seigerungen	3.76	1.21	0.21	-/-	-/-
	Matrixphase	1.89	0.23	-/-	-/-	-/-
D	Teilchen	8.95	4.57	0.48	-/-	-/-
	Seigerungen	3.35	0.51	0.16	-/-	-/-
	Matrixphase	2.65	0.33	-/-	-/-	-/-

Die Zahl der Einschlussteilchen und Seigerungen und damit der Grad der Gefügeheterogenität nimmt qualitativ von der Variante B über C hin zur Variante D zu. Die Ermittlung des mittleren Korndurchmessers ergab Werte von 11 bis 13 μm , für die Ausscheidungen wurden Durchmesser in einem Bereich zwischen 0.9 bis 1.0 μm bestimmt. Die sich einstellende Korn- und Teilchengröße während der Erstarrung ist also unabhängig davon, ob ein Zusatzwerkstoff verwendet worden ist oder nicht, auch die Art der Zusatzwerkstoffe spielte keine Rolle. Die Einschlussteilchen in den jeweiligen Schweißnähten haben offenbar keinen Einfluss auf die Mikrohärtigkeit, stattdessen wird die Mikrohärtigkeit durch die Matrixphase und der Seigerungen bestimmt, in denen die Al- und Zn-Gehalte sich innerhalb der in den Bildern 3.5 und 3.6 dargestellten Verteilungen bewegen. Die geringen Unterschiede zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht der jeweiligen Variante hinsichtlich der Mikrohärtigkeit ist damit zu erklären, dass Schweißnahtmatrix und Grundwerkstoff nahezu identische mittlere Al- und Zn-Gehalte aufweisen, welche für die auf Mischkristallhärtung basierende Festigkeit in beiden Werkstoffbereichen bestimmend sind. Eine Dispersionshärtung durch die Einschlussteilchen ist eindeutig nicht gegeben.

Nach [5] ist die Ausprägung einer Wärmeeinflusszone (WEZ) in Magnesiumlegierungen vom verwendeten Schweißprozess und dem Wärmeeintrag abhängig. Der mikroskopischen Darstellung vom Übergangsbereich zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht ist aber zu entnehmen, dass lediglich an einigen Stellen nahe der Aufschmelzlinie Korngrenzenschmelzungen auftraten und sich Ausscheidungen angereichert haben (Bild 3.10). Dieser Bereich, wo diese Erscheinungen anzutreffen sind, ist jedoch sehr schmal. Deshalb lässt sich hier die Feststellung treffen, dass eine ausgedehnte Wärmeeinflusszone (WEZ) in den Laserschweißverbindungen der Varianten B, C und D praktisch nicht vorhanden ist, weil keine hierfür typischen Merkmale als Folge von thermisch aktivierten Gefügereaktionen während eines Temperatur-Zeit-Zyklus unterhalb der Solidustemperatur vorliegen, wie dies z.B. bei umwandlungsfähigen Stählen oder bei ausscheidungshärtbaren Al-Legierungen der Fall ist. Eine Gefügeumwandlung in Magnesium ist nicht möglich, weil dessen hexagonale Kristallstruktur keine allotropischen Gittermodifikationen aufweist und des weiteren zeigen die vorliegenden REM-Aufnahmen, dass Kornwachstum nicht stattgefunden hat sowie Ausscheidungen in hoher Zahl und mit ungünstiger Form nicht vorhanden sind. Aus diesen Gründen waren keine messbaren Änderungen in der Mikrohärtigkeit in einem Übergangsbereich zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht festzustellen. Zu erwähnen ist, dass keine Wiederaufschmelzrisse entstanden sind. Die Korngröße im Randbereich innerhalb der Fügezone ist mit 11 μm bei der Variante B,

12 μm bei der Variante C und 15 μm bei der Variante D in etwa mit der Korngröße in der Schweißnahtmitte der Varianten B, C und D vergleichbar. Ein Korngrößengradient innerhalb der Schweißnähte, den Coelho et al. [9] in ihren Untersuchungen am lasergeschweißten Feinblech aus AZ31B festgestellt haben, lag hier nicht vor.

4.3 Festigkeit

Die Untersuchungen zum mechanischen Verhalten des Referenzmaterials (Variante A) und der Laserschweißverbindungen (Varianten B, C, D) unter Zugbeanspruchung lieferten Kennwerte, welche mit den in [15] angegebenen Daten für das Feinblech AZ31-HP sowohl im Ausgangszustand als auch im geschweißten Zustand eine sehr gute Übereinstimmung (s. Tabelle 1) zeigen. Die ermittelten Kennwerte sind aus Tabelle 5 ersichtlich, die Spannung-Dehnung-Kurven der jeweiligen Variante sind in Bild 4.1 wiedergegeben. Die Zugversuche an den Fachzugproben lieferten Werte von 247 MPa bis 257 MPa für die Zugfestigkeit R_m und von 132 MPa bis 159 MPa für die Dehngrenze $R_{p0.2}$ (Tabelle 5). Zwischen Grundwerkstoff als Referenzmaterial und den jeweiligen Laserschweißverbindungen bestehen hinsichtlich der Festigkeit keine nennenswerten Unterschiede, d.h. das Laserschweißen des Feinblechs AZ31-HP hat nicht zu einer Degradation der Festigkeit geführt. Für die globale Festigkeit der Laserschweißverbindungen haben die Zusatzwerkstoffe AZ31X und AZ61A-F ebenso keine Relevanz wie für die Mikrohärtigkeit und chemische Zusammensetzung der Schweißnahtmatrix, die durch die Art der verwendeten Zusatzwerkstoffe nicht beeinflusst wurden. Die Bruchlage in den Flachzugproben der lasergeschweißten Varianten erstreckte sich von einem Bereich im Grundwerkstoff nahe den Schmelzlinien bis in die Schweißnaht hinein, was auf Kerbwirkung infolge der Nahtimperfectionen zurückzuführen ist. Eine mechanische Anisotropie im Feinblech AZ31-HP im Ausgangszustand lag nicht vor.

Tabelle 5: Aus 3 Einzelmessungen gemittelte Kennwerte der aus den Varianten A, B, C und D entnommenen Flachzugproben. (Results of tensile tests: values given are average of three specimens).

