

# Laserstrahlschweißen einer Magnesiumlegierung sowie einer Magnesium-Aluminium-Verbindung

Der Leichtbau nimmt im Zuge der globalen intensiven Bemühungen um Verringerung von Schadstoffemissionen insbesondere in der Fahrzeugbranche eine zunehmende Rolle ein. Die Reduzierung der Fahrzeugmasse ist dabei von größter Bedeutung, weshalb der Einsatz von leichten Werkstoffen sowie neuen Konstruktionsvarianten wichtige Instrumente sind. Mit einer Dichte von  $1,738 \text{ g/cm}^3$  ist Magnesium gegenüber Aluminium mit  $2,7 \text{ g/cm}^3$  damit ein zukunftsweisender Werkstoff. Neben den bereits in der Industrie angewendeten Fügeverfahren für Magnesium, wie das Kleben oder das Wolfram-Inertgasschweißen, wird das Laserstrahlschweißen als thermisches Fügeverfahren zukünftig vermehrt Einsatz finden. Dazu wurden in dieser Arbeit erste Erkenntnisse der Parameteroptimierung des Laserstrahlprozesses bezüglich der fehlerfreien Gestaltung der Schweißnaht für die Magnesiumlegierung AZ 31 gewonnen. Die Ermittlung dieser Daten bilden hinsichtlich Realisierbarkeit und Wirtschaftlichkeit eine Grundlage, welche zukünftig zur Automatisierbarkeit des Laserstrahlschweißens von Magnesiumlegierungen beitragen kann.

## 1 Zukunftswerkstoff Magnesium

Reines Magnesium weist eine Dichte von  $1,738 \text{ g/cm}^3$  auf und liegt damit etwa 30% unter der Dichte des industriell häufig verwendeten Aluminiums. Des Weiteren ist der Werkstoff Magnesium mit einem Teilchenzahlanteil von 1,8% in der Erdkruste gut verfügbar. Magnesiumlegierungen besitzen eine hohe Dämpfung, was dazu führt, dass bei schwingender Belastung weniger Vibrationen und dadurch geringere Geräuschemissionen entstehen [1]. Bleche aus der gewalzten Magnesium-Knetlegierung AZ31 zeichnen sich durch ihre geringe Dichte und ihre hohe spezifische Steifigkeit aus, weshalb von einem großen Anwendungspotenzial im Leichtbau ausgegangen werden kann. Die chemische Zusammensetzung (Massenanteile) der verwendeten Magnesiumlegierung AZ31B betrug nach Herstellerangaben: 2,5...3,5% Al, 0,6...1,4% Zn, 0,2% Mn, Rest Mg.

Das Grundgefüge von AZ31 zeichnet sich durch sein einphasiges, vollständig rekristallisiertes Gefüge aus. In **Bild 1** ist beispielhaft das Gefüge dieser

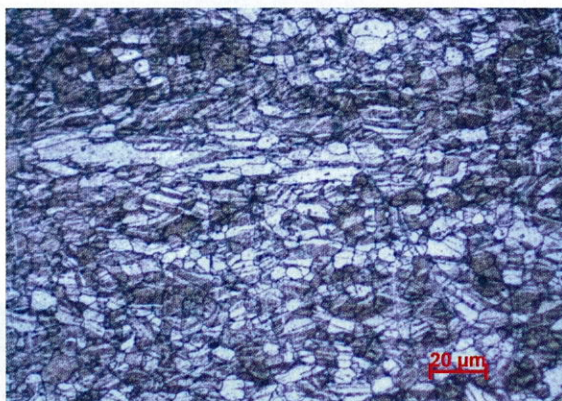


Bild 1 • Metallografischer Schliff des Grundwerkstoffs AZ31 (geätzt in Pikrinsäure):  $\alpha$ -Mischkristalle mit vereinzelt mangan- und aluminiumreichen Ausscheidungen.

## DIE AUTOREN



### Prof. Dr.-Ing. Peter Böhm

Leiter des Fachgebiets für Werkstoffe und Schweißen der Hochschule Trier, Fachbereich Technik  
 Peter.Boehm@hochschule-trier.de  
 www.schweissenundschneiden.de/?id=400241



### Philipp Lorig, B.Eng.

Bachelor of Engineering der Hochschule Trier, Fachbereich Technik  
 www.schweissenundschneiden.de/?id=400242

## STICHWÖRTER

Aluminium/Aluminiumlegierungen, Laserstrahlschweißen, Magnesium/Magnesiumlegierungen, Werkstoffkombinationen

Magnesiumlegierung wiedergegeben. Das mit einer mittleren Korngröße von etwa  $11 \mu\text{m}$  feinkörnige Gefüge besteht aus  $\alpha$ -Mischkristallen und vereinzelt mangan- und aluminiumreichen Ausscheidungen. Im metallografischen Schliff sind auch längliche Körner erkennbar, entstanden durch starke Deformation in Folge des Walzens des Magnesiumprobekörpers. Aus dem gleichen Grund lassen sich auch Teilbereiche erkennen, in denen eine Zwillingsbildung stattgefunden hat. Neben dem kristallografischen Gleiten in den Basalebene findet bei Raumtemperatur die mechanische Zwillingsbildung als weiterer wichtiger Verformungsmechanismus des Magnesiums statt.

