

Additive Fertigung mittels WAAM (Wire and Arc additive Manufacturing Technologie)

Da die Methodik der WAAM-Verarbeitung im Berichtszeitraum (2021) derjenigen aus dem ersten Berichtszeitraum entspricht, wurde die Beschreibung aus dem ersten Berichtszeitraum entnommen und um die neuen Ergebnisse ergänzt.

Unmittelbar vor dem Schweißen wurden die selbst gefertigten Drähte (Bericht 1.1.2 bzw. 1.2.1) mit Isopropanol und einer Fasermatte gereinigt. Die WAAM- Fertigung erfolgte mit dem Gas-Metall-Lichtbogen-Schweißverfahren Cold Metal Transfer (CMT) (Fronius, Pettenbach, Österreich), als Stromquelle diente ein Fronius CMT TPS.

Durch Parameterstudien konnten zufriedenstellende Ergebnisse mit folgenden Einstellungen erzielt werden: Schweißkurve KL 1904, Schweißgeschwindigkeit 12 mm/sec, Drahtvorschubgeschwindigkeit 3,5 m/min (Grundschicht) und 2,2 m/min (Aufbaulagen), Stromstärke 51 A, Pulsfrequenz 80-120 Hz, Schichtdicke jeweils 2,5 mm und eine Wandstärke von ca. 5 mm. Der Abstand zwischen Werkstück und Spitze betrug 13 mm. Als Schutzgas wurde Ar mit 30 % He verwendet. Der Düsendurchmesser betrug 14 mm und der Gasfluss 14 l/min. Nachfolgende Bilder zeigen die AM-Schweißanlage am LKR (links) sowie ein Foto während der Verarbeitung. Während der Verarbeitung der Drähte kam es zu starker Schmauchbildung, was auf verdampfendes Material aufgrund der hohen Hitze zurückzuführen ist. Insgesamt sind die Drähte aber problemlos zu verarbeiten und es konnten zufriedenstellende Probenträger gefertigt werden.

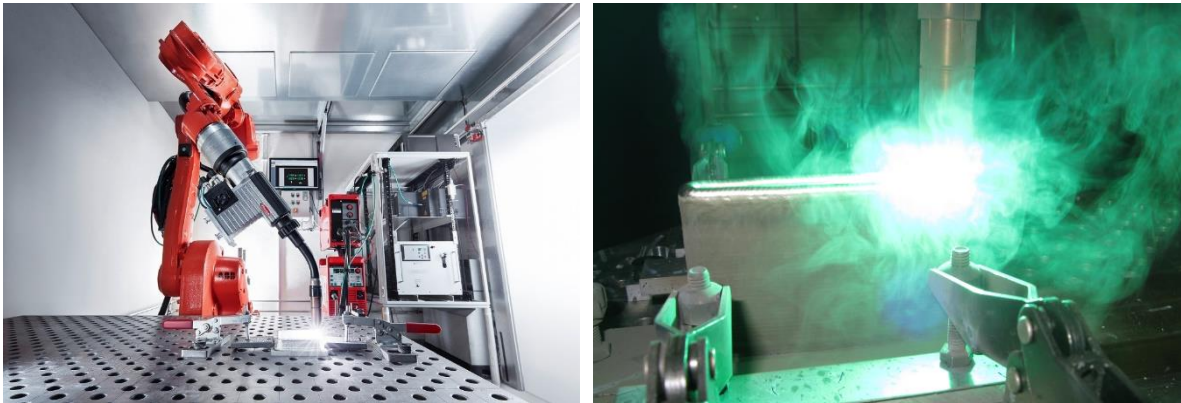


Abbildung 1: WAAM Anlage am LKR Ranshofen (links); Schmauchbildung während der WAAM Verarbeitung von Mg Draht (rechts)

Aus den Drähten wurden kontinuierlich dünnwandige Strukturen („Probenträger“) mit einer Höhe von mindestens 80 mm, einer Länge von 130 mm und einer Breite von 30 mm auf einer AZ31-Grundplatte (Mg-3,0Al-0,6Zn) hergestellt. Deutlich zu erkennen ist die leicht wellige Oberfläche, welche sich aus dem schichtweisen Lagenaufbau im WAAM Prozess ergibt. Die Verarbeitung war trotz Schmauchbildung einwandfrei und der Lichtbogen während des gesamten Lagenaufbaus sehr stabil.