Probenserie	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
Variante A: L-Richtung	132.8	253.3	26.8
Variante A: T-Richtung	159.9	257.8	26.8
Variante B	155.5	249.9	11.2
Variante C	155.8	257.8	17.1
Variante D	154.0	247.1	8.8

Unterschiede ergaben sich allerdings in den Verformungen, die in den Laserschweißverbindungen deutlich geringer waren als im Grundwerkstoff. Der Bruch trat im Grundwerkstoff bei einer plastischen Verformung von ca. 27 % ein. Von allen Laserschweißverbindungen wies die Variante C, bei deren Herstellung der Zusatzdraht AZ31X zum Einsatz kam, mit ca. 17 % die höchste Duktilität auf. Mit ca. 9 % zeigte die mit dem Zusatzdraht AZ61A-F geschweißte Variante D die geringste Verformbarkeit. Bei der ohne jeglichen Zusatzdraht hergestellten Variante B wurde eine Bruchdehnung von ca. 11 % erzielt. Für die geringen Bruchdehnungen können zwei ursächliche Faktoren in Betracht gezogen werden. Es sind zum einen die die Kerbwirkung verstärkenden Nahtimperfectionen, wodurch sich der Versagensort in den Zugproben der Varianten B, C und D vorzugsweise sehr nahe bzw. in der Schweißnaht befand, und zum anderen der heterogene Löslichkeits- und Ausscheidungszustand in den jeweiligen Schweißnähten. Um Hinweise auf Verformungs- und Schädigungsmechanismen in der Mikrostruktur zu finden, wurden aus den gebrochenen Zugproben zusätzliche Schlißproben heraus präpariert.

Das Gefüge des mechanisch beanspruchten Grundwerkstoffes (Variante A) weist eine Vielzahl von dunklen feinen Linien auf, bei denen es sich um mechanische Zwillingsbildungen handelt (Bild 4.2). Dies ist ein Hinweis dafür, dass die plastische Verformung des Grundwerkstoffes u.a. auf dem Mechanismus der pyramidalen Zwillingsbildung basierte. Nach [17] trägt neben pyramidalen Zwillingsbildungen auch Basisgleiten zur Verformung in Magnesium bei. Die Kontur der Bruchkante ist relativ glatt und weist keine Hohlräume auf. An der Kontur ist zudem zu erkennen, dass der Grundwerkstoff transkristallin gebrochen ist (Bild 4.3). Die Morphologie der Bruchfläche ist als strukturarm zu bezeichnen, erst bei wesentlich höheren Vergrößerungen zeigen sich auf der Bruchfläche Details, welche sich als Grübchen- oder Wabenstruktur darstellen und für einen transkristallin-duktilen Bruch typisch sind (Bild 4.4). Allerdings sind keine Einschlussteilchen erkennbar, welche zur Grübchen- bzw. Hohlraumbildung beigetragen haben. Nach [26] müssen in metallischen Werkstoffen nicht immer Einschlussteilchen an der Bildung von Hohlräumen beteiligt sein, diese können auch an Orten von Spannungskonzentrationen durch Versetzungsanhäufungen entstehen, wenn Abgleitmöglichkeiten während eines Verformungsvorgangs erschöpft sind. Die Folge sind ausgedehnte strukturarme oder auch strukturlose Bereiche.

Im Gefüge der Schweißnaht fanden sich dagegen keine Hinweise auf mechanische Zwillingsbildungen. Der Mechanismus der pyramidalen Zwillingsbildung, ebenfalls erkennbar an den dunklen Linien, fand nur im Grundwerkstoff statt (Bild 4.5). Es ist deshalb nicht auszuschließen, dass die Teilchen im Schweißnahtgefüge im Zusammenwirken mit den Kerben die Verformung durch mechanische Zwillingsbildung erschwert haben. Die Kontur der Bruchkante ist im Bereich der Schweißnaht etwas rauer als im Bereich des Grundwerkstoffes (Bild 4.6), was sich entsprechend in der Morphologie der Bruchfläche widerspiegelt. Zu erkennen sind die Hohlräume als typische Merkmale, die für einen duktilen Bruch charakteristisch sind. Während der plastischen Verformung bildeten sich Mikro Hohlräume, welche durch Dekohäsion an den Teilchen entstanden sind. Es ist zu erkennen, dass sich die verformte Schweißnahtmatrix von diesen Teilchen abgetrennt hat (Bild 4.7). Die Morphologie der Schweißnahtbruchfläche weist am deutlichsten alle Merkmale auf, welche typisch sind für die zum transkristallin-duktilen Bruchversagen führende Hohlraumkoaleszenz. Dies ist ein Hinweis dafür, dass die Ausscheidungen in der Schweißnaht am Schädigungsvorgang einen maßgeblichen Anteil hatten.

4.4 Bruchzähigkeit

Die Bruchzähigkeitsuntersuchungen zur Ermittlung der Größe $CTOD(\delta_5)$ gemäß der EFAM-GTP-01-Prozedur [22] wurden sowohl am Referenzmaterial (Variante A) als auch an den Laserschweißverbindungen (Varianten B, C, D) durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 6 zusammengefasst. Daraus ist ersichtlich, dass die Laserschweißverbindungen der Varianten B, C und D interessanterweise eine geringfügig höhere Bruchzähigkeit aufweisen als der Grundwerkstoff (Variante A). Im mikroskopischen Bruchbild sind die Bruchflächen der Laserschweißnähte etwas rauer als die Bruchfläche des Grundwerkstoffes (Bilder 5.1-5.2). Dies ist ein Hinweis dafür, dass der Widerstand gegen die Rissausbreitung bedingt durch den Ausscheidungszustand in den Schweißnähten im Vergleich zum Grundwerkstoff höher war, woraus eine entsprechend höhere Bruchzähigkeit resultierte. Sowohl der Grundwerkstoff als auch die Laserschweißverbindungen zeigten duktilen Risswachstum. Abrupte Lastabfälle als Folge von lokalen Sprödbrechereignissen während des Versuchs sind nicht beobachtet worden. Anzumerken ist hier, dass die Bruchzähigkeit des Grundwerkstoffes wie dessen Festigkeit und Duktilität keine Anisotropie aufwies.

Tabelle 6: Bruchzähigkeitswerte $CTOD(\delta_{5m})$ des Grundwerkstoffs (Referenzmaterial) und der Laserschweißverbindungen. (Fracture toughness values $CTOD(\delta_{5m})$ of joints and respective base material).

