



Tesis Doctoral

**FABRICACIÓN ADITIVA MEDIANTE ARCO E HILO  
DE ALEACIONES DE ALUMINIO DE MEDIA Y  
ALTA RESISTENCIA Y OPTIMIZACIÓN DE SU  
COMPORTAMIENTO MECÁNICO**

Presentada por

**Maidar Arana Lopez**

En el

**Departamento de Ingeniería Mecánica**

De la

**Universidad del País Vasco / Euskal Herriko Unibertsitatea  
(UPV/EHU)**

Dirigida por

**Dr. Eneko Ukar Arrien**

**Dr. Pedro Álvarez Moro**

**2023**



*“I can’t see a way through” said the boy.*

*“Can you see your next step?”*

*“Yes.”*

*“Just take that” said the horse.*

The Boy, the Mole, the Fox and the Horse – Charlie Mackesy



## Agradecimientos

En primer lugar, quiero agradecer a Lortek la oportunidad brindada para desarrollar esta tesis y la confianza depositada en mi a lo largo de todos mis estudios, además de acompañarme durante mi crecimiento profesional como investigadora y facilitarme todas las herramientas necesarias para hacerlo posible.

Este viaje me ha permitido, no sólo ampliar mis conocimientos, sino también conocer a grandes profesionales y mejores personas. Siempre he sabido que una tesis doctoral no es nada fácil de llevar y sacar adelante, pero desde que me ofrecieron volver a Lortek para hacer el trabajo de fin de máster con la posibilidad de realizar una tesis, supe que todo iba a ser mucho más llevadero gracias al equipo de trabajo y el gran ambiente laboral entre los compañeros. No nos engañemos, no digo que haya sido fácil, pero para una persona que jamás se planteó realizar la tesis, es un gran alivio saber que cuenta con un gran equipo en el que apoyarse.

Desde luego, en dicho equipo se encuentra todo el grupo de Lortek, incluyendo a los que han ido marchándose con el tiempo, pero no puedo terminar el trabajo sin hacer menciones especiales. Los primeros son el equipo WAAM: Amaia, Iker, David, Lexuri e Iñaki. Sobra decir que sin vosotros literalmente esta tesis no hubiera sido posible. Juntos hemos conseguido sacar adelante retos que al principio nos parecían astronómicos, pero además me habéis brindado un apoyo personal desde el primer momento. Casi sin importaros lo ocupados que estuviéseris, me habéis permitido hablar o expresarme con vosotros cada vez que lo he necesitado, y eso es muy valioso para mí. A las “chicas del hilo”, quiero agradecerlos por los ratitos que compartíamos y que hacían que me sintiera menos sola en este camino, pero en especial, Amaia, me has enseñado que por muchos baches, piedras o cambios de rumbo haya, hay que levantar bien alta nuestras cabezas, resurgir de nuestras cenizas, erizar nuestros pelos y seguir adelante con confianza. Y Lexuri, mi mentora desde la época del TFG, que pese a

que parezca que la pendiente para lograr el objetivo es empinada, dando pasitos pequeños pero controlados, al final, siempre alcanzas la cima.

En mis momentos más difíciles, con mis dudas existenciales y los baches que te da la vida, no sólo me he podido apoyar en el equipo WAAM, sino también en gente maravillosa de otros grupos de trabajo entre los que tengo que destacar a Oier y Raul. Desde mis días de trabajo de fin de grado, he visto como, Oier, estas dispuesto a ayudar a todo el mundo en lo que necesiten, y yo no he sido la excepción, por ello estoy especialmente agradecida. Los demás, pese a haberos conocido más tarde, vuestro apoyo ha sido vital también en momentos complicados. Sin el apoyo de todos los compañeros de trabajo, y en especial a las personas mencionadas, no hubiera podido sacar adelante esta tesis.

No puedo terminar sin mencionar a mis dos directores, Pedro Álvarez y Eneko Ukar. Gracias a ambos por haber depositado en mí la confianza para sacar este trabajo adelante. Eneko, a pesar de ni siquiera habernos conocido en persona por culpa del Covid, has compartido conmigo consejos, cachitos de tu sabiduría y me has guiado, pero siempre dejándome el espacio de tomar mis propias decisiones para poder crecer profesionalmente. Por otro lado, Pedro, me has acompañado desde mi trabajo de fin de grado, durante mi trabajo de fin de máster y hasta terminar mi tesis doctoral. Sobra decir que agradezco que tu confianza en mí nunca flaqueara, la implicación que has tenido durante esta tesis, que, a pesar de estar hasta arriba de trabajo, conseguías sacar ratitos para que pudiera compartir mis dudas y que tuvieras el detalle de animarme a cada paso que daba.

Finalmente, desde mi punto más emocional y el fondo de mi corazón, quiero agradecer a mi familia y amigos, que incluso en los momentos que yo dudaba de mí misma y mis capacidades, vosotros nunca lo habéis hecho.

A mis amigos: los frikis por demostrarme que, pese a que cada uno tenemos nuestras rarezas, todos tenemos un lugar y hay que aceptarse tal como uno es; y a los moteros, por permitirme evadirme de la realidad durante nuestras aventuras y demostrarme que da igual lo que esté pasando en el día a día, sorprendentemente, la carretera aporta paz mental cuando estáis tú, tu moto y las curvas.

A mi familia, en especial a mi aita, ama y nano, siempre habéis creído que soy capaz de cualquier cosa que me proponga, y salir delante de cualquier tropiezo que me encuentre en el camino. Aunque a veces nade a contracorriente, y eso os asuste un poco, me habéis dejado andar mi camino hasta convertirme en quien soy hoy.

Gracias.

## Resumen

La fabricación aditiva mediante arco e hilo (wire arc additive manufacturing, WAAM) es uno de los procesos de fabricación aditiva de metales que ha despertado un interés creciente en los últimos años como viable alternativa a la fabricación convencional. Su principal objetivo es reducir el coste y tiempo de fabricación además del desperdicio de material. Esta tecnología no presenta limitaciones de tamaño tan acusadas en comparación con otras tecnologías de fabricación aditiva y es considerado uno de los procesos de fabricación aditiva de menor coste e impacto medioambiental.

Todas estas ventajas son especialmente interesantes cuando se precisa trabajar con materiales especiales y de alta complejidad de procesabilidad. En este grupo se encuentran los aluminios de alta resistencia, debido a que se puede obtener una excepcional relación entre propiedades mecánicas y ligereza, pero presenta problemas de agrietamiento y alta porosidad al utilizar técnicas de soldadura convencionales. Además, dado que las aleaciones de aluminio de alta resistencia precipitan por solución sólida, se deben aplicar tratamientos específicos tras la soldadura.