## 2 Versuchsergebnisse

### 2.1 Laserstrahlschweißungen von I-Nähten am Mg/Mg-Stumpfstoß

Die Versuche wurden mit einem 500-W-Nd:YAG-Laser des Herstellers Trumpf mit integriertem NC-gesteuerten Kreuztisch, **Bild 2**, durchgeführt. Das für die Versuche zum Einsatz gekommene Lasersystem zeichnet sich durch eine hohe Strahlqualität von  $K < 1/(1,2 \pm 0,1 \text{ M}^2)$ , einem Faserdurchmesser von  $22 \mu\text{m}$  und einem Fokusbereich von  $19 \mu\text{m}$  aus, wodurch es hochdynamische Schweißprozesse ermöglicht. Der Faserlaser ist in der Lage, durch die gezielte Energieeinbringung eine sehr schmale Wärmeeinflusszone zu erzeugen und dadurch sehr filigrane Bauteile zu schweißen. Um eine genügend große Schweißnahtbreite zu erreichen, erfolgte die Strahleinbringung mit einer Strahloszillation (Überlagerung der linearen Vorschubbewegung mit der Kreisbahn des Laserstrahls), wodurch bei einer



Bild 2 • „TruLaser Station 5005“ des Herstellers Trumpf. (Bildquelle: Trumpf)

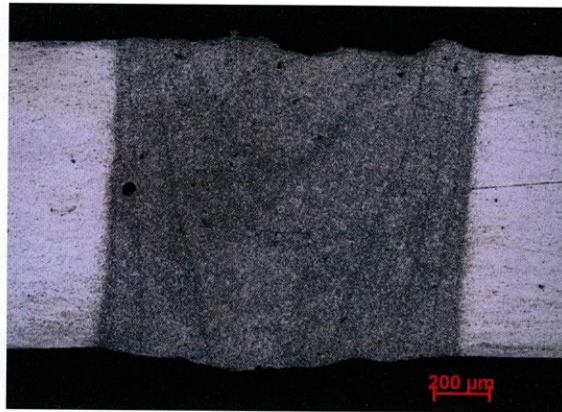


Bild 3 • Metallografischer Querschliff einer laserstrahlgeschweißten I-Naht am Stumpfstoß (Blechdicke 1mm).

erhöhten Einschweißtiefe und variabler Schweißnahtbreite eine sehr gute Schweißnahtqualität erzielt werden kann. Die I-Naht am Stumpfstoß aus zwei Magnesiumblechen mit Dicken von 1 mm konnte durch die Schweißparameteroptimierung ( $P = 400 \text{ W}$ ,  $F = 800 \text{ mm/min}$ , Radius Wobbelkreis 0,4 mm, Wobbelgeschwindigkeit 200 mm/s) nahezu frei von Poren und Heißrissen laserstrahlgeschweißt werden, **Bild 3**. Bei der Herstellung laserstrahlgeschweißter Proben aus Magnesium bzw. Magnesiumlegierungen stellt das nicht gewünschte Auftreten von Porositäten in der Schweißnaht eine der größten Herausforderungen dar. Daher bestand die vornehmliche Aufgabe darin, die Anzahl der Poren in der Schweißnaht so gering wie möglich zu halten oder Poren vollständig zu vermeiden. Sowohl die Variation der direkten Schweißparameter Strahlleistung, Vorschubgeschwindigkeit, Frequenz der Strahloszillation sowie deren Kreisradius als auch die indirekten

Schweißparameter wie die Planparallelität der Proben, die Begasung der Schweißprobe mit inertem Schutzgas (Argon) oder das Abtragen der Oxidschicht führen zu erheblichen Unterschieden bezüglich der Fehleranfälligkeit der Schweißproben.

Eine Erhöhung der Laserstrahlleistung auf 500 W bei gleichbleibender Vorschubgeschwindigkeit ergab eine erhebliche Reduzierung der Porenbildung. Dahingehend brachten die metallografischen Untersuchungen die Erkenntnis, dass das kurz vor dem Schweißprozess stattfindende mechanische Abtragen der Oxidschicht einen stabileren Dampfkanal (Keyhole) mit der Folge einer nahezu porenfreien Schweißnaht ermöglichte.

Trotz der hohen Sauerstoffaffinität der Magnesiumlegierung und der damit verbundenen Prozessinstabilität konnten somit reproduzierbare Ergebnisse erzielt werden. Die Zuleitung des Schutzgases erfolgte über zwei Düsen, die sowohl die Ober- als auch die Unterseite des Blechs umströmten. Die Optimierung bzw. in

## ABSTRACT

# Laser beam welding of a magnesium alloy as well as a dissimilar magnesium/aluminum joint

In the course of global intensive efforts to reduce pollutant emission, lightweight constructions play a major role, particularly in the automotive industry. Reducing the mass of vehicles is one of the most important aspects. Thus the application of lightweight materials in addition to new design variants are important instruments. In comparison to aluminium, the lower density of magnesium leads to an increasing variety of applications regarding lightweight designs. Therefore magnesium is a trend-setting material relating to its density of  $1,738 \text{ g/cm}^3$  compared to Aluminium with  $2.7 \text{ g/cm}^3$ . In addition to the joining methods for magnesium already used in industry, such as gluing or TIG welding, laser beam

welding will be increasingly used as a thermal joining process in the future. For this purpose primary knowledge regarding to optimized parameters of the laser beam process regarding flawless design of the weld seam were gained in this work. The determination of these data forms a basis in terms of feasibility and cost-effectiveness, which can lead to a contribution to the automation of laser beam welding in the future.