CTOD(δ_{5m}) [mm]				
Referenzmaterial		Laserschweißverbindungen		
Variante A L-Richtung	Variante A T-Richtung	Variante B (ohne Draht)	Variante C (AZ31X-Draht)	Variante C (AZ61A-F-Draht)
0.242	0.219	0.231	0.239	0.245
0.213	0.230	0.322	0.199	0.307
0.225	0.227	0.291	0.291	0.284
Mittelwerte				
0.227	0.225	0.281	0.243	0.279

Aus der Literatur sind keine bruchmechanischen Daten zu AZ31 oder anderen Magnesiumlegierungen verfügbar, um diese mit den in Tabelle 6 angegebenen Werten vergleichen zu können. Aufschlussreich ist aber ein Vergleich mit den elektronenstrahlgeschweißten Aluminiumlegierungen AA5005-H14, AA2024-T351 und AA6061-T6, für die $CTOD(\delta_{5m})$ -Werte [25] ermittelt worden sind. Die Untersuchungen erfolgten basierend auf der EFAM-GTP-01-Prozedur [22] ebenfalls an CT50-Proben. Eine Gegenüberstellung ist in Tabelle 7 gegeben.

Tabelle 7: Vergleich zwischen den Bruchzähigkeitswerten $CTOD(\delta_{5m})$ von AZ31-HP, AA5005-H14, AA2024-T351 und AA6061-T6 [25]. (Comparison between the toughness values $CTOD(\delta_{5m})$ of AZ31-HP, AA5005-H14, AA2024-T351 and AA6061-T6 [25]).

CTOD(δ_{5m}) [mm]		
Legierung	Grundwerkstoff	Fügezone
AZ31-HP (d = 2.5 mm)	0.23 (Var. A)	0.28 (Var. B) 0.24 (Var. C) 0.28 (Var. D)
AA5005-H14 (d = 3.0 mm)	0.35	1.33
AA2024-T351 (d = 2.5 mm)	0.30	0.19
AA6061-T6 (d = 2.5 mm)	0.28	0.60

Der Vergleich zeigt, dass die Bruchzähigkeit des Grundwerkstoffs und der Laserschweißverbindungen aus AZ31-HP sich in etwa auf dem Niveau des Grundwerkstoffs der Legierung AA6061-T6 bewegt, allerdings mit dem Unterschied, dass die Differenzen in der Bruchzähigkeit zwischen Fügezone und Grundwerkstoff der Elektronenstrahlschweißverbindung aus AA6016-T6 bedingt durch erhebliche Festigkeitsunterschiede wesentlich größer sind, was beim lasergeschweißten Feinblech AZ31-HP nicht der Fall ist. Trotz der eingeschränkten Verformbarkeit aufgrund der hexagonalen Kristallstruktur von Magnesium ist die Bruchzähigkeit des Feinblechs AZ31-HP und dessen Laserschweißverbindungen als hoch einzustufen.

5. Schlussfolgerungen

Das Ziel dieser Arbeit bestand darin, die Wirkungsweise der Zusatzdrähte AZ31X und AZ61A-F sowie die Laserschweißbarkeit des gewalzten Feinblechs AZ31-HP zu beurteilen. Die vorliegenden Ergebnisse zeigen, dass dieses Feinblech mit einer Nd:YAG-Laserleistung von 2.2 kW und einem Vorschub von 3.0 m/min unter He-Schutzgasatmosphäre sowohl ohne als auch mit den Zusatzdrähten AZ31X und AZ61A-F ohne Heißrisse laserschweißbar ist, jedoch die Eigenschaften wie Festigkeit, Duktilität, Mikrohärtigkeit und Bruchzähigkeit durch den Einsatz sowie die Art der Zusatzdrähte nicht beeinflusst werden. Die Eigenschaften der mit AZ31X oder

AZ61A-F geschweißten Verbindungen unterscheiden sich unwesentlich von den Eigenschaften der ohne Zusatzdraht hergestellten Verbindung. Daraus lässt sich ableiten, dass keine Notwendigkeit besteht, beim Laserschweißen des Feinblechs AZ31-HP legierungskonforme Zusatzwerkstoffe einzusetzen. Die Wirkung dieser Zusatzwerkstoffe bestand darin, dass die Nahtform optimiert und geringe Zinkverluste ausgeglichen wurden. Unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten kann der Verzicht auf Zusatzdrähte sich vorteilhaft auf die Herstellungskosten auswirken. Beim Laserschweißen stellte sich in den Fügezonen ein heterogener Löslichkeits- und Ausscheidungszustand ein. Die chemische Zusammensetzung der Schweißnahtmatrix hat sich trotz der dem Schmelzbad zugeführten Zusatzwerkstoffe nicht signifikant geändert, die Unterschiede zum Grundwerkstoff sind vernachlässigbar gering. Darauf ist zurückzuführen, dass die unterschiedlich hergestellten Laserschweißnähte eine mit dem Grundwerkstoff vergleichbare Mikrohärtigkeit aufwiesen und die Festigkeit der Laserschweißverbindungen dementsprechend im Bereich der Werte des Grundwerkstoffs liegt. Eine Beanspruchung über die maximal ertragbare Last hinaus führt zu transkristallin-duktilen Bruchversagen mit deutlich unterschiedlichen Bruchdehnungen. Die Laserschweißverbindungen weisen eine wesentlich niedrigere Duktilität als der Grundwerkstoff auf. Die Bruchzähigkeit der Laserschweißnähte hingegen ist geringfügig höher als die des Grundwerkstoffs. Die Rissausbreitung ist in beiden Werkstoffbereichen stabil, lokale Sprödbrechereignisse waren nicht zu beobachten. Das Feinblech AZ31-HP und dessen Verbindungen zeichnen sich durch eine hohe Bruchzähigkeit aus. Im Gefüge der Laserschweißverbindungen finden sich keine Hinweise auf ausgeprägte Wärmeeinflusszonen, dementsprechend zeigen die Mikrohärtigkeitsprofile auch keine Änderungen in einem Bereich zwischen Grundwerkstoff und den Schweißnähten an.

6. Ausblick

Weiterführende Untersuchungen werden mit dem Ziel durchgeführt, das Verhalten der Laserschweißverbindungen aus AZ31-HP unter zyklischer und korrosiver Beanspruchung zu beschreiben und zu charakterisieren. Auch hierbei werden die Zusatzdrähte AZ31X und AZ61A-F verwendet.