Wie aus dem vorhergehenden Projektergebnissen bekannt, mussten für die Sonderdrähte jeweils die notwendigen Kennlinien zuerst in Parameterstudien erarbeitet werden. Aus den so hergestellten Probenträgern wurden im weiteren Verlauf entsprechend nachfolgendem Schnittplan Proben für metallografische Untersuchungen, Zugversuche und CT-Analysen entnommen.

T1.1.3 „ Bericht über WAAM Verarbeitung“

Die CT-Proben mit der Bezeichnung „4“ wurden nach Abstimmung mit dem Projektpartner FH Wels verworfen, da die CT-Analyse direkt an den Zugproben durchgeführt werden kann. Dies bringt den erheblichen Vorteil, dass man im Anschluss an die Prüfungen einen Zusammenhang zwischen Defekten (Porositäten, Bindungsfehlern etc.) und den ermittelten mechanischen Kennwerten herstellen kann.

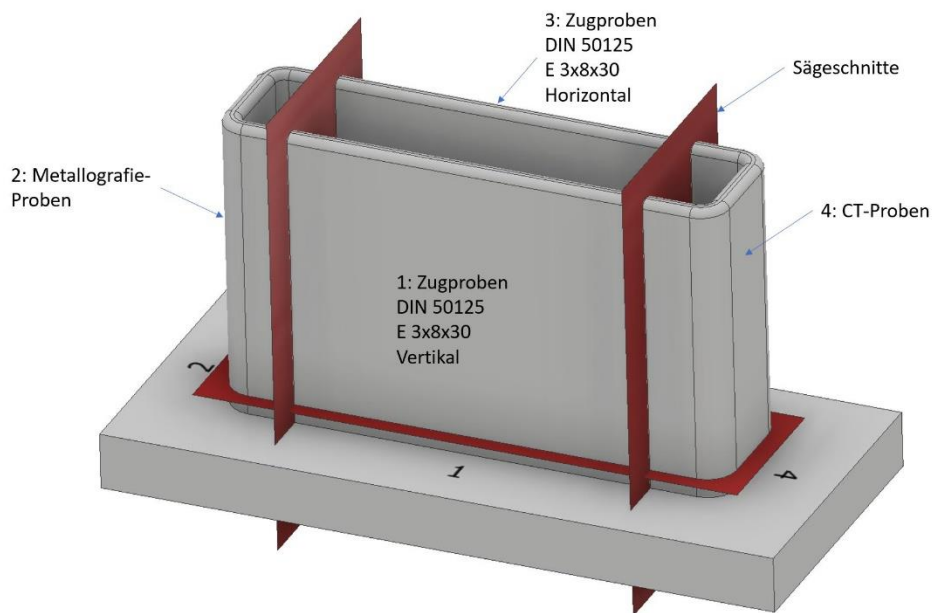


Abbildung 2: Probenentnahmeplan der gefertigten Probenträger

Erfahrungen zum Drahtvorschub, Prozessgasqualität, Stabilität des Lagenaufbaus, Lagenkonsolidierung, Prozessrobustheit, Verlust an Legierungselementen

Wie sich bei den WAAM-Versuchen gezeigt hat, muss die Zusammenwirkung aus Drahtvorschub und eingestelltem Energieeintrag relativ genau eingehalten werden, was jedoch bei aktueller Brennertechnologie und Roboterführung kein Problem darstellt. Das Prozessfenster ist dabei für Magnesium-Werkstoffe deutlich geringer als für Aluminiumwerkstoffe, jedoch immer noch ausreichend groß, selbst für die Herstellung von komplexen Bauteilen / Strukturen.