## KEYWORDS

aluminium/aluminium alloys, laser beam welding, magnesium/magnesium alloys, material combinations

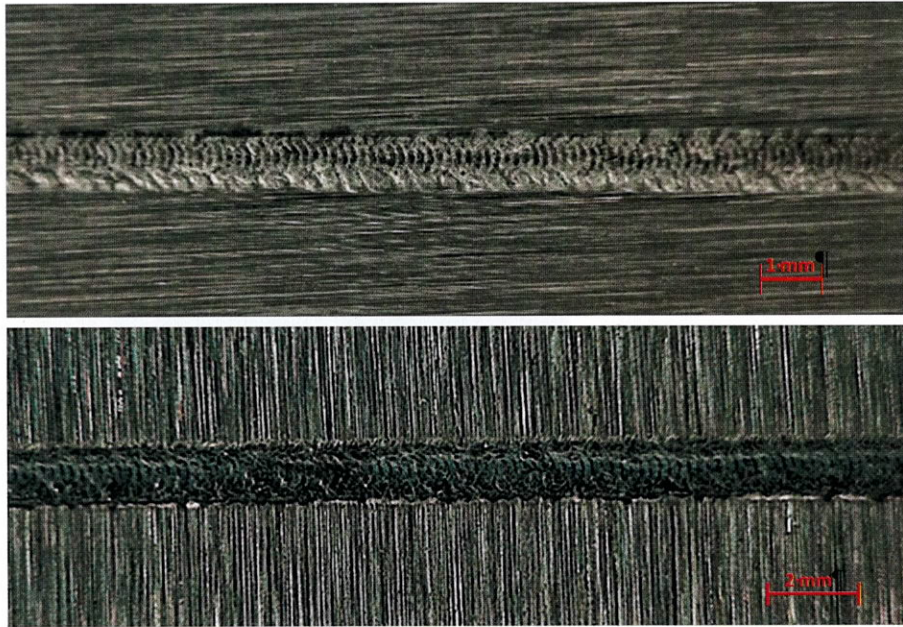


Bild 4 • Oberseite (oben) und Wurzelseite (unten) einer laserstrahlgeschweißten I-Naht am Mg/Mg-Stumpfstoß.

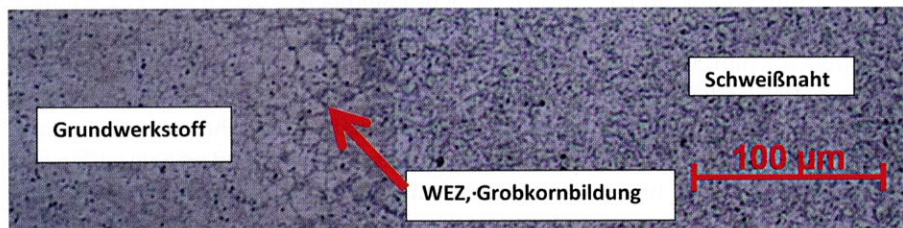


Bild 5 • Metallografischer Querschliff einer Mg/Mg-Laserstrahlgeschweißverbindung mit sichtbarer Wärmeinflusszone.

diesem Fall eine Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit auf 1000 mm/min beeinflusst die Verweildauer des Laserstrahls an einer bestimmten Stelle der Schweißprobe, was sich sowohl in der Ausbildung der Decklage als auch der Wurzel der Schweißnaht auswirkt. Durch die hohen Schweißgeschwindigkeiten kommt es, bedingt durch den damit verbundenen hohen Temperaturgradienten, zur beschleunigten Abkühlung und Erstarrung. Ein Einfallen des Schmelzbads wird dadurch verhindert. Schweißspritzer und weitere Unregelmäßigkeiten werden nahezu ganz vermieden.

Die Heißrissbildung beim Schweißprozess am Mg/Mg-Stumpfstoß konnte mit den optimierten Schweißparametern vermieden werden. Die Form der Schweißraupen des Schweißnahtgefüges, sowohl bei der Decklage, **Bild 4a**, als auch bei der Wurzel, **Bild 4b**, lässt sich auf den unterschiedlich schnellen Erstarrungsvorgang beim mehrfachen Aufschmelzen des Werkstoffs durch die Oszillation des Laserstrahls zurückführen. Bedingt durch die Vermeidung einer starken Porenbildung, eines großen Decklageneinfalls und einer zu großen Wurzelüberhöhung können die somit erzeugten Schweißnähte gemäß DIN EN 10042 als zulässig eingestuft werden. Dies wird durch die programmierbare Fokussieroptik verifiziert, wobei hier die Versuche im Bereich der Wobbelgeschwindigkeit von 200 bis 1000 mm/min und mit einer Amplitude quer zum Vorschub zwischen 0,25 und 0,8 mm durchgeführt wurden.

Die laserstrahlgeschweißten Proben weisen eine sehr geringe Wärmeinflusszone (WEZ) auf, **Bild 5**. Diese

Charakteristik ist typisch für die schnelle Führung des Laserstrahls. Sowohl die lineare Vorschubgeschwindigkeit der Schweißprobe, als auch die Strahloszillation führen zu einer WEZ von etwa 25 µm Breite. Bei dieser Legierungsgruppe führt die wärmebedingte Beeinflussung des unmittelbar neben der Schweißnaht befindlichen Grundwerkstoffs häufig zu einer Grobkornbildung und der Aufschmelzung niedrigschmelzender Phasen (zum Beispiel Korngrenzeneutektikum,  $\beta$ -Phase) [2]. Durch die korrekte Wahl der Schweißparameter lässt sich neben der Minimierung der Unregelmäßigkeiten ein reproduzierbares Schweißergebnis gewährleisten. Die durchgeführte Parameteroptimierung führte letztendlich zu einer Streckenenergie von etwa 30 J/mm gemäß der Gleichung  $E_s = P/F$ , mit  $P$  – Laserstrahlleistung und  $F$  – Vorschubgeschwindigkeit.