Literatur

- [1] K. U. Kainer, F. von Buch: Stand der Technik und Entwicklungspotentiale für Magnesiumanwendungen. In: Magnesium: Eigenschaften, Anwendungen, Potenziale, S. 1-24, Hrsg.: K. U. Kainer, Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V, Wiley-VCH Verlag Weinheim, 2000.
- [2] B. L. Modike, T. Ebert: Magnesium: Properties-applications-potential. In: Materials Science and Engineering A302 (2001) S. 37-45.
- [3] A. Schram, C. Kettler: Stoffschlüssiges Fügen von Magnesiumlegierungen. In: Magnesium: Eigenschaften, Anwendungen, Potenziale, S. 161-174, Hrsg.: K. U. Kainer, Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V, Wiley-VCH Verlag Weinheim, 2000.
- [4] H. Herold: Neues in der Schweißtechnik. In: Schweißen und Schneiden 56(2004)Heft 5, S. 224-240.
- [5] Magnesium Taschenbuch, Hrsg.: Aluminium-Zentrale Düsseldorf, 1. Auflage, Aluminium-Verlag Düsseldorf, 2000.
- [6] K. Bühler: Korrosion und Korrosionsschutz von Magnesiumlegierungen. In: Metall, 44. Jahrgang, Heft 8, August 1990, S. 748-753.
- [7] B. L. Mordike, P. Wiesner: Fügen von Magnesiumwerkstoffen, Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 147, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2005.

- [8] M. Niemeyer: Strahl-Stoff-Wechselwirkung und resultierende Verbindungseigenschaften beim Laserschweißen von Magnesiumlegierungen, Fortschrittberichte VDI, Reihe 5: Grund- und Werkstoffe/Kunststoffe, Nr. 527, VDI-Verlag Düsseldorf, 1999.
- [9] R. S. Coelho, A. Kostka, H. Pinto, S. Riekehr, M. Kocak, A. R. Pyzalla: Microstructure and mechanical Properties of Magnesium Alloy AZ31B Laser Beam Welds. In: Materials Science and Engineering A (2007), doi:10.1016/j.msea.2007.07.073.
- [10] U. Draugelates, A. Schram, C. Kettler: Schweißen von Magnesiumlegierungen. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 30, S. 623-627, 1999.
- [11] U. Diltthey, A. Brandenburg, G. Träger, H. Haferkamp, M. Niemeyer: Laser- und Elektronenstrahlschweißen von Magnesiumwerkstoffen. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 30, S. 682-692, 1999.
- [12] C. Vogeley: Elektronenstrahlschweißen von Magnesiumlegierungen, Forschungsberichte des Instituts für Schweißtechnik, Band 4, Hrsg.: H. Wohlfahrt, Technische Universität Braunschweig, Shaker Verlag Aachen, 2001.
- [13] G. Song, L. Liu, P. Wang: Overlap welding of magnesium AZ31B sheets using laser-arc hybrid process. In: Materials Science and Engineering A429 (2006), S. 312-319.
- [14] Z. Sun, D. Pan, J. Wie: Comparative evaluation of tungsten inert gas and laser welding of AZ31 magnesium alloy. In: Science and Technology of welding and Joining, 2002, Vol. 7, No. 6, S. 343-351.
- [15] Informationsfaltblatt der Salzgitter Magnesium-Technologie GmbH.
- [16] Abnahmeprüfzeugnis der Drahtwerk Elisental W. Erdmann GmbH & Co, Nr. WZ41869.1/03.09.03/EN10204/3.1B.
- [17] Abnahmeprüfzeugnis der Drahtwerk Elisental W. Erdmann GmbH & Co, Nr. WZ41407.1/18.07.03/EN10204/3.1B.
- [18] N. Hort, Y. Huang, K. U. Kainer: Intermetallics in Magnesium Alloys. In: Advanced Engineering Materials 2006, 8, No.4, S. 235-240.
- [19] E. Beyer: Schweißen mit dem Laser: Grundlagen, Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, 1995.
- [20] A. von Hövelingen: Untersuchung zur Schweißbarkeit der Magnesium-Knetlegierungen ME11 und AZ31 und der Gusslegierung AZ91 mit einem diodengepumpten 2.2 kW Nd:YAG-Laser, Diplomarbeit, Universität Duisburg-Essen, Institut für Schiffstechnik und Transportsysteme, 2003.
- [21] M. B. Kannan, W. Dietzel, C. Blawert, S. Riekehr, M. Koçak: Stress corrosion cracking behavior of Nd:YAG laser butt welded AZ31 Mg sheet. In: Materials Science and Engineering A 444 (2007), S. 220-226.
- [22] K.-H. Schwalbe, J. Heerens, U. Zerbst, M. Koçak: EFAM-GTP 01. The GKSS Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 2001.
- [23] U. Zerbst, M. Koçak, P. Hübner: Bruchmechanische Bewertung von Schweißverbindungen, GKSS 2002/1, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht.
- [24] T. Ma, G. den Ouden: Softening behaviour of Al-Zn-Mg alloys due to welding. In: Materials Science and Engineering A266 (1999), S. 198-204.
- [25] G. Çam, V. Ventzke, J.F. dos Santos, M. Koçak, G. Jennequin, P. Gonthier-Maurin: M. Penasa, C. Rivela, D. Boisselier: Characterisation of electron beam welded aluminium alloys. In: Science and Technology of Welding and Joining, 1999, Vol. 4, no.5, S. 317-323.
- [26] M. Möser: Elektronenmikroskopische Fraktographie. In: Elektronenmikroskopie in der Festkörperphysik, Hrsg. von H. Bethge, J. Heydenreich, Berlin, Heidelberg, New York, Springer-Verlag, 1982.

Abbildungen

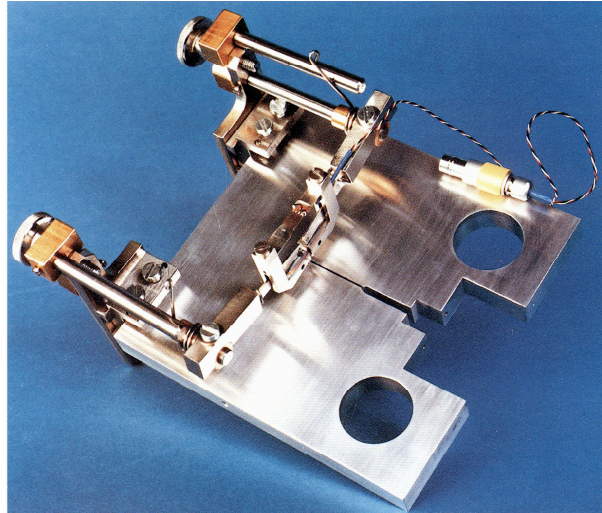


Bild 1: Eine zur Messung von CTOD(δ_5) vorbereitete CT-Probe.
Figure 1: CT specimen prepared for measurement of CTOD(δ_5).