La tecnología Cold Metal Transfer (CMT), una variante del proceso de soldadura MIG/MAG con modo de transferencia por cortocircuito, permite soldar aleaciones de aluminio susceptibles a agrietamiento en caliente debido a su bajo aporte de calor y su variante denominada CMT-PADV (pulsed advance) que utiliza polaridad alterna y que facilita la reducción de defectos internos como la porosidad. En esta tesis, se han investigado diferentes variantes y su influencia en la calidad del material depositado. También se han estudiado distintas aleaciones de aluminio de media y alta resistencia con diferentes estrategias de deposición y tratamientos térmicos con el objetivo de obtener las mejores propiedades mecánicas. Entre las aleaciones estudiadas destacan aleaciones comerciales (ER5356 y

ER2319), experimentales o en desarrollo con nanopartículas (2024 TiC y 7075 TiC) y microaleadas (Al-Zn-Mg-Cu).

Las condiciones de deposición incluyen el uso de diferentes geometrías y estrategias, que afectan directamente a la microestructura resultante. También se han estudiado diferentes tiempos y temperaturas del ciclo térmico de solubilización y envejecimiento y su influencia en la dureza, propiedades mecánicas e isotropía.

Con la combinación de parámetros de fabricación en los que se obtienen una microestructura fina y equiaxial y la aplicación de un tratamiento térmico adecuado, se llegan a obtener valores por encima de 320 MPa de límite elástico, 450 MPa de resistencia a la rotura y 8 % de alargamiento para aleaciones Al-Cu, y 520 MPa de límite elástico, 560 MPa de resistencia a la rotura y 2 % de alargamiento para aleaciones Al-Zn-Mg-Cu, con una anisotropía mínima. Estas propiedades son superiores a las especificadas para estas aleaciones mediante procesos convencionales de fabricación.



# Índice

|   |           |
|---|-----------|
| <b>CAPÍTULO I: INTRODUCCIÓN .....</b>   | <b>1</b>  |
| 1. INTRODUCCIÓN.....  | 5         |
| 2. CONTEXTO.....  | 7         |
| 3. OBJETIVOS.....   | 9         |
| 4. ORGANIZACIÓN DE LA MEMORIA .....   | 10        |
| <b>CAPÍTULO II: ESTADO DEL ARTE DE LA FABRICACIÓN ADITIVA POR WAAM DE ALEACIONES DE ALUMINIO .13</b>                    |           |
| 1. FABRICACIÓN ADITIVA Y CATEGORÍAS DE PROCESOS.....  | 17        |
| 2. SOLDADURA AL ARCO.....   | 18        |
| 2.1 <i>Tecnologías de soldadura al arco empleadas</i> .....   | 21        |
| 3. PROCESO WAAM .....   | 23        |
| 3.1 <i>Ventajas y desventajas de la tecnología WAAM</i> .....   | 25        |
| 3.2 <i>Áreas de aplicación para WAAM en la industria</i> .....  | 27        |
| 3.3 <i>Retos asociados al proceso WAAM para asegurar la calidad</i> .....   | 30        |
| 4. ALUMINIO Y SUS ALEACIONES .....  | 32        |
| 4.1 <i>Clasificación del aluminio</i> .....   | 32        |
| 4.2 <i>Retos asociados a la soldadura y WAAM de aluminio para asegurar la calidad</i> .....                             | 33        |
| 4.3 <i>Mecanismos de endurecimiento</i> .....   | 37        |
| 5. WAAM DE ALEACIONES DE ALUMINIO .....   | 40        |
| 6. CONTRIBUCIONES DEL CAPÍTULO .....  | 54        |
| <b>CAPÍTULO III: DISEÑO DE LA METODOLOGÍA DE ANÁLISIS PARA LA FABRICACIÓN CON ALEACIONES DE ALUMINIO POR WAAM .....</b> | <b>55</b> |
| 1. MATERIALES DE APORTE Y BASE EMPLEADOS .....  | 59        |
| 2. EQUIPOS DE FABRICACIÓN.....  | 62        |
| 3. PARÁMETROS DE FABRICACIÓN .....  | 64        |
| 4. ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN .....  | 67        |
| 5. TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....   | 71        |

|   |  |            |
|---|--|------------|
| 6.  | MÉTODOS DE CARACTERIZACIÓN .....   | 73         |
| 6.1   | <i>Preparación metalográfica</i> .....   | 74         |
| 6.2   | <i>Caracterización microscópica</i> .....  | 76         |
| 6.3   | <i>Tratamiento térmico y ensayo de propiedades mecánicas</i> .....                 | 77         |
| 7.  | ANÁLISIS Y PROCEDIMIENTOS DE MEDIDA .....  | 79         |
| 7.1   | <i>Caracterización de hilos de aporte</i> .....                                    | 79         |
| 7.2   | <i>Composición química de hilos de aporte y material depositado por WAAM</i> ..... | 80         |
| 7.3   | <i>Medida de porcentaje de porosidad</i> .....                                     | 80         |
| 7.4   | <i>Microestructura</i> .....   | 81         |
| 7.5   | <i>Medida del tamaño de grano</i> .....  | 82         |
| 7.6   | <i>Dureza</i> .....  | 83         |
| 7.7   | <i>Tracción</i> .....  | 83         |
| 8.  | CONTRIBUCIONES DEL CAPÍTULO .....  | 84         |
| <b>CAPÍTULO IV: ESTUDIO DE LOS PARÁMETROS DE FABRICACIÓN EN ALEACIONES DE ALUMINIO DE MEDIA Y ALTA RESISTENCIA.....</b> |  | <b>87</b>  |
| 1.  | ALEACIÓN AL-MG (ER5356) .....  | 91         |
| 1.1   | <i>Caracterización del material de aporte</i> .....                                | 91         |
| 1.2   | <i>Condiciones de fabricación por WAAM</i> .....                                   | 92         |
| 1.3   | <i>Ensayos de tracción</i> .....   | 107        |
| 2.  | ALEACIÓN AL-CU (ER2319).....   | 109        |
| 2.1   | <i>Caracterización del metal de aporte</i> .....                                   | 109        |
| 2.2   | <i>Condiciones de fabricación por WAAM</i> .....                                   | 111        |
| 2.3   | <i>Ensayos de tracción</i> .....   | 118        |
| 3.  | ALEACIÓN AL-ZN-MG NANO-MODIFICADA CON TiC (7075 TiC).....                          | 122        |
| 3.1   | <i>Caracterización del metal de aporte</i> .....                                   | 122        |
| 3.2   | <i>Condiciones de fabricación por WAAM</i> .....                                   | 127        |
| 3.3   | <i>Ensayos de tracción</i> .....   | 132        |
| 4.  | ALEACIÓN AL-CU NANO-MODIFICADO CON TiC (2024 TiC).....                             | 138        |
| 4.1   | <i>Caracterización del metal de aporte</i> .....                                   | 138        |
| 4.2   | <i>Condiciones de fabricación por WAAM</i> .....                                   | 140        |
| 4.3   | <i>Ensayos de tracción</i> .....   | 144        |
| 5.  | ALEACIÓN AL-ZN-MG-CU CON MICROALEANTES.....  | 145        |
| 5.1   | <i>Caracterización del metal de aporte</i> .....                                   | 145        |
| 5.2   | <i>Condiciones de fabricación por WAAM</i> .....                                   | 147        |
| 5.3   | <i>Ensayos de tracción</i> .....   | 151        |
| 6.  | ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS.....  | 156        |
| 6.1   | <i>Influencia de la superficie del hilo</i> .....                                  | 157        |
| 6.2   | <i>Influencia del gas de protección</i> .....                                      | 157        |
| 6.3   | <i>Influencia de la estrategia de deposición</i> .....                             | 158        |
| 6.4   | <i>Influencia de la porosidad en la resistencia a tracción</i> .....               | 162        |
| 6.5   | <i>Influencia del tratamiento térmico en la resistencia a tracción</i> .....       | 163        |
| 6.6   | <i>Influencia de la microestructura en la resistencia a tracción</i> .....         | 166        |
| 7.  | RELACIÓN DE APRENDIZAJE .....  | 172        |
| 8.  | INNOVACIÓN APORTADA EN ESTA TESIS.....   | 173        |
| 9.  | CONTRIBUCIONES DEL CAPÍTULO .....  | 174        |
| <b>CAPÍTULO V: CONTRIBUCIONES Y LÍNEAS FUTURAS DE INVESTIGACIÓN .....</b>   |  | <b>175</b> |
| 1.  | CONCLUSIONES.....  | 179        |