## 2.2 Gefüge von Al/Mg-Laserstrahlgeschweißnähten

Beim Schweißen von Magnesiumlegierungen kommt es häufig zur Bildung intermetallischer Phasen. Bei Betrachtung des Phasendiagramms Al-Mg [3], **Bild 6**, fällt auf, dass die Entstehungstemperatur der intermetallischen  $\beta$ -Phase  $Al_{12}Mg_{17}$  deutlich unter den Schmelztemperaturen von Aluminium (660°C) und Magnesium (650°C) liegt, weshalb es beim Aufschmelzen und dem anschließendem Erstarren zwangsläufig zur Bildung dieser Phasen kommt. Die maximale Löslichkeit des Aluminiums im Magnesium beträgt 12,7% (Massenanteil) bei einer Temperatur von 437°C. Die Löslichkeit bei Raumtemperatur liegt unter 1,6%. Aus dem

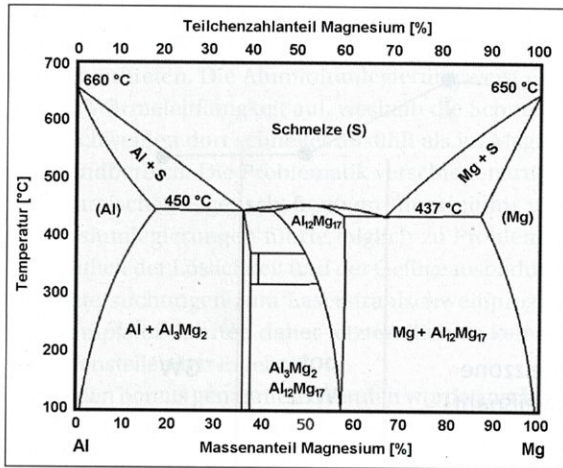


Bild 6 • Phasendiagramm Aluminium/Magnesium (nach [3]).

Phasendiagramm Mg–Al wird ersichtlich, dass bei einer gleichgewichtigen Erstarrung ein Gefüge aus primär erstarrten Mg-Mischkristallen und aus den aluminiumreichen Mischkristallen  $Al_{12}Mg_{17}$  entsteht.

Aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeit beim Laserstrahlschweißen kommt es jedoch zu keiner gleichgewichtigen Erstarrung. Es kristallisieren zunächst primäre Mg-Mischkristalle mit niedrigem Al-Gehalt aus. Bei weiterer Abkühlung steigt der Anteil primär erstarrter Mg-Mischkristalle, und die Restschmelze reichert sich mit Aluminium an. Beim Unterschreiten der eutektischen Temperatur erstarrt die Restschmelze teils als übersättigter Mg-Mischkristall und teils als intermetallische Phase  $Al_{12}Mg_{17}$ . Der übersättigte Mg-Mischkristall bleibt aufgrund der geringen Diffusionsgeschwindigkeit von Magnesium in Aluminium weiterhin bestehen. Deshalb bildet sich zwischen den Körnern das Korngrenzeneutektikum (KGE), welches aus dem sekundär erstarrten, aluminiumreichen Mg-Mischkristall und der  $\beta$ -Phase besteht [4; 5]. Das in **Bild 7** erkennbare Gefüge der Schweißnaht besteht hauptsächlich aus  $\alpha$ -Mischkristall und Korngrenzeneutektikum, wobei es sich dabei um den mit Aluminium übersättigten  $\alpha$ -Mischkristall handelt. Die metallographische Präparation und angewandte Ätzmethode bestätigt diese Tatsache, indem diese Phase im Bild heller erscheint.

Das Korngrenzeneutektikum weist jedoch wenige bis keine sichtbaren Ausscheidungen der  $\beta$ -Phase auf, welche sich vorzugsweise aus dem hoch aluminiumhaltigen Bereich ausscheiden. Diese Charakteristik lässt sich zum einen damit begründen, dass die Verweilzeit bei Temperaturen knapp unterhalb der eutektischen Temperatur aufgrund sehr hoher Abkühlgeschwindigkeiten, sehr kurz ist. Dort ist die Diffusion des Legierungselements Aluminium und die Bildung der Ausscheidungen möglich. Somit kann Aluminium in hoher Konzentration, sogar über der theoretischen Löslichkeit des Aluminiums im  $\alpha$ -Mischkristall, zwangsgelöst bleiben. Zum anderen weist die AZ31-Legierung generell deutlich weniger dieser intermetallischen Ausscheidungen auf als aluminiumreichere Legierungen, zum Beispiel die Legierung AZ91 [4].

Die Untersuchung mit dem Mappingverfahren mittels EDX (energiedispersive Röntgenspektroskopie) am Rasterelektronenmikroskop bestätigt diese These, da sich über die gesamte Schweißnahtbreite ein sehr homogenes Gefüge mit einer sehr gleichmäßigen Elementverteilung gebildet hat, **Bild 8**. Der gesamte Bereich zeigt flächendeckend eine ähnliche Verteilung der Elemente. Neben den erwarteten Magnesiumbestandteilen sind auch die aluminiumreichen Bereiche zu erkennen, welche sich bevorzugt an den Korngrenzen ausgeschieden haben. Inwieweit nach dem Schweißprozess noch Diffusionsprozesse hinsichtlich der weiteren Bildung von Ausscheidungen von intermetallischen Phasen zum Beispiel auf den Korngrenzen auftreten, insbesondere bei höheren Temperaturen, ist derzeit noch ungeklärt.