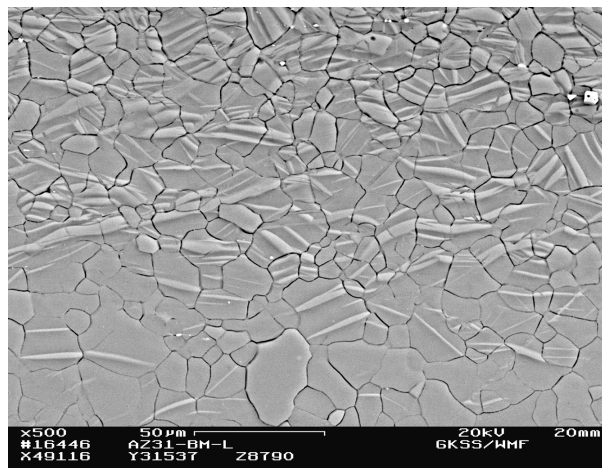


Bild 2.1: Grundwerkstoff AZ31-HP, oberer Randbereich, Gefüge in Walzrichtung.
Figure 2.1: Base material of AZ31-HP near the plate surface, viewing direction is parallel to rolling direction.



Bild 2.2: Grundwerkstoff AZ31-HP, Kernbereich, Gefüge in Walzrichtung.
Figure 2.2: Base material of AZ31-HP in the core region, viewing direction is parallel to rolling direction.

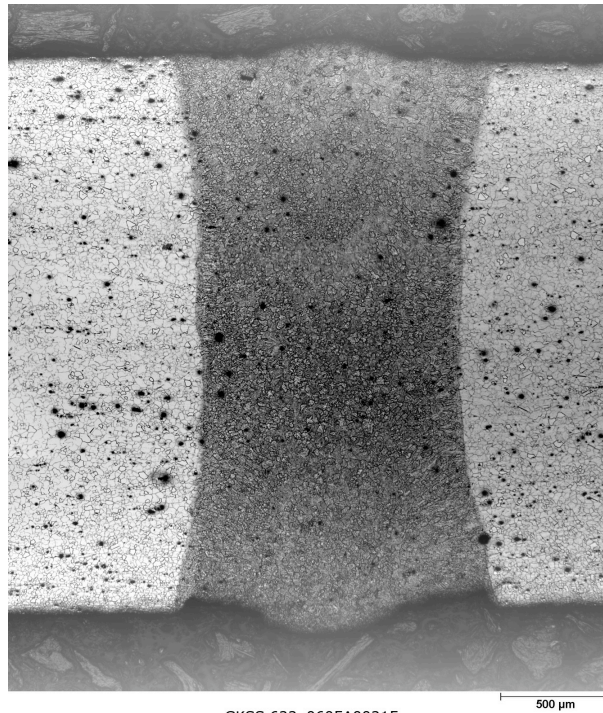


Bild 3.1: Variante B; ohne Zusatzwerkstoff.

Figure 3.1: Macrograph of the weldment B (without filler wire).

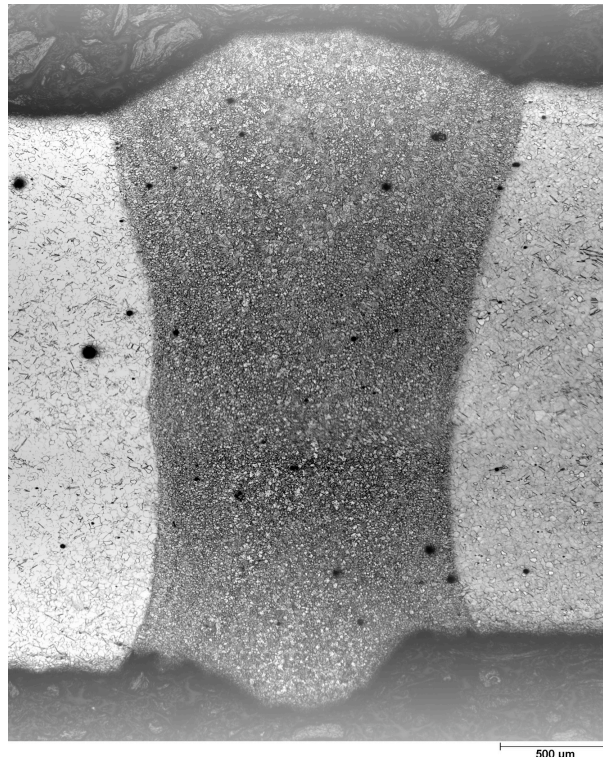
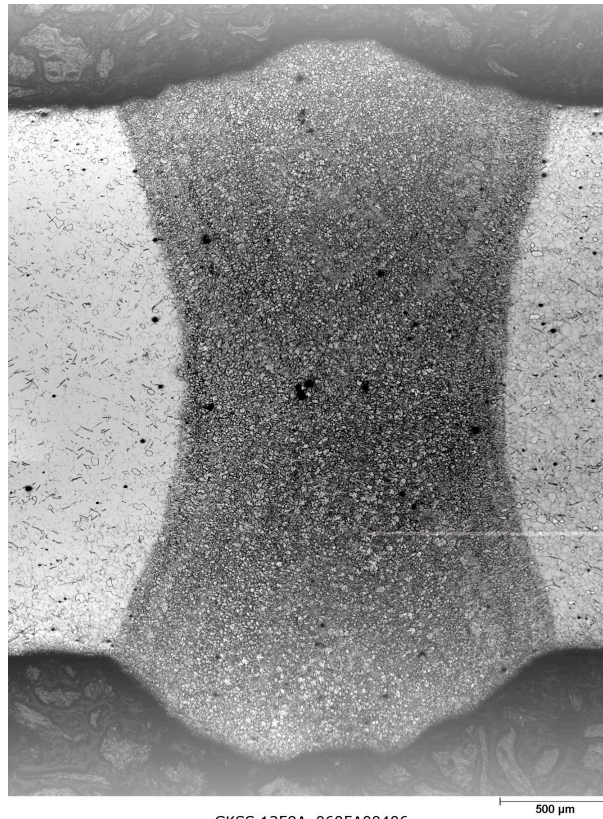


Bild 3.2: Variante C; mit Zusatzwerkstoff AZ31X.