|  |            |
|--|------------|
| 2. LÍNEAS FUTURAS DE INVESTIGACIÓN.....              | 180        |
| 3. CONTRIBUCIONES DEL CAPÍTULO .....                 | 181        |
| <b>BIBLIOGRAFÍA .....</b>                            | <b>183</b> |
| <b>APÉNDICES .....</b>                               | <b>197</b> |
| <b>APÉNDICE A: CÁLCULO DEL TAMAÑO DE GRANO .....</b> | <b>199</b> |
| <b>APÉNDICE B: RESULTADOS DE MICRODUREZA .....</b>   | <b>221</b> |
| <b>APÉNDICE C: RESULTADOS DE TRACCIÓN .....</b>      | <b>229</b> |



# Índice de figuras

|   |    |
|---|----|
| FIGURA 1.1: NIVEL DE DESARROLLO DE LAS TECNOLOGÍAS DE FABRICACIÓN ADITIVA DE METALES (IMAGEN REIMPRIMIDA CON PERMISO DE AMPOWER) [1].   | 6  |
| FIGURA 1.2: ESTUDIO REALIZADO DENTRO DEL PROYECTO MULTI-FUN DEL CASO DE ESTUDIO DE UN COMPONENTE AEROESPACIAL Y SU IMPACTO LCA ( <i>LIFE CYCLE ASSESMENT</i> ) UTILIZANDO LA FABRICACIÓN CONVENCIONAL O WAAM. | 8  |
| FIGURA 1.3: ESTUDIO REALIZADO POR GUARANTEED EN COLABORACIÓN CON CRANFIELD UNIVERSITY Y WAAM3D DEL CASO DE ESTUDIO DE FABRICACIÓN O REPARACIÓN DE UNA VÁLVULA DUPLEX SS 2205 Y SU IMPACTO MEDIOAMBIENTAL.     | 9  |
| FIGURA 2.1: CLASIFICACIÓN DE LAS TÉCNICAS DE FABRICACIÓN ADITIVA EN CATEGORÍAS Y SU APLICACIÓN A DIFERENTES MATERIALES [1].   | 17 |
| FIGURA 2.2: ESQUEMA GENERAL DE LOS ELEMENTOS BÁSICOS EN LA SOLDADURA AL ARCO.   | 19 |
| FIGURA 2.3: MODOS DE POLARIDAD EN SOLDADURA AL ARCO.  | 21 |
| FIGURA 2.4: PASOS DE LA TECNOLOGÍA CMT, DE IZQUIERDA A DERECHA: IGNICIÓN DEL ARCO, CORTOCIRCUITO O COLAPSO DEL ARCO, RETRACCIÓN DEL HILO, REIGNICIÓN DEL ARCO. IMAGEN REIMPRIMIDA DE FRONIUS [6].             | 22 |
| FIGURA 2.5: MODOS DE ARCO DE CMT, A) CMT, B) CMT-P, C) CMT-ADV AND D) CMT-PADV. IMAGEN REIMPRIMIDA DE B. CONG ET. AL [16].  | 23 |
| FIGURA 2.6: DIAGRAMA DEL PROCESO WAAM.  | 24 |
| FIGURA 2.7: FLUJO DE TRABAJO DEL PROCESO WAAM.  | 25 |
| FIGURA 2.8: COMPARACIÓN DE FACTORES CLAVE DE LOS PROCESOS DE FABRICACIÓN ADITIVA [21].  | 26 |
| FIGURA 2.9: PESTILLO DE PUERTA DE UN <i>BOEING 787 DREAMLINER</i> FABRICADO POR NORSK TITANIUM [24]. IMAGEN DE DELTA CONSULTANTS.   | 27 |
| FIGURA 2.10: ELEMENTO ESTRUCTURAL PRINCIPAL DE UN ALA DE AVIÓN DE TITANIO, DE DIMENSIÓN 1200 x 500 x 100 MM. IMAGEN DE CRANFIELD UNIVERSITY [24].   | 28 |
| FIGURA 2.11: ESTRUCTURA PRINCIPAL DE UN AVIÓN CON OPTIMIZACIÓN TOPOLÓGICA QUE PODRÍA SER FABRICADO POR WAAM DE ALUMINIO Y PROTOTIPO FABRICADO POR STELIA AEROSPACE [26].                                      | 29 |
| FIGURA 2.12: HÉLICE PARA APLICACIÓN MARÍTIMA FABRICADA POR DAMEN SHIPYARDS DE 1,3 M DE DIÁMETRO Y 180 KG DE ALEACIÓN DE BRONCE [24]. IMAGEN DE DELTA CONSULTANTS.   | 29 |
| FIGURA 2.13: PUENTE DE USO PÚBLICO FABRICADO POR WAAM DE ACERO INSTALADO EN EL CENTRO DE AMSTERDAM. IMAGEN REIMPRIMIDA CON PERMISO DE MX3D [28].  | 30 |
| FIGURA 2.14: RELACIÓN ENTRE GENERACIÓN DE DEFECTOS Y MATERIAL UTILIZADO DURANTE EL PROCESO WAAM [29].   | 31 |