### 2.3 Härteprüfung und Zugversuche

Sowohl das Korngrenzeneutektikum als auch die  $\beta$ -Phase zeichnen sich durch ihre harte, spröde Struktur aus. Härteprüfungen nach Vickers (HV1) unterstreichen diese Beobachtung. Der Grundwerkstoff weist eine gemittelte Härte von 59,8 HV auf, wohingegen die Schweißnaht Härtewerte von 74,3 HV erreicht,

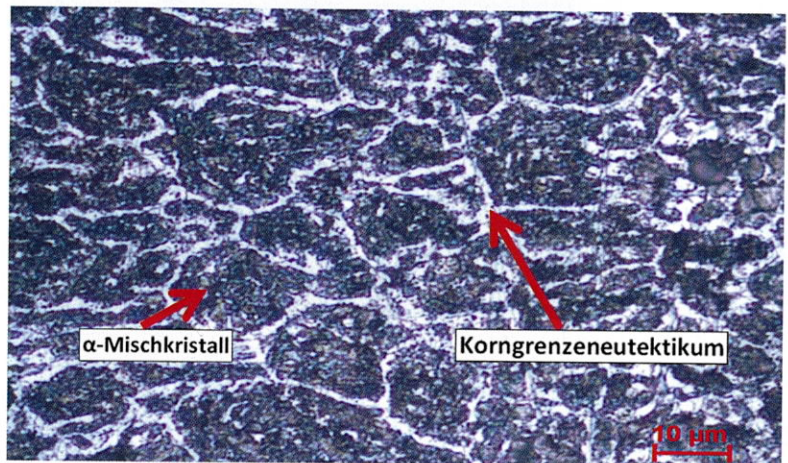


Bild 7 • Metallografisches Schlichtbild der Schweißnaht zweier im I-Stoß verschweißten Magnesiumbleche der Dicke 1 mm mit ungleichmäßig erstarrtem Gefüge und Korngrenzeneutektikum.

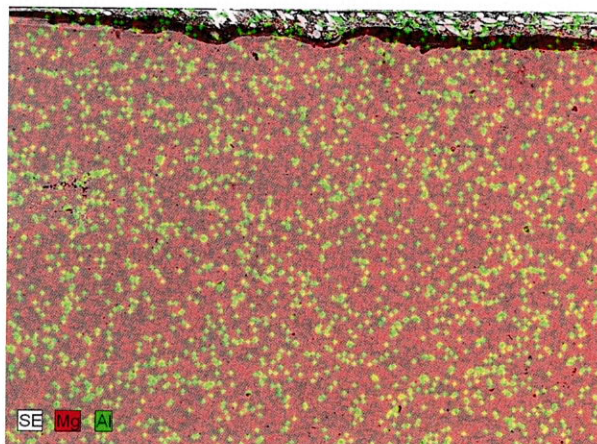


Bild 8 • Elementverteilung von Magnesium und Aluminium in einer laserstrahlgeschweißten I-Naht am Stumpfstoß zweier Magnesiumbleche der Dicke 1 mm (EDX-Mappingverfahren) – der gesamte Bereich zeigt flächendeckend eine ähnliche Verteilung der beiden Elemente. Neben den erwarteten Magnesiumbestandteilen (rot) erkennt man die aluminiumreichen Bereiche (grün), welche sich bevorzugt an den Korngrenzen ausgeschieden haben.

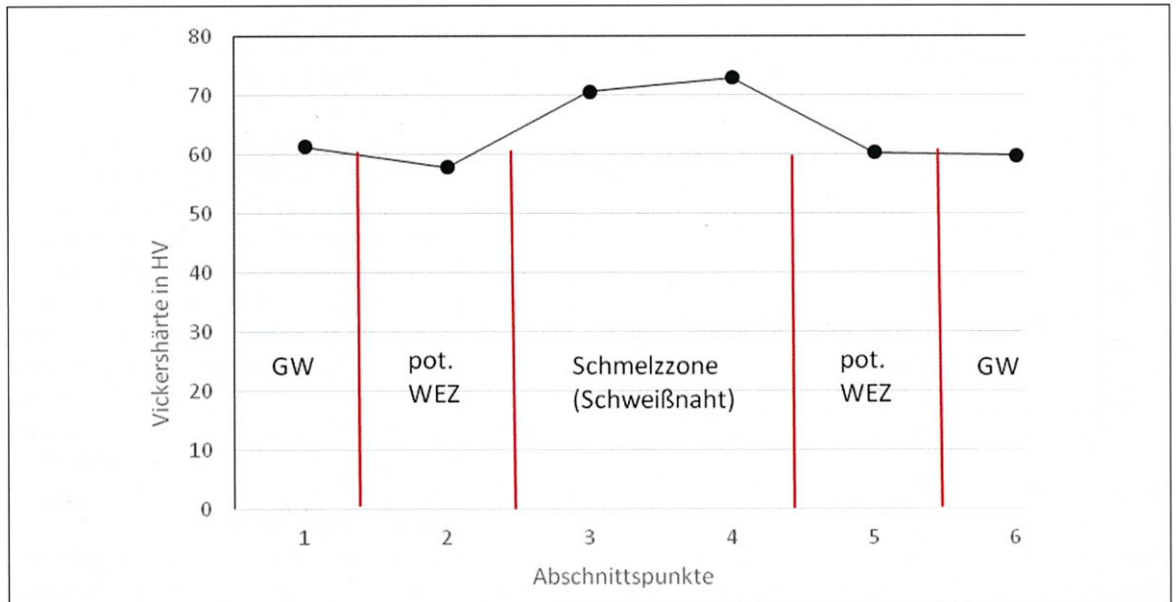


Bild 9 • Härteprüfung nach Vickers (HV 1) an einer laserstrahlgeschweißten I-Naht am Stumpfstoß zweier Magnesiumbleche (GW – Grundwerkstoff; pot. WEZ – potenzielle Wärmeinflusszone, der Begriff wurde aufgrund der nicht bei allen Versuchen deutlich ausgeprägten Wärmeinflusszone im Bereich von oft nur 20 bis 30  $\mu\text{m}$  gewählt).