Unterschiede in den Werkstoffen konnte insbesondere beim Lagenaufbau beobachtet werden: Da die Legierungen mit höheren Al-Gehalten bessere Fließeigenschaften aufweisen als bspw. AZ61 oder die ZX-Legierungen, ist es mit diesen entsprechend schwieriger dünne Strukturen bzw. dünnwandige Bauteile herzustellen. Das Schmelzbad fließt stärker in die breite, wodurch auch mehr Lagen für die gleiche Bauhöhe vonnöten sind. Insgesamt sind Wandstärken von ca. dem 2-3-fachen des Drahtdurchmessers zu erreichen. Wird die Schweißleistung reduziert, lassen sich geringfügig dünnere Wände herstellen, dabei wird jedoch der Lichtbogen relativ instabil. Wie oben beschrieben wurden die besten Ergebnisse mit 51A und einem Drahtvorschub in den Decklagen von 2,2 m/min erreicht, wobei eine pendelnde Brennerbewegung zu verbesserter Oberflächengüte geführt hat.

Die Bindung zwischen den einzelnen Lagen ist als einwandfrei zu beschreiben. Selbst Legierungen mit einem höheren Ca-Gehalt, welche üblicherweise dickere und stabilere Oxidschichten aufweisen, bilden keine materialschädigende Trennschicht zwischen den einzelnen Lagen aus.

T1.1.3 „ Bericht über WAAM Verarbeitung“

Die chemische Analyse der Drähte im Vergleich mit der Analyse der gefertigten Bauteile stimmt sehr gut überein, so dass davon ausgegangen werden kann, dass es zu keinerlei abdampfen von spezifischen Legierungselementen während der Verarbeitung kommt. Der sich bildende Schmauch scheint sämtliche Elemente gleichermaßen zu betreffen.

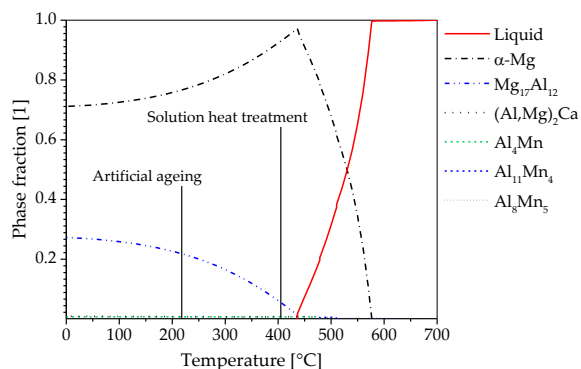
Ergebnisse AX13

Nachfolgend werden die Ergebnisse der Verarbeitung der Legierung AX13 näher beschrieben:

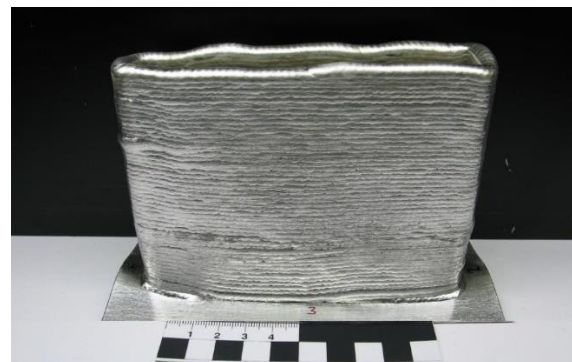
Auf einer AZ31 (Mg-Al3-Zn1) Grundplatte wurden dünnwandige Strukturen aus AX13 mit einer Höhe von ca. 120 mm, einer Länge von 130 mm und einer Breite von 25 mm mit kontinuierlichem Drahtauftrag hergestellt (Abbildung 1b). Die nominelle chemische Zusammensetzung der hergestellten Legierung ist in Tabelle 1 angegeben. Die entsprechende Gleichgewichts-Phasenberechnung von AX13 unter Verwendung von Durchschnittswerten der gegebenen Legierungszusammensetzung ist in Abbildung 3a dargestellt.