|   |    |
|---|----|
| FIGURA 2.15: SOLUBILIDAD DEL HIDRÓGENO EN EL ALUMINIO. IMAGEN REIMPRIMIDA CON PERMISO DE ELSEVIER [31].   | 34 |
| FIGURA 2.16: ESQUEMA GENERAL DE LA EVOLUCIÓN DE LA SUSCEPTIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO. IMAGEN REIMPRIMIDA CON PERMISO DE ELSEVIER [31].   | 35 |
| FIGURA 2.17: DISTORSIÓN DURANTE LA SOLDADURA DE METALES. IMAGEN REIMPRIMIDA CON PERMISO DE ELSEVIER [33].   | 37 |
| FIGURA 2.18: RELACIÓN ENTRE LA RESISTENCIA, DUCTILIDAD Y TENACIDAD CON EL TAMAÑO DE GRANO. IMAGEN REIMPRIMIDA CON PERMISO DE ELSEVIER [31].   | 38 |
| FIGURA 2.19: CANTIDAD DE ARTÍCULOS PUBLICADOS SOBRE LA FABRICACIÓN ADITIVA MEDIANTE ARCO E HILO (FUENTE: SCOPUS, PARÁMETROS BÚSQUEDA: "WAAM" ENTRE AÑOS 2000-2022).   | 41 |
| FIGURA 2.20: CANTIDAD DE ARTÍCULOS PUBLICADOS SOBRE LA FABRICACIÓN ADITIVA MEDIANTE ARCO E HILO DE ALEACIONES DE ALUMINIO (FUENTE: SCOPUS, PARÁMETROS BÚSQUEDA: "WAAM" Y "ALUMINIUM" O "ALUMINUM" ENTRE AÑOS 2013-2022).                        | 41 |
| FIGURA 2.21: PROPIEDADES MECÁNICAS OBTENIDAS POR LA COMUNIDAD CIENTÍFICA.   | 53 |
| FIGURA 3.1: EJEMPLO DE PIEZA EN EL QUE EL METAL BASE NO ES PARTE DE LA PIEZA FINAL (IZQ.) Y EN EL QUE ES PARTE DE LA PIEZA FINAL (DCH.) PROPORCIONADO POR CRANFIELD UNIVERSITY.   | 61 |
| FIGURA 3.2: EQUIPAMIENTO NECESARIO PARA LA FABRICACIÓN ADITIVA POR ARCO E HILO.   | 62 |
| FIGURA 3.3: CARACTERÍSTICAS DE LA CÉLULA INTELIGENTE: (IZQ.) EQUIPOS DE FABRICACIÓN, FUENTE Y BRAZO ROBÓTICO. (CEN.) CONFIGURACIÓN DE LA ANTORCHA CON EL PIRÓMETRO. (DER.) POSICIONAMIENTO DEL LÁSER DEL PIRÓMETRO RESPECTO AL CENTRO DEL HILO. | 63 |
| FIGURA 3.4: METODOLOGÍA PARA SELECCIÓN DE PARÁMETROS DE FABRICACIÓN.  | 64 |
| FIGURA 3.5: CORRECCIÓN DEL EFECTO <i>NECKING</i> (IZQ.) SIN REDUCCIÓN SECUENCIAL DE LOS PARÁMETROS ELÉCTRICOS (DCH.) CON REDUCCIÓN SECUENCIAL DE LOS PARÁMETROS ELÉCTRICOS.   | 65 |
| FIGURA 3.6: ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN EN ESTA TESIS.  | 67 |
| FIGURA 3.7: MOVIMIENTO X-Y DE LA PUNTA DE LA ANTORCHA ACOPLADA AL ROBOT PARA UNA AMPLITUD (A) DE OSCILACIÓN DE 1 MM DESDE EL CENTRO Y UNA FRECUENCIA (F) DE 2 Hz.   | 68 |
| FIGURA 3.8: MOVIMIENTO X-Y DE LA PUNTA DE LA ANTORCHA ACOPLADA AL ROBOT PARA UNA AMPLITUD (A) DE OSCILACIÓN DE 1 MM DESDE EL CENTRO Y UNA FRECUENCIA (F) DE 3 Hz.   | 69 |
| FIGURA 3.9: MOVIMIENTO X-Y DE LA PUNTA DE LA ANTORCHA ACOPLADA AL ROBOT PARA UNA AMPLITUD (A) DE OSCILACIÓN DE 2 MM DESDE EL CENTRO Y UNA FRECUENCIA (F) DE 3 Hz.   | 70 |
| FIGURA 3.10: GEOMETRÍAS DE DEPOSICIÓN EN ESTA TESIS.  | 71 |
| FIGURA 3.11: REPRESENTACIÓN GRÁFICA DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS A APLICAR A LAS PROBETAS DE TRACCIÓN Y MICRODUREZA PARA ANALIZAR EL EFECTO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS EN LA ALEACIÓN ER2319.   | 72 |
| FIGURA 3.12: TRATAMIENTO TÉRMICO A APLICAR EN LA ALEACIÓN AL-ZN-MG-CU DESARROLLADA POR LKR (ADAPTADO DE [78] Y REIMPRIMIDA CON PERMISO DE ELSEVIER).  | 73 |
| FIGURA 3.13: CORTADORA DE GRAN TAMAÑO ATM BRILLANT 255 (IZQ.) Y CORTADORA DE LABORATORIO METACUT 302 (DCH.).  | 74 |
| FIGURA 3.14: ENGASTADORA BUEHLER SIMPLIMET 2000.  | 75 |
| FIGURA 3.15: LIJADORA METASERV 250 (IZQ.) Y PULIDORA LABOPOOL-5 (DCH.).   | 75 |
| FIGURA 3.16: LUPA LEICA CVM6 (IZQ.) Y MICROSCOPIO ÓPTICO OLYMPUS GX51 (DCH.).   | 76 |
| FIGURA 3.17: MICROSCOPIO DE BARRIDO DE EMISIÓN DE CAMPO (FEG-SEM) ULTRA GEMINI-II.  | 77 |
| FIGURA 3.18: ESTUFA BINDER (IZQ.) Y HORNO HOBERSAL (DCH.) PARA TRATAMIENTOS TÉRMICOS.   | 78 |
| FIGURA 3.19: DURÓMETRO VICKERS EMCO-TEST DURASCAN20.  | 78 |
| FIGURA 3.20: EQUIPO DE ENSAYOS MECÁNICOS A TRACCIÓN ZWICK/ROELL Z100.   | 79 |
| FIGURA 3.21: SOFTWARE IMAGEJ UTILIZADO EN ESTA TESIS PARA CUANTIFICAR LA CANTIDAD Y TAMAÑO DE POROSIDAD PRESENTE EN LA MUESTRA.   | 81 |
| FIGURA 3.22: EJEMPLO DE PLANTILLA CUADRÍCULA SUPERPUESTA A MICROGRAFÍA OBTENIDA A 100X POR MICROSCOPIO ÓPTICO PARA ANALIZAR EL TAMAÑO DE GRANO.   | 82 |
| FIGURA 3.23: DIMENSIONES DE LAS PROBETAS DE TRACCIÓN DE ACUERDO CON LA NORMA ASTM E8M (IZQ.) Y DIRECCIÓN DE ANÁLISIS (DCH.).  | 84 |
| FIGURA 3.24: METODOLOGÍA APLICADA EN ESTA TESIS CON TODAS LAS ALEACIONES ESTUDIADAS.  | 85 |