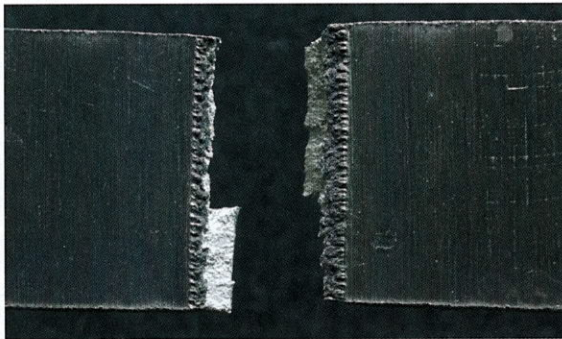


Bild 10 • Bruchbild der Zugprobe einer laserstrahlgeschweißten I-Naht am Stumpfstoß zweier Magnesiumbleche, Blechdicke 1mm, erreichte Zugfestigkeit 187 MPa.

**Bild 9.** Bei der Auswertung der Zugversuche spielt die Bildung der intermetallischen Phasen ebenfalls eine große Rolle. Die Zugfestigkeit des Grundwerkstoffs liegt in der Regel etwas höher als die der geschweißten Proben, da dort das Gefüge durch die Wärmebringung verändert wurde. Dort kommt es insbesondere bei Knetlegierungen zur Umwandlung von texturierten Gefügeanteilen zu einer gussgefügeähnlichen Struktur. Die maximal erreichte Zugfestigkeit laserstrahlgeschweißter AZ31-Proben beträgt etwa 187 MPa, wohingegen der Grundwerkstoff Festigkeiten von bis zu 215 MPa erreicht. Die Entfernung der Oxidschicht vor dem Schweißprozess bringt dort keine Steigerung der Festigkeitswerte. Es wird deutlich, dass die Bruchdehnung der reinen Grundwerkstoffe deutlich höher ist als die der Schweißproben. Begründen lässt sich diese Eigenschaft durch das sich beim Schweißprozess bildende Korngrenzeneutektikum, aus welchem sich zusätzlich die spröde  $\beta$ -Phase ausscheiden kann. Des Weiteren fällt auf, dass die Beachtung der Walzrichtung zu keiner signifikanten Verbesserung oder Verschlechterung der Zugfestigkeit oder der Streckgrenze führt. Bei

gewalzten Blechen wird eine anisotrope Gefügestruktur vorausgesetzt, wobei die Dehnungskennwerte in Walzrichtung kleiner sind, was im vorliegenden Fall jedoch nur bedingt beobachtet werden kann [6].

Das Bruchverhalten der laserstrahlgeschweißten Magnesiumproben lässt sich anhand von **Bild 10** erkennen. Bei Betrachtung der Bruchlage fällt auf, dass die Probe exakt innerhalb der Schweißnaht gebrochen ist. Diese Bruchlage bestätigte sich ebenfalls bei weiteren Zugproben. Das Versagensmuster der Schweißproben weist dabei ein Sprödbbruchverhalten auf. Sowohl die geringe Bruchdehnung der geschweißten Proben von etwa 6 bis 7% als auch die matte Trennfläche bestätigen diese spröde Versagensart, die durch die wärmebedingte Gefügeumwandlung innerhalb der Schweißnaht hervorgerufen wird. Bei den hier durchgeführten Untersuchungen wurde zunächst darauf verzichtet, mit einem Vorwärmen der Proben zu arbeiten. Dies ist auch das Ziel weiterer Arbeiten.

#### 2.4 Verbindung Magnesium–Aluminium

Der angestrebte Stumpfstoß der Verbindung aus Magnesium und Aluminium ist aus metallphysikalischer Sicht eine schwierige Aufgabe. Ein Grund für die Schwierigkeit, einen Stumpfstoß ohne Zusatzwerkstoff zu realisieren besteht darin, dass Magnesium einen sehr kleinen Temperaturbereich zwischen Schmelz- und Verdampfungspunkt besitzt. Aufgrund der Erzeugung niedrigschmelzender, spröder intermetallischer Phasen zwischen Magnesium und Aluminium konnte sich kein stabiles Keyhole ausbilden, welches letztlich durch den hohen Dampfdruck der Magnesiumschmelze zusätzlich geweitet wurde. Dadurch wurde die Schmelze verwirbelt und zu großen Teilen aus der Nahtmitte herausgeschleudert, was wiederum zu einer löchrigen, sehr unregelmäßigen Naht führte. Eine mögliche Erklärung besteht

darin, dass Bereiche unmittelbar nach dem Aufschmelzen unterschiedlich schnell abkühlen, wodurch Spannungen auftreten. Die Aluminiumlegierung weist eine höhere Wärmeleitfähigkeit auf, weshalb die Schmelze beim Schweißen dort schneller abkühlt als im Magnesiumrandbereich. Die Problematik verschiedenartiger metallurgischen Eigenschaften von Aluminium- und Magnesiumlegierungen führte folglich zu Problemen hinsichtlich der Löslichkeit und der Gefügeausbildung. Die Untersuchungen zum Laserstrahlschweißprozess am Stumpfstoß führten daher letztendlich zu keinem zufriedenstellenden Ergebnis.