Tabelle 1: Nominelle chemische Zusammensetzung der Legierung AX13

Legierung	Al [Gew. %]	Zn [Gew. %]	Ca [Gew. %]	Mn [Gew. %]	Mg [Gew. %]
AX13	12.0 – 15.0	0.30 – 0.60	0.30 – 0.50	0.15 – 0.50	Rest



a)



b)

Abbildung 3: a) Gleichgewichtsphasenberechnung von AX13; b) Mittels WAM hergestellter Probekörper

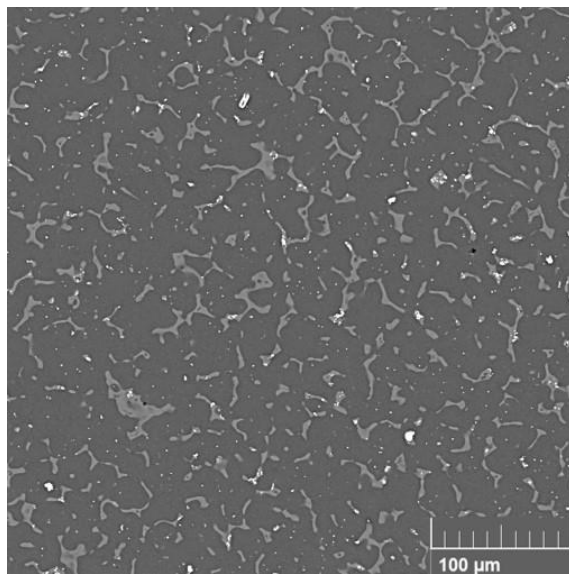
Um die Festigkeit des Materials zu erhöhen, wurde auf der Grundlage thermodynamischer Berechnungen (siehe Abbildung 3a) unter Verwendung der Software Thermo-Calc (Version 2021b) und der Datenbanken TCMG6 und MOBGM2 (Thermo-Calc Software AB, Solna, Schweden) eine T6-Wärmebehandlung (Lösungsglühung + Abschrecken + Warmauslagern) entwickelt. Die Lösungsglühung erfolgte bei 405 °C für 16 Stunden mit anschließender Abkühlung unter bewegter Luft und anschließender Warmauslagerung bei 218 °C für 5 Stunden.

Die Zugversuche wurden bei Raumtemperatur mit einer Zwick Z100-Zugprüfmaschine (Zwick Roell, Ulm, Deutschland) an Proben im „as built“ und an wärmebehandelten T6-Proben durchgeführt. Die Zugproben wurden nach DIN 50125 E3x8x30 aus horizontaler (Schweißrichtung) und vertikaler (Querrichtung) Richtung hergestellt. Für jede Richtung und jeden Zustand wurden fünf Proben geprüft. Da die Unterschiede zwischen den Richtungen vernachlässigbar waren, wurde der Mittelwert aus beiden Richtungen verwendet. Die mikrostrukturellen Untersuchungen wurden mit Hilfe der optischen Lichtmikroskopie und der Rasterelektronenmikroskopie (SEM) durchgeführt. Für die Bildgebung und die energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDS) wurde ein Tescan MIRA3-

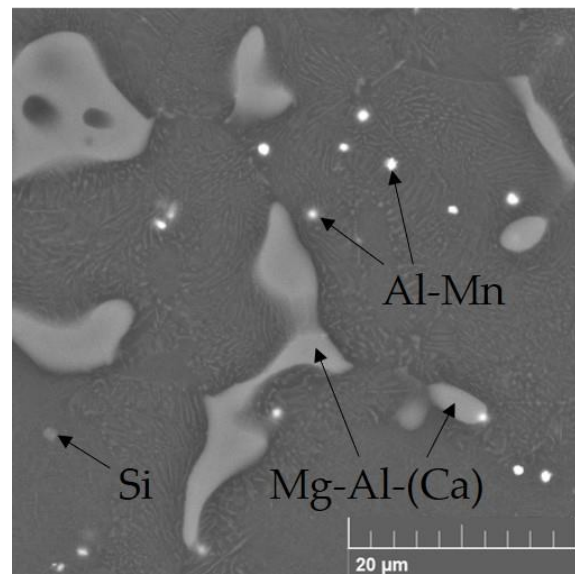
T1.1.3 „ Bericht über WAAM Verarbeitung“

Rasterelektronenmikroskop mit Feldemissionskanone (Tescan, Brno, Tschechische Republik) verwendet, das bei 20 kV und einem Arbeitsabstand von 15 mm betrieben wurde. Die Bilder wurden mit einem 4-Quadranten-Festkörperdetektor für rückgestreute Elektronen (BSE) aufgenommen. Die Elementanalyse wurde mit einem EDAX Octane Elect Silizium-Driftdetektorsystem (EDAX, Mahwah, NJ, USA) durchgeführt.