|  |     |
|--|-----|
| FIGURA 4.1: MICROGRAFÍAS TOMADAS EN EL FEG-SEM DEL MATERIAL DE APORTE ER5356.....  | 91  |
| FIGURA 4.2: MICROGRAFÍAS TOMADAS EN EL FEG-SEM DEL MATERIAL DE APORTE ER5356 PARA LA COMPOSICIÓN DE LA MATRIZ Y LAS PARTÍCULAS ALEATORIAS PRESENTES. ....  | 92  |
| FIGURA 4.3: SECCIONES TRANSVERSALES DE CORDONES DE SOLDADURA CON TECNOLOGÍA CMT, DOS ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN DIFERENTES (H=HATCHING Y C=CIRCLING) Y ARGÓN COMO GRAS DE PROTECCIÓN EN DIFERENTES CAUDALES. ....   | 93  |
| FIGURA 4.4: SECCIONES TRANSVERSALES DE CORDONES DE SOLDADURA CON TECNOLOGÍA CMT, DOS ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN DIFERENTES (H=HATCHING Y C=CIRCLING) Y STARGOLD® COMO GRAS DE PROTECCIÓN EN DIFERENTES CAUDALES. ....   | 93  |
| FIGURA 4.5: METODOLOGÍA DE MEDIDA DE LAS DIMENSIONES DE LOS CORDONES DEPOSITADOS (VERDE = ALTURA, AZUL = ANCHURA Y NARANJA = PENETRACIÓN). ....  | 94  |
| FIGURA 4.6: DIMENSIONES DE LOS CORDONES UNITARIOS FABRICADOS CON EL METAL DE APORTE ER5356. ....   | 95  |
| FIGURA 4.7: ESTUDIO DE LOS PARÁMETROS DE FABRICACIÓN CON ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING Y CIRCLING Y EL METAL DE APORTE ER5356. DE ARRIBA ABAJO CON AMBAS ESTRATEGIAS: 130 A, 85 A Y 77 A (LOS PARÁMETROS DE WFS Y TENSIÓN SON SINÉRGICOS). ....  | 96  |
| FIGURA 4.8: CORRECCIÓN SECUENCIAL DEL DEFECTO <i>NECKING</i> CON (A) ARGÓN Q1 Y 18 L/MIN DE CAUDAL DE GAS CON ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING Y SIN REDUCCIÓN SECUENCIAL DE LOS PARÁMETROS ELÉCTRICOS, (B) ARGÓN Q1 Y 18 L/MIN DE CAUDAL DE GAS CON ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING Y CON REDUCCIÓN SECUENCIAL DE LOS PARÁMETROS ELÉCTRICOS Y (C) ARGÓN Q1 Y 30 L/MIN DE CAUDAL DE GAS CON ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING. .... | 97  |
| FIGURA 4.9: MICROGRAFÍAS DE POROSIDAD PRESENTE EN LAS MUESTRAS FABRICADAS POR WAAM CON APORTE ER5356. ....   | 99  |
| FIGURA 4.10: POROSIDAD ALINEADA CON BAJA PROTECCIÓN DE GAS (18L/MIN) Y ALTA PROTECCIÓN DE GAS (30L/MIN). ....  | 100 |
| FIGURA 4.11: EVOLUCIÓN DE LAS TEMPERATURAS MEDIAS DEL BAÑO DE FUSIÓN DURANTE DIFERENTES CAPAS DE PIEZAS FABRICADAS CON 30 L/MIN DE CAUDAL DE GAS DE PROTECCIÓN. ....   | 101 |
| FIGURA 4.12: REPRESENTACIÓN DE LA EVOLUCIÓN DE LA TEMPERATURA EN LA DECIMONOVENA CAPA DE FABRICACIÓN CON 30 L/MIN DE GAS DE PROTECCIÓN. ....   | 102 |
| FIGURA 4.13: EJEMPLO DE MICROESTRUCTURA DE UNA PIEZA FABRICADA POR WAAM CON ARGÓN Q1, CAUDAL DE 30 L/MIN Y ESTRATEGIA HATCHING. (A) ZONA INFERIOR DE LA PIEZA, (B) ZONA MEDIA DE LA PIEZA, (C) ZONA SUPERIOR DE LA PIEZA (ESCALA 2,5 MM). ....   | 103 |
| FIGURA 4.14: CONFIGURACIÓN DE EXTRACCIÓN DE LAS PROBETAS DE TRACCIÓN DE LAS PIEZAS FABRICADAS. ....  | 104 |
| FIGURA 4.15: HISTOGRAMA DE LA DISTRIBUCIÓN DE POROSIDAD EN PIEZAS FABRICADAS MEDIANTE WAAM CON APORTE ER5356 PARA ANÁLISIS DE PROPIEDADES MECÁNICAS. SECUENCIA DE NOMBRAMIENTO: TIPO DE GAS DE PROTECCIÓN_ ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN_ CAUDAL DE GAS_ ORIENTACIÓN DE PROBETA. ....   | 105 |
| FIGURA 4.16: TEMPERATURA MEDIA DEL BAÑO DE FUSIÓN EN CADA CAPA EN PAREDES ALTAS FABRICADAS CON ARGÓN 18 L/MIN + HATCHING PARA PROPIEDADES MECÁNICAS DEL APORTE ER5356. ....  | 106 |
| FIGURA 4.17: TEMPERATURAS REGISTRADAS CON TERMOPARES EN EL METAL BASE DE PAREDES FABRICADAS CON ARGÓN 18 L/MIN + HATCHING PARA PROPIEDADES MECÁNICAS DEL APORTE ER5356.....  | 106 |
| FIGURA 4.18: PROPIEDADES MECÁNICAS DEL MATERIAL DE APORTE ER5356. ....   | 107 |
| FIGURA 4.19: CURVA TENSIÓN DEFORMACIÓN DE UNA PROBETA DE TRACCIÓN EXTRAÍDA EN DIRECCIÓN HORIZONTAL Y FABRICADA CON ARGÓN 30 L/MIN + CIRCLING CON EL EFECTO PORTEVIN-LE CHATELIER. ....   | 109 |
| FIGURA 4.20: IMÁGENES A DIFERENTES AUMENTOS TOMADAS EN EL FEG-SEM DEL MATERIAL DE APORTE ER2319. ....  | 110 |
| FIGURA 4.21: MICROGRAFÍAS TOMADAS EN EL FEG-SEM DEL MATERIAL DE APORTE ER2319 PARA LA COMPOSICIÓN DE LA MATRIZ Y LAS PARTÍCULAS ALEATORIAS PRESENTES. ....   | 110 |
| FIGURA 4.22: ESTUDIO DE LOS PARÁMETROS ELÉCTRICOS A EMPLEAR CON AMBAS ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN Y EL METAL DE APORTE ER2319. HATCHING DE ARRIBA A ABAJO: 77 A, 130 A Y 96 A; CIRCLING DE ARRIBA A ABAJO: 77 A Y 96 A (LOS PARÁMETROS DE WFS Y TENSIÓN SON SINÉRGICOS). ....  | 112 |
| FIGURA 4.23: PARÁMETROS ELÉCTRICOS DE LA PRIMERA CAPA PARA ASEGURAR UN BUEN MOJADO ENTRE EL METAL DE APORTE ER2319 Y EL METAL BASE. DE ARRIBA ABAJO: 126 A, 103 A Y 96 A (LOS PARÁMETROS DE WFS Y TENSIÓN SON SINÉRGICOS). ....  | 112 |
| FIGURA 4.24: MICROGRAFÍAS OBTENIDAS DEL ANÁLISIS DEL EFECTO DE LA ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN Y BALANCE EP/EN EN LA POROSIDAD RESULTANTE PARA LA ALEACIÓN ER2319. ....  | 113 |
| FIGURA 4.25: GEOMETRÍAS EMPLEADAS CON EL METAL DE APORTE ER2319. ....  | 114 |