Aus den bereits genannten Gründen wurde anschließend ein Überlappstoß beider Legierungen angestrebt. Dabei bestehen in der hohen Wärmeleitfähigkeit und der starken Oxidschichtbildung des Aluminiums wichtige Parameter, die den thermischen Fügeprozess maßgeblich beeinflussen. Die Wärmeleitfähigkeit und der geringfügig höhere Schmelzpunkt in Verbindung mit einem deutlich höheren Siedepunkt führte dementsprechend zur Überlegung, die Schweißung im Überlappstoß mit Magnesium auf der Unter- und Aluminium auf der Oberseite durchzuführen. Dabei besteht zum einen der Vorteil darin, dass das Aluminium die Wärme besser an das darunterliegende Magnesium weiterleiten kann, und zum anderen, dass eine zu starke Diffusion der Fügepartner und die damit verbundene Bildung spröder, intermetallischer Phasen durch die starke Oxidschicht des Aluminiums beschränkt werden könnte.

Neben der Schwierigkeit der korrekten Fokussagenpositionierung bestand eine weitere Problematik im eingeschränkten Leistungsbereich, wobei der Laser nur einen Teil des Magnesiums aufschmelzen durfte, sodass er nicht beide Werkstoffe durch die hohe Energiedichte durchdringt. Der nahezu identische Schmelzpunkt erschwerte dieses Vorhaben zusätzlich.

**Bild 11** dokumentiert den Querschliff einer Al/Mg-Überlappschweißung, bei der es gelungen ist, sowohl das Aluminium als auch einen Teilbereich des Magnesiums aufzuschmelzen. Auffällig sind die sehr großen Poren innerhalb des Schweißguts sowie die Fehleranfälligkeit bezüglich der Heißrissbildung der Nahtunterseite. Die hohe Porenanfälligkeit dieser Schweißverbindung besteht zu großen Teilen aus dem hohen Dampfdruck des Magnesiums und der Einschweißtiefe, die sich nur erswert regeln lässt. Im Vergleich zum Stumpfstoß besitzt die Überlappnaht in diesem Fall eine stark eingeschränkte Entgasungsmöglichkeit.

Das Mapping mittels der EDX-Analyse eines Rasterelektronenmikroskops liefert interessante Erkenntnisse hinsichtlich der ungleichmäßigen Elementverteilung innerhalb der Schweißnaht, **Bild 12**. Der rote Bereich innerhalb der Schweißnaht zeichnet sich durch eine Ansammlung von Aluminium aus. Die Erkenntnisse einer durchgeführten Linienmessung (Line-scan) wurden durch die Ergebnisse von Härtemessungen bestätigt. Es bildeten sich zwei verschiedene intermetallische Phasen, die sich im Phasendiagramm Al-Mg wiederfinden. In der Schweißnaht befindet sich somit zum einen

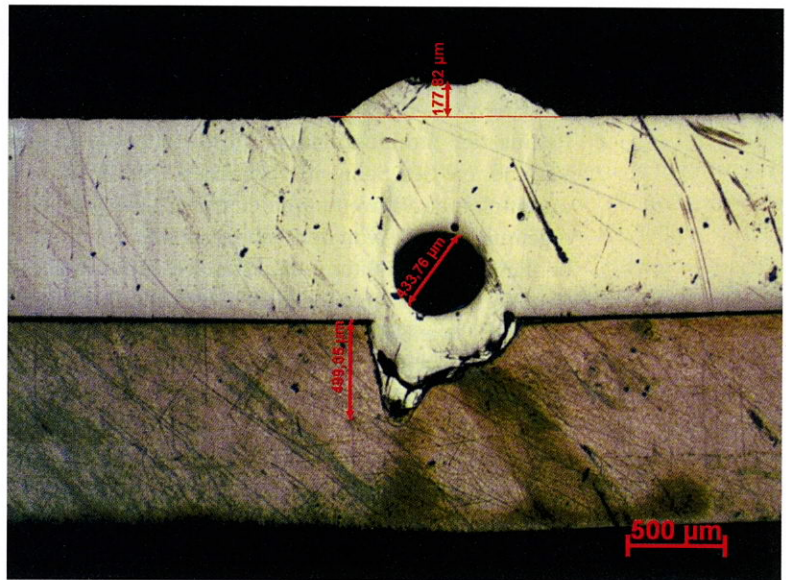


Bild 11 • Metallografischer Querschliff einer laserstrahlgewweißten Überlappverbindung eines Aluminiumblechs mit einem Magnesiumblech – der Laserstrahl trifft zunächst auf das obenliegende Aluminiumblech und schmilzt einen Teil des untenliegenden Magnesiumblechs auf, erkennbar sind die enorme Porenbildung sowie die Rissanfälligkeit im Fügebereich.



Bild 12 • REM-Aufnahme einer laserstrahlgewweißten Überlappverbindung eines Aluminiumblechs mit einem Magnesiumblech – EDX Mappingverfahren mit Elementverteilung von Aluminium und Magnesium im Fügebereich.

Aluminium mit einigen Ausscheidungen von  $\gamma$ -Phase ( $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ) an den Korngrenzen und zum anderen die reine  $\gamma$ -Phase. Bei Betrachtung der Rissbildung fällt auf, dass diese Risse in einem Bereich entstanden sind, in welchem überwiegend  $\gamma$ -Phase auftritt. Diese intermetallische Phase weist eine extreme Härte und Sprödigkeit auf, was zur erhöhten Rissanfälligkeit der Schweißnaht in diesem Bereich führt. In der Schweißnaht durchgeführte Härtemessungen lieferten gestiegene Härtewerte von 130 bis 195 HV [7].