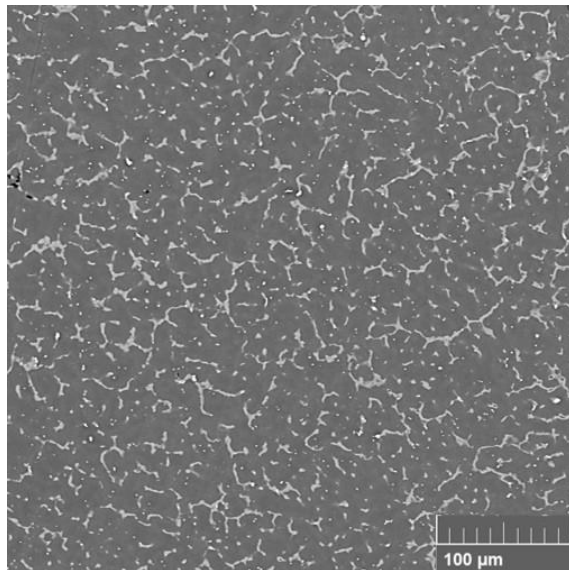
Die Mikrostruktur der WAAM-Probe im as-built Zustand (Abbildung 4a und b) zeigt erhebliche Mengen an entartetem Mg-Al-Eutektikum (β -Phase) an den Korngrenzen. Bei stärkerer Vergrößerung (Abbildung 4b) sind neben dem gespaltenen Eutektikum auch lamellare eutektische Strukturen (bestehend aus α -Mg und β -Phase) zu erkennen, was ein übliches Merkmal für Mg-Al-Legierungen mit hohem Al-Gehalt ist. Die EDS-Analyse zeigt, dass die eutektischen Strukturen mit Ca und Zn angereichert sind. Darüber hinaus sind gleichmäßig verteilte blockartige intermetallische Phasen vorhanden, die als Al-Mn-Phasen identifiziert werden können. In geringen Mengen sind auch Si-Partikel zu finden, bei denen es sich höchstwahrscheinlich um Verunreinigungen aus dem primären Magnesiumherstellungsprozess handelt. Wie in den Abbildungen 4a und c zu sehen ist, weisen die Teile eine geringe, verstreute Porosität auf. Insgesamt ist die Mikrostruktur homogen mit vernachlässigbaren Unterschieden zwischen Intra- und Interlayer-Zonen. Die Abbildungen 4c und d zeigen das Mikrogefüge der wärmebehandelten T6-Proben. Wie man sieht, konnte die Wärmebehandlung die spröden Phasen an den Korngrenzen nicht vollständig auflösen, während die Mg-Al-(Ca)-Phasen im Korninneren vollständig dispergiert waren.