|  |     |
|--|-----|
| FIGURA 4.26: MICROGRAFÍAS TOMADAS DE PAREDES WAAM CON CADA ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN PARA LA ALEACIÓN ER2319 SIN TRATAMIENTO TÉRMICO. (1) GEOMETRÍA RECTA HATCHING VERTICALES, (2) GEOMETRÍA RECTA CIRCLING VERTICALES, (3) GEOMETRÍA RECTA HATCHING HORIZONTALES, (4) GEOMETRÍA RECTA CIRCLING HORIZONTALES Y (5) GEOMETRÍA RECTANGULAR. (A) CAMBIOS MICROESTRUCTURALES A LO LARGO DE LAS CAPAS, (B) MICROESTRUCTURA EN LA ZONA ENTRE CAPAS Y (C) MICROESTRUCTURA EN LA CAPA. .... | 116 |
| FIGURA 4.27: RESULTADOS DE TAMAÑO DE GRANO CALCULADOS EN BASE A LA NORMA ASTM E112 – 13 CON DISTINTAS ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN PARA LA ALEACIÓN ER2319. ....  | 118 |
| FIGURA 4.28: EVOLUCIÓN DE LA DUREZA A LO LARGO DEL ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL A 175 °C (IZQ.) Y 190 °C (DCH.) PARA DISTINTAS GEOMETRÍAS Y ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN. ....   | 119 |
| FIGURA 4.29: MICROESTRUCTURA Y ANÁLISIS DE FASES EN MUESTRAS CON DIFERENTES TRATAMIENTOS TÉRMICOS PARA LA GEOMETRÍA RECTA CON METAL DE APORTE ER2319. EN VERDE EL CONTENIDO DE AL Y EN AZUL EL CONTENIDO DE CU. ....   | 122 |
| FIGURA 4.30: MICROGRAFÍAS TOMADAS EN EL FEG-SEM DE LA SUPERFICIE DEL METAL DE PORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC. ....  | 124 |
| FIGURA 4.31: MICROGRAFÍA TOMADA EN EL FEG-SEM PARA ANÁLISIS DE LA COMPOSICIÓN DE LAS PARTÍCULAS PRESENTES EN EL METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC Y COMPOSICIÓN DE DIFERENTES PARTÍCULAS DETERMINADAS POR EDX. ....  | 125 |
| FIGURA 4.32: MICROGRAFÍA TOMADA EN EL FEG-SEM PARA ANÁLISIS DE LA COMPOSICIÓN DE LAS PARTÍCULAS PRESENTES EN EL METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC. ....  | 126 |
| FIGURA 4.33: PIEZAS FABRICADAS CON LAS DISTINTAS TECNOLOGÍAS CMT Y ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN CON EL METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC. ....  | 128 |
| FIGURA 4.34: MICROGRAFÍAS QUE MUESTRAN LA POROSIDAD RESULTANTE CON DISTINTAS TECNOLOGÍAS CMT Y ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN PARA LA ALEACIÓN 7075 TiC. ....   | 129 |
| FIGURA 4.35: CORTE DE LA SECCIÓN TRANSVERSAL DE PAREDES WAAM CON DISTINTAS TECNOLOGÍAS CMT Y ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN PARA LA ALEACIÓN 7075 TiC (ESCALA 25 MM). ....  | 130 |
| FIGURA 4.36: MICROGRAFÍAS OBTENIDAS EN EL SEM (IZQ.) Y EN EL MICROSCOPIO ÓPTICO (DCH.) DE LA MICROESTRUCTURA OBTENIDA CON EL APORTE DE METAL DE HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC. ....  | 131 |
| FIGURA 4.37: PROPIEDADES MECÁNICAS OBTENIDAS CON DISTINTAS TECNOLOGÍAS CMT CON EL APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC. ....   | 133 |
| FIGURA 4.38: EVOLUCIÓN DE LA DUREZA DURANTE EL TRATAMIENTO TÉRMICO APLICADO AL MATERIAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC. ....  | 134 |
| FIGURA 4.39: PROPIEDADES MECÁNICAS OBTENIDAS CON GEOMETRÍA RECTANGULAR Y TECNOLOGÍA CMT-PADV CON DISTINTOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS PARA EL APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC. ....  | 135 |
| FIGURA 4.40: COMPARACIÓN DE LA DUREZA OBTENIDA ENTRE LAS DOS GEOMETRÍAS ESTUDIADAS CON DISTINTOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC. ....   | 136 |
| FIGURA 4.41: EVOLUCIÓN DE LA DUREZA DE LA GEOMETRÍA RECTA TRAS 90 DÍAS DE ENVEJECIMIENTO NATURAL CON DISTINTAS CONDICIONES DE TRATAMIENTO TÉRMICO Y EL METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC. ....   | 137 |
| FIGURA 4.42: MICROGRAFÍA TOMADA EN EL FEG-SEM DE LA ZONA DE FRACTURA DE UNA PROBETA DE TRACCIÓN FABRICADA CON EL METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC. ....   | 137 |
| FIGURA 4.43: MICROGRAFÍAS TOMADAS EN EL FEG-SEM DE LA SUPERFICIE DEL HILO DE ALEACIÓN 2024 TiC. ....   | 139 |
| FIGURA 4.44: MICROGRAFÍA TOMADA EN EL FEG-SEM PARA ANÁLISIS DE LA COMPOSICIÓN DE LAS PARTÍCULAS PRESENTES EN EL METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 2024 TiC. ....  | 140 |
| FIGURA 4.45: ESTUDIO DE LOS PARÁMETROS ELÉCTRICOS CON EL METAL DE APORTE DEL HILO DE LA ALEACIÓN 2024 TiC. ABAJO: 96 A CON ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING; MEDIO: 96 A CON ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING; ARRIBA: 117 A CON ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING. ....   | 141 |
| FIGURA 4.46: SECCIÓN TRANSVERSAL DE LAS PIEZAS FABRICADAS CON ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING Y CIRCLING, Y MICROGRAFÍAS PARA CÁLCULO DE POROSIDAD PARA LA ALEACIÓN 2024 TiC. ....   | 142 |
| FIGURA 4.47: MICROESTRUCTURA DE DIFERENTES ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN CON EL METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 2024 TiC. ....  | 143 |