### 3 Fazit

Im Zuge des an Bedeutung gewinnenden werkstofflichen Leichtbaus rücken sowohl Magnesium als auch das automatisierbare Laserstrahlschweißen als Fügetechnik dieses Werkstoffs in den Fokus der Forschung. Die gezielte Parameteroptimierung während der Schweißversuche am Mg/Mg-Stumpfstoß führte

zu der Erkenntnis, dass Magnesium nahezu fehlerfrei laserstrahlgeschweißt werden kann. Bereits kleinste Veränderungen hinsichtlich der Leistung, der Vorschubgeschwindigkeit, der Strahloszillationsfrequenz und des Radius der Strahloszillation führen zu erheblichen Variationen des Schweißergebnisses. Neben diesen unmittelbaren Schweißparametern wird das Schweißergebnis ebenfalls von der Planparallelität der Proben, der Einspannvorrichtung, der Schutzgaszuführung und dem Vorhandensein der Oxidschicht beeinflusst. Eine vor dem Schweißprozess durchgeführte Vorwärmung bzw. eine nachgeschaltete Wärmebehandlung der Proben kann unter Umständen zur Reduzierung der Aufhärtungen führen. Neben dem thermischen Fügen reiner Magnesiumverbindungen gewinnen auch Füge-technologien zwischen artungleichen Werkstoffen als Schlüsseltechnologien an Bedeutung. Dahingehend konnte gezeigt werden, dass es grundsätzlich möglich ist, eine Stoffverbindung der Magnesiumlegierung AZ31 und der Aluminiumlegierung AW 6082 mittels Laserstrahlschweißverfahren zu realisieren. Um hierbei reproduzierbare und vor allem fehlerfreie Schweißnähte zu erzeugen, bedarf es jedoch weiterer intensiver Untersuchungen.

### DANKSAGUNG

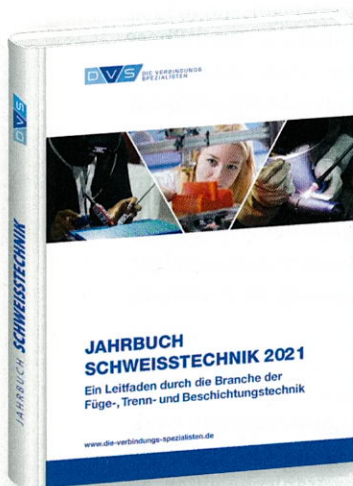
Besonderer Dank gilt dem Kollegen Herrn Prof. Stefan Trapp für seine hilfreiche Unterstützung beim Arbeiten am Rasterelektronenmikroskop

### Literatur

- [1] Göken, J.: Dämpfungspotential der Magnesiumlegierung AZ91 bei Raumtemperatur. Diss., TU Hamburg-Harburg 2003.
- [2] N. N.: Einfluss der Vor- und Nachbehandlung von Magnesiumhalbzeugen auf die Qualität und das Korrosionsverhalten geschweißter Magnesiumwerkstoffe. Abschlussbericht, Forschungsvorhaben AiF 14.451 N. Institut für Werkstoffkunde (IfW) der TU Darmstadt/Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik der TH Aachen 2007.
- [3] Breining, R.: Untersuchungen zum Korrosionsverhalten und Korrosionsschutz von geschweißten Aluminium-Magnesium-Mischverbindungen. Diss., Technische Universität Darmstadt 2011.
- [4] Lehner, C.: Beschreibung des Nd:YAG-Laserstrahlschweißprozesses von Magnesiumdruckguss. Forschungsberichte iwv, Technische Universität München. Herbert-Utz-Verlag, München 2001.
- [5] Huppmann, H.: Charakterisierung der Verformungsmechanismen der stranggepressten Magnesiumlegierung AZ31 und ME21 unter monotoner und zyklischer Belastung. Diss., TU Berlin 2011.
- [6] Marx, T.: Messung von biaxialen Spannungs-Dehnungs-Kurven gemäß ISO 16842. Bachelor-Thesis, Fakultät für Maschinenbau und Verfahrenstechnik, Hochschule Offenburg 2017.
- [7] Böhm, P., u. J. Marion: New experiences in welding magnesium alloys. Atiner's Conference Paper Series, IND2017-2334, 2017.



Jahrbücher und mehr



### Aktuelles Fachwissen der Schweißtechnik und vieles mehr im JAHRBUCH SCHWEISSTECHNIK 2021

Zum Thema Verfahren der Füge- und Trenntechnik enthält die aktuelle Ausgabe folgende Artikel:

- Einsatz der Shearografie zur zerstörungsfreien Prüfung von Struktur- sowie Dickschichtklebungen
- Verbesserung der Oberflächenqualität von additiv gefertigten Bauteilen
- Prognosewerte, Sollwerte und Anzeigewerte beim Metall-Schutzgasschweißen — Alles Einstellungssache?

Weitere Fachbeiträge widmen sich aktuellen Fragestellungen zu Werkstoffen, Qualitätssicherung, Geräten und Anlagen sowie der Berechnung und Gestaltung.

#### JAHRBUCH SCHWEISSTECHNIK 2021

Bestellnummer: 600954, DIN A5, gebunden, 472 Seiten

Preis: 46,00 Euro | Preis: 36,80 Euro (für DVS-Mitglieder)