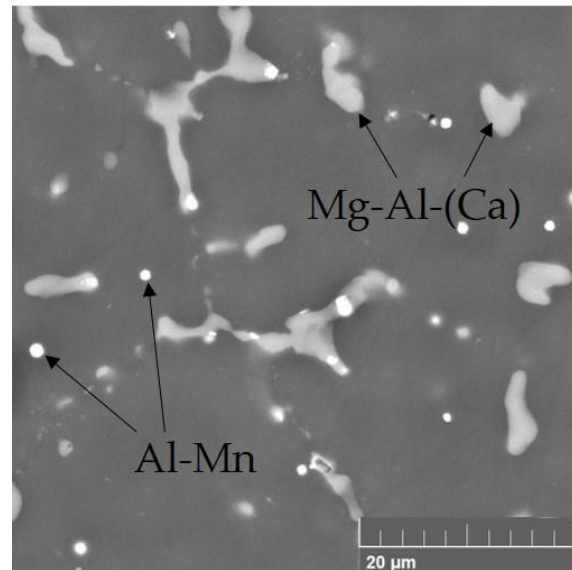
a) as built



b) as built



c) T6 Wärmebehandlung



d) T6 Wärmebehandlung

Abbildung 4: REM (BSE)-Aufnahmen der Mikrostruktur einer drahtlichtbogenadditiv hergestellten Probe; a) und c) Überblick über das Korngefüge und die gebildeten eutektischen Strukturen; b) und d) Probe in höherer Vergrößerung und Beschreibung der auftretenden Phasen;

Die Zugfestigkeitseigenschaften der WAAM-Probe im as-built und wärmebehandelten Zustand sind in Tabelle 2 aufgeführt. Da keine nennenswerte Abweichung zwischen den Werten für die Schweißnaht- und die Querrichtung gemessen wurde, was mit den mikrostrukturellen Beobachtungen übereinstimmt, wurden die Durchschnittswerte für beide Richtungen verwendet. Eine Streckgrenze (YS) von 157 MPa wurde im as-built Zustand erreicht, was höher ist als das, was typischerweise mit druckgegossenem AZ91 [18] erreicht wird. Durch eine T6-Wärmebehandlung konnte die Streckgrenze um weitere 21 % erhöht werden. Die Bruchdehnung (ϵ_f), die im Ausgangszustand 0,9 % beträgt, wurde durch die Wärmebehandlung ebenfalls erhöht. Dennoch ist die Duktilität immer noch unterdurchschnittlich und hat einen negativen Einfluss auf die erreichbare Zugfestigkeit (UTS).

Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften (Zugversuch) von AX13-WAAM im as-built und wärmebehandelten (T6) Zustand

	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	Dehnung [%]
AX13	157.4 ± 2.5	209.6 ± 9.7	0.9 ± 0.2
AX13 T6	190.9 ± 1.4	269.2 ± 10.6	1.4 ± 0.4

In Mg-Al-Legierungen bildet sich das Eutektikum entweder entartet, wobei große Strukturen, die ausschließlich aus der β -Phase ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) bestehen, an den Korngrenzen zu finden sind, oder lamellar, wobei sich α -Mg und β -Phase abwechselnd ausscheiden. Gleichgewichtsphasenberechnungen in Abbildung 3a zeigen, dass die auffälligste Phase in AX13 die β -Phase ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) ist, von der ein großer Teil direkt aus dem Mischkristall ausgefällt werden sollte, während bei der eutektischen Temperatur nur eine sehr geringe Menge gebildet wird. Im Gefüge (Abbildung 4) sind jedoch erhebliche Mengen an entartetem Eutektikum an den Korngrenzen zu finden. Wenn eine Erstarrungssimulation mit Rückdiffusion (Abbildung 5) für eine binäre Mg-Al-Legierung (Mg-13,5 Gew.-% Al) durchgeführt wird, ist die Menge der an den Korngrenzen gebildeten β -Phase bei einer angenommenen Erstarrungsgeschwindigkeit von 10 K/s deutlich höher ($\sim 26\%$ Eutektikum, bestehend aus ca. 18% β -Phase und 6% α -Mg) als bei der

T1.1.3 „ Bericht über WAAM Verarbeitung“

Gleichgewichtsberechnung (4 %), was eher mit der Menge übereinstimmt, die im as-built Mikrogefüge zu sehen ist.