|   |     |
|---|-----|
| FIGURA 4.48: MICROGRAFÍA TOMADA EN EL FEG-SEM DE LA ZONA DE FRACTURA DE UNA PROBETA DE TRACCIÓN FABRICADA CON EL METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 2024 TiC. ....  | 145 |
| FIGURA 4.49: MICROGRAFÍAS TOMADAS EN EL FEG-SEM DE LA SUPERFICIE DEL PRIMER LOTE DE HILO DE ALEACIÓN AL-ZN-MG-CU CON MICROALEANTES. ....  | 146 |
| FIGURA 4.50: MICROGRAFÍAS TOMADAS EN EL FEG-SEM DE LA SUPERFICIE DEL SEGUNDO LOTE DE HILO DE ALEACIÓN AL-ZN-MG-CU CON MICROALEANTES. ....   | 147 |
| FIGURA 4.51: ESTUDIO DE PARÁMETROS ELÉCTRICOS REALIZADO CON LA ALEACIÓN AL-ZN-MG-CU. ....   | 148 |
| FIGURA 4.52: MICROGRAFÍAS CON DISTINTAS ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN CON EL METAL DE APORTE AL-ZN-MG-CU CON MICROALEANTES. ....  | 149 |
| FIGURA 4.53: DEFECTO DE SEPARACIÓN DEL MATERIAL BASE EN PIEZA FABRICADA CON EL MATERIAL DE APORTE AL-ZN-MG-CU. ....   | 150 |
| FIGURA 4.54: MICROESTRUCTURA DE LAS MUESTRAS FABRICADAS CON DIFERENTES TIEMPOS DE ESPERA CON EL METAL DE APORTE AL-ZN-MG-CU. ....   | 150 |
| FIGURA 4.55: MICROGRAFÍAS DE LOS DEFECTOS ENCONTRADOS CON LOS DOS LOTES DE MATERIAL DE APORTE AL-ZN-MG-CU CON MICROALEANTES. ....   | 151 |
| FIGURA 4.56: EMBOTAMIENTO EN LA PUNTA DE CONTACTO GENERADO POR UNA MALA CALIDAD SUPERFICIAL DEL HILO CON LA ALEACIÓN AL-ZN-MG-CU. ....  | 152 |
| FIGURA 4.57: EVOLUCIÓN DE LA DUREZA A LO LARGO DE LA ALTURA DE LAS PIEZAS FABRICADAS CON EL MATERIAL DE APORTE AL-ZN-MG-CU CON MICROALEANTES. ....  | 153 |
| FIGURA 4.58: SUPERFICIE DE FRACTURA DE PROBETA DE TRACCIÓN FABRICADA CON EL MATERIAL DE APORTE AL-ZN-MG-CU. MICROGRAFÍAS SUPERIORES CON CAPA NEGRA Y MORFOLOGÍA GRANULAR Y MICROGRAFÍAS INFERIORES SIN CAPA NEGRA Y MORFOLOGÍA DE FRACTURA. ....  | 154 |
| FIGURA 4.59: MORFOLOGÍA DE LA SUPERFICIE DE LA ZONA DE FRACTURA Y PARED TRAS FABRICACIÓN. ....  | 155 |
| FIGURA 4.60: MORFOLOGÍA Y COMPOSICIÓN QUÍMICA POR EDX DEL DEFECTO CORRESPONDIENTE A LA ZONA ENTRE CAPAS DE LA PARED TRAS FABRICACIÓN. ....  | 156 |
| FIGURA 4.61: ESQUEMA DE LA DIRECCIÓN DE ENFRIAMIENTO EN LA FABRICACIÓN ADITIVA MEDIANTE ARCO E HILO. ....   | 160 |
| FIGURA 4.62: MICROESTRUCTURA OBTENIDA CON DIFERENTES GEOMETRÍAS DE DEPOSICIÓN PARA LA ALEACIÓN DE ALUMINIO 7075 TiC Y ER2319. ....  | 161 |
| FIGURA 4.63: MICROESTRUCTURA DE PIEZA FABRICADA CON LA ALEACIÓN ER2319 ANTES (IZQ.) Y DESPUÉS (DCH.) DEL TRATAMIENTO TÉRMICO. ....  | 164 |
| FIGURA 4.64: COMPARACIÓN DE LOS RESULTADOS DE TAMAÑO DE GRANO DE LAS ALEACIONES ER2319, 2024 TiC Y 7075 TiC, CON DISTINTOS CASOS ANALIZADOS: GEOMETRÍA RECTANGULAR (R), GEOMETRÍA HORIZONTAL (H) Y GEOMETRÍA VERTICAL (V), ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING (C) Y ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING (H). EJEMPLO: CIRCLING + HORIZONTAL (CH), HATCHING HORIZONTAL (HH). .... | 169 |
| FIGURA 4.65: PROPIEDADES MECÁNICAS OBTENIDAS CON LAS DIFERENTES ALEACIONES ESTUDIADAS EN ESTE TRABAJO. ....   | 171 |
| FIGURA A.1: EJEMPLO DE CALIBRACIÓN DE IMAGEN PARA ALEACIÓN AL-CU (ARRIBA) A 20X DE AUMENTOS Y ALEACIONES CON NANOPARTÍCULAS (ABAJO) A 100X DE AUMENTOS. ....  | 201 |
| FIGURA A.2: MICROGRAFÍAS PARA EL CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTANGULAR Y APORTE DE METAL ER2319. ....  | 202 |
| FIGURA A.3: MICROGRAFÍAS PARA EL CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING, DIMENSIÓN DE PIEZA PARA EXTRAER PROBETAS HORIZONTALES Y APORTE DE METAL ER2319. ....  | 204 |
| FIGURA A.4: MICROGRAFÍAS PARA EL CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING, DIMENSIÓN DE PIEZA PARA EXTRAER PROBETAS VERTICALES Y APORTE DE METAL ER2319. ....  | 206 |
| FIGURA A.5: MICROGRAFÍAS PARA EL CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING, DIMENSIÓN DE PIEZA PARA EXTRAER PROBETAS HORIZONTALES Y APORTE DE METAL ER2319. ....  | 208 |
| FIGURA A.6: MICROGRAFÍAS PARA EL CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING, DIMENSIÓN DE PIEZA PARA EXTRAER PROBETAS VERTICALES Y APORTE DE METAL ER2319. ....  | 210 |
| FIGURA A.7: MICROGRAFÍAS PARA EL CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING Y METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 2024 TiC. ....  | 212 |

|  |     |
|--|-----|
| FIGURA A.8: MICROGRAFÍAS PARA EL CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN<br>HATCHING Y METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 2024 TiC..... | 214 |
| FIGURA A.9: MICROGRAFÍAS PARA EL CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON EL METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC.<br>.....   | 216 |