Figure 3.2: Macrograph of the weldment C (filler wire: AZ31X).



GKSS 1259A_0605A00406

Bild 3.3: Variante D; mit Zusatzwerkstoff AZ61A-F.

Figure 3.3: Macrograph of the weldment D (filler wire: AZ61A-F).

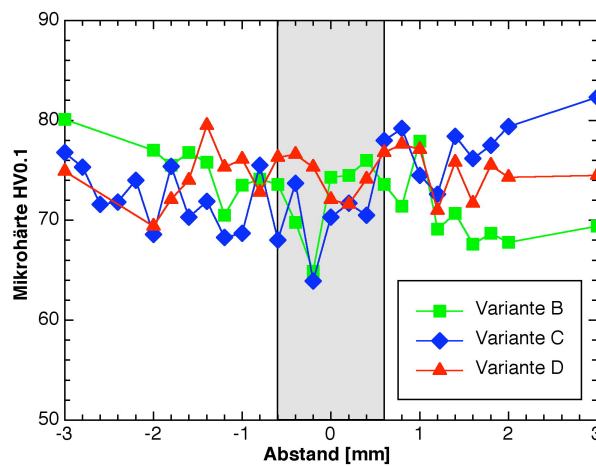


Bild 3.4: Mikrohärteprofile der Varianten B, C und D.

Figure 3.4: Microhardness profiles of LB welded joints B, C and D.

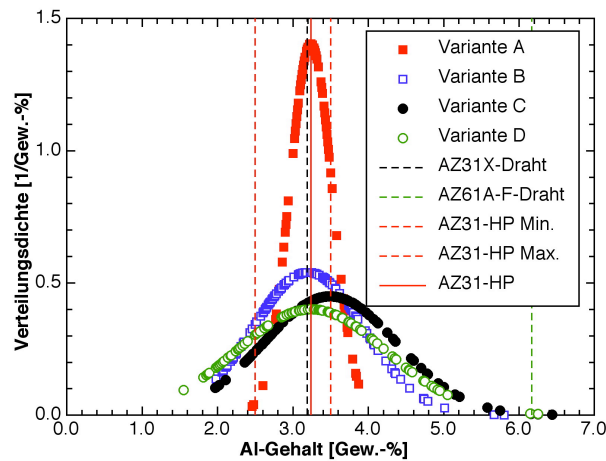


Bild 3.5: Verteilung von Aluminium in den Varianten A, B, C und D.

Figure 3.5: Distribution of aluminium in the base material and in the fusion zones of B, C and D.

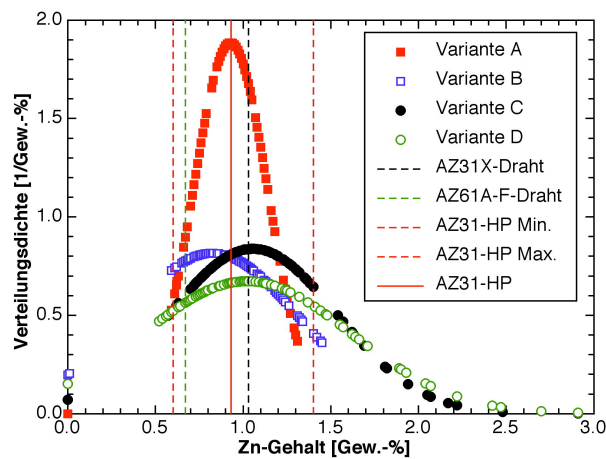


Bild 3.6: Verteilung von Zink in den Varianten A, B, C und D.

Figure 3.6: Distribution of zinc in the base material and in the fusion zones of B, C and D.

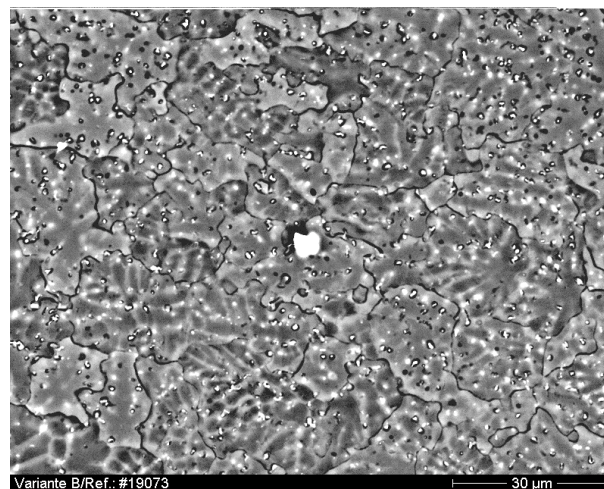


Bild 3.7: Schweißnahtgefüge ohne Zusatzwerkstoff (Variante B). Korngröße $\approx 12 \mu\text{m}$, Teilchengröße $\approx 0.9 \mu\text{m}$.

Figure 3.7: Micrograph showing the fusion zone of weldment B, grain size $\approx 12 \mu\text{m}$, particle size $\approx 0.9 \mu\text{m}$.

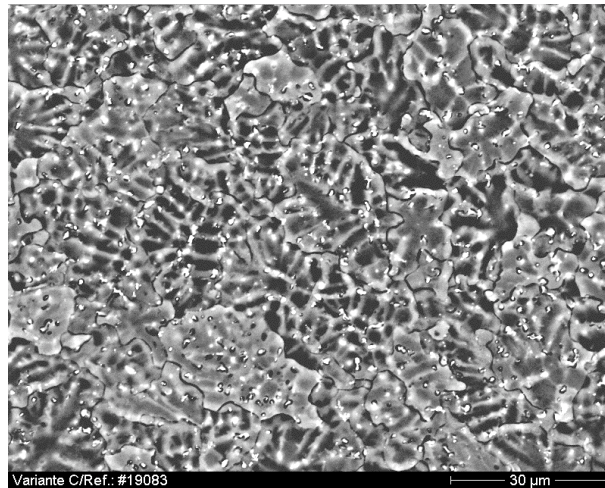


Bild 3.8: Schweißnahtgefüge mit Zusatzdraht AZ31X (Variante C). Korngröße $\approx 11 \mu\text{m}$, Teilchengröße $\approx 0.9 \mu\text{m}$.

Figure 3.8: Micrograph showing the fusion zone of weldment C, grain size $\approx 11 \mu\text{m}$, particle size $\approx 0.9 \mu\text{m}$.