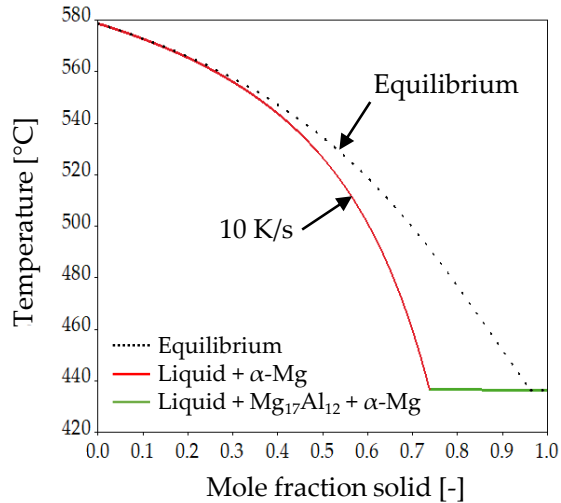


Abbildung 5. Erstarrungsberechnung von Mg-13,5 Gew.-% Al

Da die Löslichkeit von Al in Mg mit steigender Temperatur zunimmt, kann die β -Phase durch Wärmebehandlung aufgelöst werden. Durch eine T6-Wärmebehandlung kann die spröde β -Phase (an den Korngrenzen und im Korninneren) gelöst und anschließend (kontinuierlich oder diskontinuierlich) in die Mg-Matrix ausgefällt werden, um die Festigkeit und Duktilität des Materials zu erhöhen. Dies ist ein bekanntes Merkmal von aushärtbaren Mg-Al-Legierungen wie AZ91. Da hohe Temperaturen (bis fast zur Solidustemperatur) und schnelle Temperaturwechsel (Abschrecken von einer hohen Temperatur) erforderlich sind, um eine hohe Festigkeit zu erreichen, kann dieses Verfahren nur bei Teilen mit einer guten Materialqualität angewandt werden. Geringe Porosität und hohe strukturelle Integrität sind notwendig, um solche Wärmebehandlungen (und Abschreckungen) ohne Verzug oder Blasenbildung der Poren zu ermöglichen.

Es wurde gezeigt, dass eine T6-Wärmebehandlung erfolgreich auf WAAM-Teile angewendet werden kann und sowohl die Festigkeit als auch die Duktilität verbessert wurden. Aufgrund des hohen Al-Gehalts in der Legierung kann eine vollständige Auflösung der β -Phase an den Korngrenzen nicht erreicht werden, da kein Temperaturbereich mit vollständiger Löslichkeit von Al in Mg vorhanden ist (siehe Abbildung 3a). Im Allgemeinen sind lange Behandlungszeiten erforderlich, um das entartete Eutektikum aufzulösen, da die Phasen groß sind und die Diffusionswege relativ lang sind. Dies zeigt sich auch bei der angewandten Wärmebehandlung, bei der die β -Phase an den Korngrenzen nur geringfügig verändert wurde, während die lamellare β -Phase im Korninneren vollständig aufgelöst werden konnte. Daher sind weitere Arbeiten erforderlich, um die optimalen Behandlungsparameter zu finden, insbesondere die Behandlungsdauer, um die maximale Festigkeit zu erreichen und gleichzeitig eine ausreichende Duktilität zu erhalten.

Mikrostruktur AX22 und ZX10 WAAM

Nachfolgend ist eine Mikrostrukturaufnahme einer WAAM gefertigten AX22 zu sehen. Wie im bild zu erkennen ist, bilden sich feine Korngrenzphasen sowie stellenweise größere Al-Mn-Phasen aus. Insgesamt konnte die Legierung trotz der hohen Qualität und der einfachen Verarbeitung aufgrund der nur durchschnittlichen mechanischen Eigenschaften nicht überzeugen.

T1.1.3 „ Bericht über WAAM Verarbeitung“

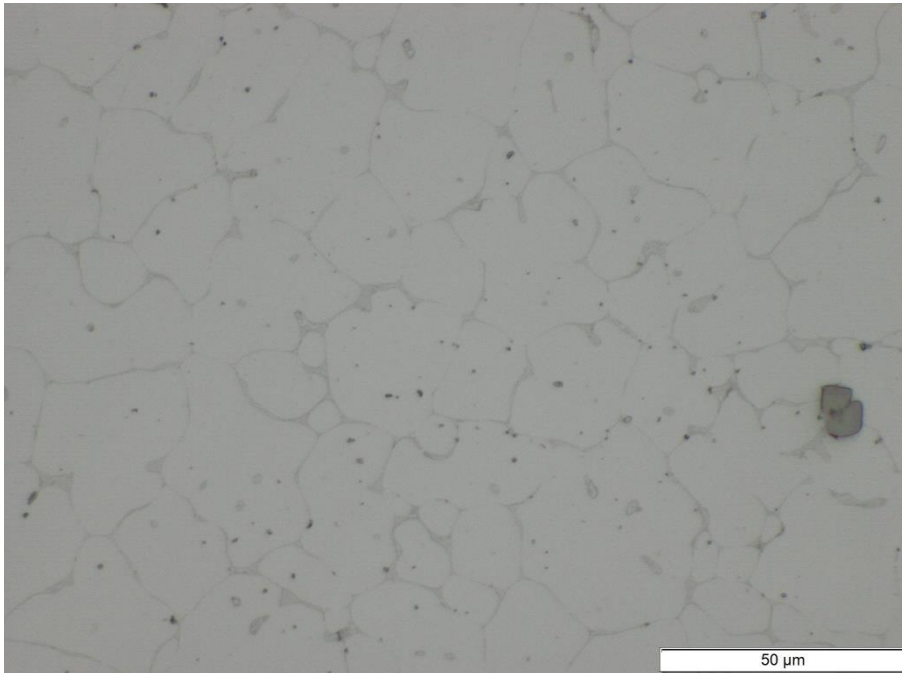


Abbildung 6: Mikrostruktur der WAAM verarbeiteten AX22 (as-built)

Im Vergleich dazu zeigt nachfolgendes Bild die Mikrostruktur der Legierung ZX10. Durch den geringen Gehalt an Elementen sind auch die Korngrenzphasen wesentlich weniger deutlich ausgebildet. Eine hohe erreichte Bruchdehnung ist die Folge. Die WAAM-Verarbeitung gestaltete sich ebenfalls recht einfach, wodurch diese Legierung sehr interessant für die angestrebte Verwendung in medizinischen Anwendungen ist.

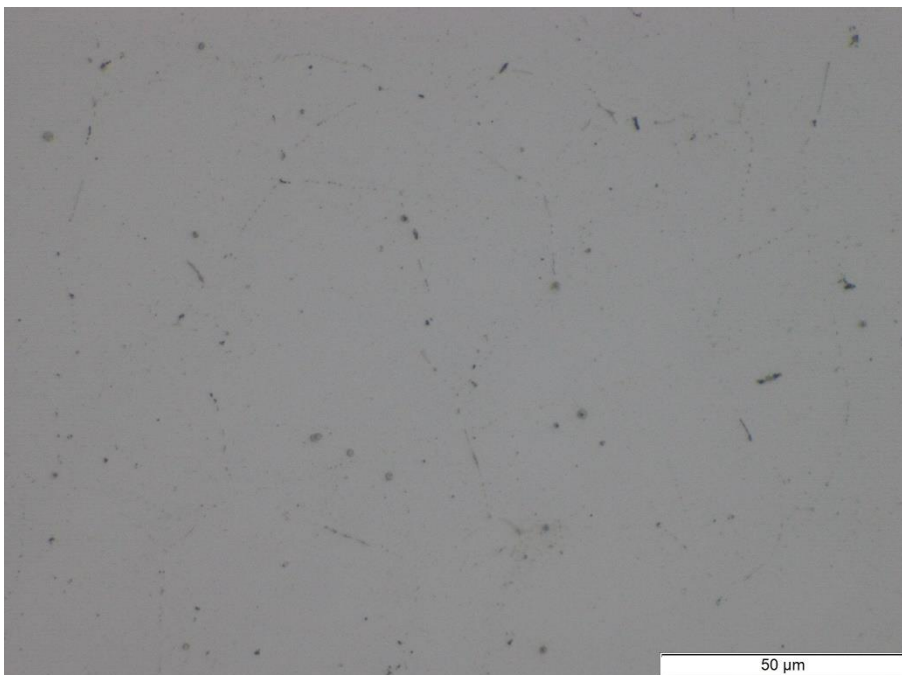


Abbildung 7: Mikrostruktur der WAAM verarbeiteten ZX10 (as-built)