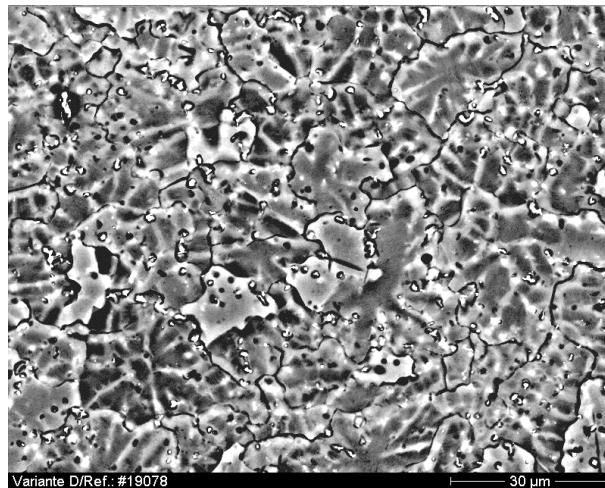


Bild 3.9: Schweißnahtgefüge mit Zusatzdraht AZ61A-F (Variante D). Korngröße $\approx 13 \mu\text{m}$, Teilchengröße $\approx 1.0 \mu\text{m}$.

Figure 3.9: Micrograph showing the fusion zone of weldment D, grain size $\approx 13 \mu\text{m}$, particle size $\approx 1.0 \mu\text{m}$.

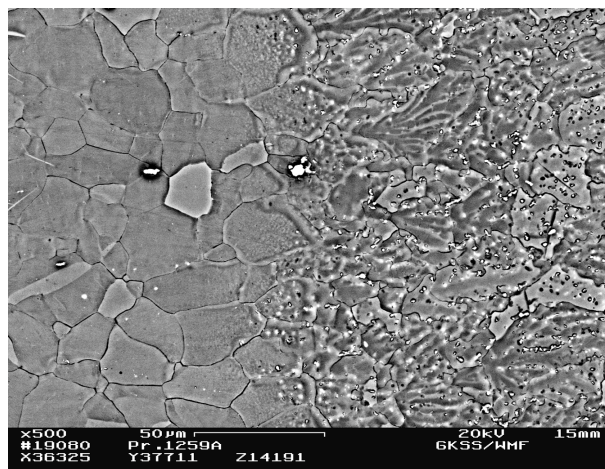


Bild 3.10: Variante D (mit AZ61A-F); Übergang zwischen Grundwerkstoff und Fügezone.

Figure 3.10: Transition between base material and fusion zone of the weldment D.

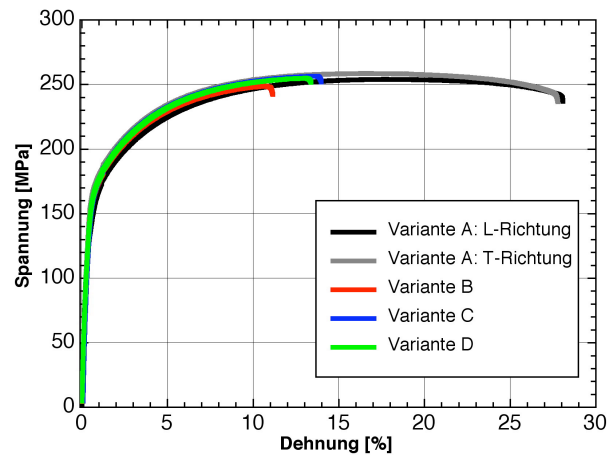


Bild 4.1: Spannung-Dehnung-Kurven der Varianten A, B, C und D

Figure 4.1: Comparison of stress-strain curves of base material (A) and transverse tensile specimens of LB welded joints B, C and D.

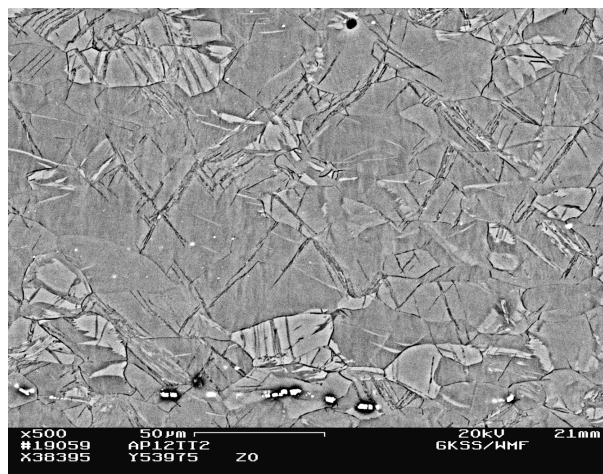


Bild 4.2: Gefüge des Grundwerkstoffs (Var. A) nach dem Zugversuch (Beanspruchungsrichtung: \Rightarrow).

Figure 4.2: Microstructure of base material after tensile test exhibits formation of mechanical deformation twins (load direction: \Rightarrow).

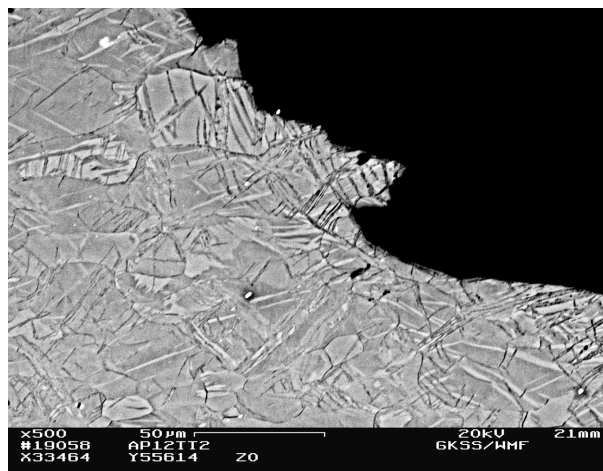


Bild 4.3: Bruchkante des Grundwerkstoffs (Var. A) (Beanspruchungsrichtung: \Rightarrow).

Figure 4.3: Fracture contour of base material (load direction: \Rightarrow).

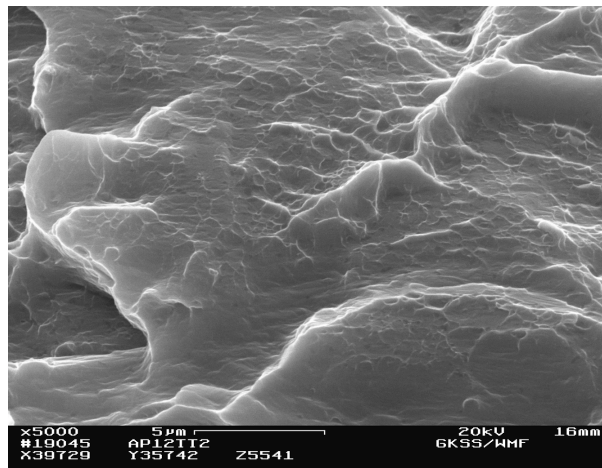


Bild 4.4: Bei höherer Vergrößerung ist eine Grübchen- oder Wabenstruktur erkennbar (5000x am REM).

Figure 4.4: At higher magnification a very fine dimple structure is viewable.

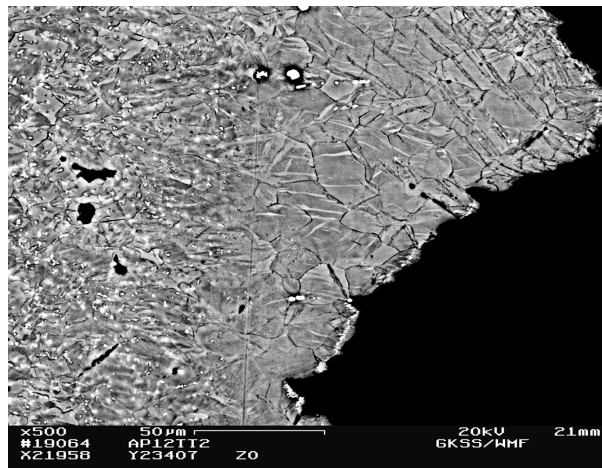


Bild 4.5: Bruchkante im Grundwerkstoff nahe der Schweißnaht der Variante D (Beanspruchungsrichtung: ⇒).

Figure 4.5: Fracture contour of near the fusion zone of weldment D (load direction: ⇒).

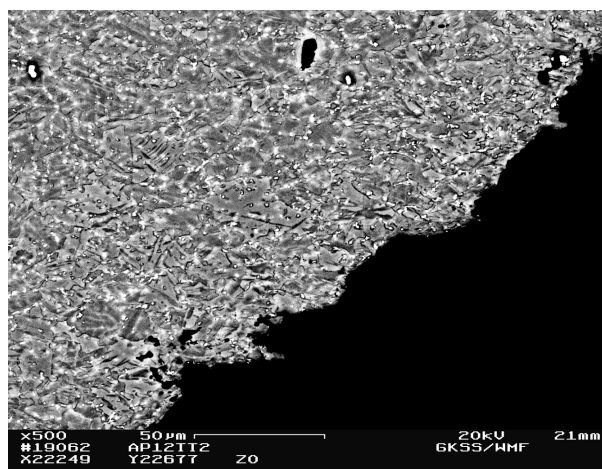


Bild 4.6: Der Bruch verläuft durch die Schweißnaht der Variante D (Beanspruchungsrichtung: ⇒).

Figure 4.6: Fracture contour of the fusion zone of weldment D (load direction: ⇒).

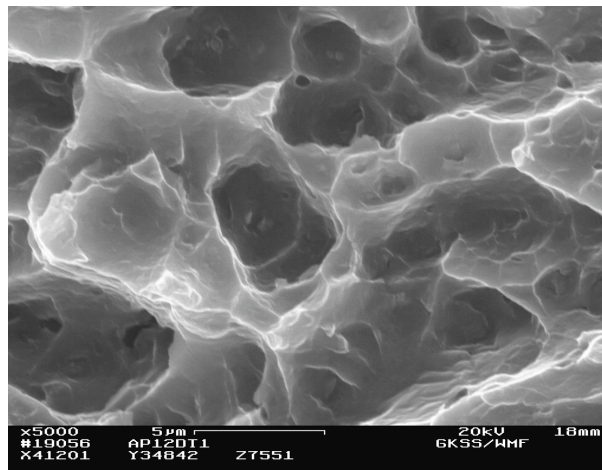


Bild 4.7: Stärker ausgeprägte Hohlrumbildung als im Grundwerkstoff (5000x am REM).
Figure 4.7: At higher magnification a dimple structure is clearly evident.

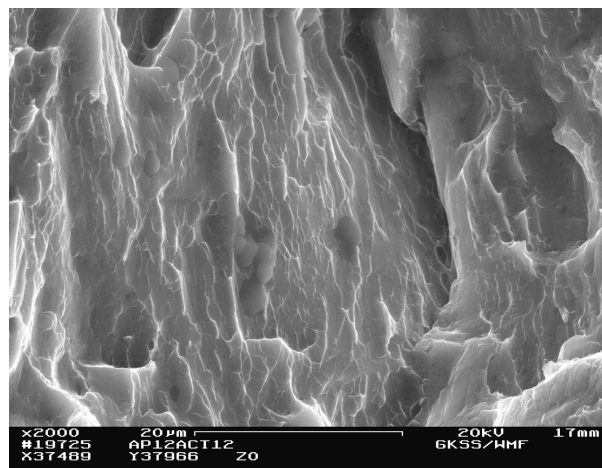


Bild 5.1: Bruchfläche auf der CT50-Probe der Variante A (Referenzmaterial).
Figure 5.1: Fracture surface on the CT50 extracted from base material.

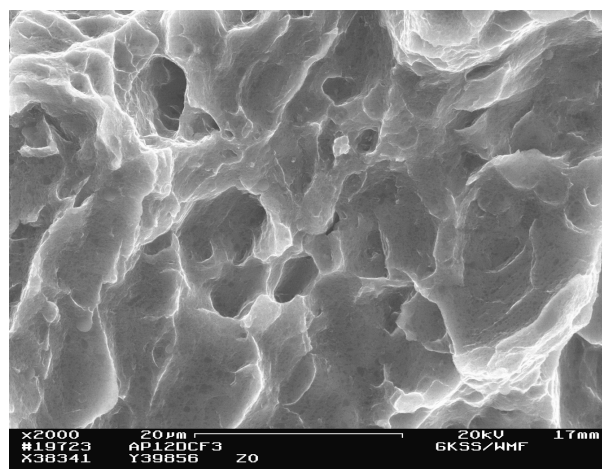


Bild 5.2: Bruchfläche auf der CT50-Probe der Variante D (Zusatzdraht AZ61A-F).
Figure 5.2: Fracture surface on the CT50 specimen of weldment D.