# Índice de tablas

|   |     |
|---|-----|
| TABLA 2.1: CATEGORÍAS DE PROCESOS DE LA FABRICACIÓN ADITIVA SEGÚN LA EN ISO/ASTM 52900 [12].  | 17  |
| TABLA 2.2: COMPARACIÓN ENTRE LAS DIFERENTES TECNOLOGÍAS DE SOLDADURA AL ARCO [14].  | 20  |
| TABLA 2.3: CLASIFICACIÓN DE LAS FAMILIAS DEL ALUMINIO POR EL ELEMENTO ALEANTE PRINCIPAL Y SUS APLICACIONES [30] [31].                                 | 32  |
| TABLA 2.4: DESIGNACIÓN DE LOS TRATAMIENTOS PARA PIEZAS DE ALEACIONES DE ALUMINIO [31].  | 33  |
| TABLA 2.5: ESPECIFICACIONES DE METALES QUE AFECTAN A LAS DISTORSIONES DE LA SOLDADURA [33].   | 37  |
| TABLA 2.6: RESUMEN DE LAS PRINCIPALES CONTRIBUCIONES EN ALEACIONES COMERCIALES AL-MG, AL-SI Y AL-CU.  | 42  |
| TABLA 2.7: RESUMEN DE PROPIEDADES MECÁNICAS OBTENIDAS POR LA BIBLIOGRAFÍA.  | 52  |
| TABLA 3.1: COMPOSICIÓN QUÍMICA (EN % PESO) DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO DE ESTA TESIS.   | 60  |
| TABLA 3.2: PROBLEMÁTICAS DETECTADAS EN LA BIBLIOGRAFÍA QUE SE HAN ESTUDIADO CON LOS METALES DE APORTE DE ALEACIONES SELECCIONADAS PARA ESTA TESIS.    | 61  |
| TABLA 3.3: COMPOSICIÓN QUÍMICA (EN % PESO) DE LOS METALES BASE DE ESTA TESIS.   | 62  |
| TABLA 3.4: CARACTERÍSTICAS DE LOS COMPONENTES DE LA CÉLULA INTELIGENTE.   | 64  |
| TABLA 3.5: COMPOSICIÓN EN PORCENTAJE (%) DE LOS GASES DE PROTECCIÓN EN ESTA TESIS.  | 65  |
| TABLA 3.6: ESTUDIO REALIZADO CON CADA ALEACIÓN DE ALUMINIO.   | 66  |
| TABLA 3.7: TRATAMIENTOS TÉRMICOS APLICADOS EN CADA ALEACIÓN DE ALUMINIO.  | 71  |
| TABLA 4.1: PARÁMETROS DE FABRICACIÓN EMPLEADOS CON EL METAL DE APORTE ER5356.   | 96  |
| TABLA 4.2: PARÁMETROS UTILIZADOS DURANTE LAS PRIMERAS CAPAS DE DEPOSICIÓN CON AMBAS ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN PARA EVITAR EL DEFECTO <i>NECKING</i> . | 97  |
| TABLA 4.3: PORCENTAJE EN ÁREA DE POROSIDAD (%) CON DIFERENTES PARÁMETROS DE FABRICACIÓN.  | 98  |
| TABLA 4.4: PORCENTAJE EN ÁREA (%) DE POROSIDAD EN PIEZAS FABRICADAS POR WAAM CON APORTE ER5356 PARA ESTUDIO DE PROPIEDADES MECÁNICAS.                 | 104 |
| TABLA 4.5: PORCENTAJE DE ANISOTROPÍA EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS OBTENIDAS CON EL APORTE ER5356.   | 108 |
| TABLA 4.6: PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN OBTENIDAS POR DIFERENTES AUTORES Y EL VALOR DE REFERENCIA DEL APORTE ER5356.                              | 108 |
| TABLA 4.7: PARÁMETROS CONSTANTES A LO LARGO DEL ESTUDIO.  | 109 |
| TABLA 4.8: PARÁMETROS DE FABRICACIÓN EMPLEADOS CON EL METAL DE APORTE ER2319.   | 111 |
| TABLA 4.9: PORCENTAJES EN ÁREA DE POROSIDAD OBTENIDOS CON DISTINTAS ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN Y BALANCE EP/EN PARA EL APORTE ER2319.                  | 113 |

|  |     |
|--|-----|
| TABLA 4.10: PARÁMETROS UTILIZADOS DURANTE LAS PRIMERAS CAPAS DE DEPOSICIÓN CON AMBAS GEOMETRÍAS DE DEPOSICIÓN PARA EVITAR EL DEFECTO <i>NECKING</i> .                                | 114 |
| TABLA 4.11: EFECTO DE LA ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN EN EL PORCENTAJE DE ÁREA DE POROSIDAD CON EL APORTE ER2319.  | 117 |
| TABLA 4.12: PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN OBTENIDAS PARA DISTINTAS GEOMETRÍAS, ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN Y TRATAMIENTOS TÉRMICOS CON LA ALEACIÓN ER2319.                          | 120 |
| TABLA 4.13: ANISOTROPÍA DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN OBTENIDAS CON DISTINTAS GEOMETRÍAS, ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN Y TRATAMIENTOS TÉRMICOS CON EL METAL DE APORTE ER2319. | 121 |
| TABLA 4.14: COMPOSICIÓN QUÍMICA REAL DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC CALCULADA POR AZTERLAN MEDIANTE LA TÉCNICA ICP-OES.   | 123 |
| TABLA 4.15: PARÁMETROS DE FABRICACIÓN EMPLEADOS CON EL METAL DE APORTE DEL HILO DE LA ALEACIÓN 7075 TiC.   | 127 |
| TABLA 4.16: PARÁMETROS ELÉCTRICOS EMPLEADOS CON CADA TECNOLOGÍA DE FABRICACIÓN CON EL METAL DE APORTE DEL HILO DE LA ALEACIÓN 7075 TiC.  | 127 |
| TABLA 4.17: RESULTADOS DE POROSIDAD RESULTANTE CON DISTINTAS TECNOLOGÍAS CMT Y ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN CON EL METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC.                       | 128 |
| TABLA 4.18: RESULTADO DE TAMAÑO DE GRANO DETERMINADO EN PAREDES WAAM DE LA ALEACIÓN 7075 TiC.  | 131 |
| TABLA 4.19: COMPOSICIÓN QUÍMICA FINAL DE UNA PIEZA FABRICADA CON HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC MEDIANTE WAAM CALCULADA POR AZTERLAN MEDIANTE LA TÉCNICA ICP-OES.                         | 131 |
| TABLA 4.20: ANISOTROPÍA OBTENIDA EN LA FABRICACIÓN MEDIANTE CMT-PADV Y TRATAMIENTO TÉRMICO T73 CON EL APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC Y DIFERENTES GEOMETRIAS.                  | 135 |
| TABLA 4.21: COMPOSICIÓN QUÍMICA REAL DEL HILO DE ALEACIÓN 2024 TiC CALCULADA POR AZTERLAN MEDIANTE LA TÉCNICA ICP-OES.   | 138 |
| TABLA 4.22: PARÁMETROS DE FABRICACIÓN EMPLEADOS CON EL METAL DE APORTE DEL HILO DE LA ALEACIÓN 2024 TiC.   | 141 |
| TABLA 4.23: EVOLUCIÓN DE LOS PARÁMETROS ELÉCTRICOS EN LAS PRIMERAS CAPAS PARA LA DE ALEACIÓN 2024 TiC.   | 141 |
| TABLA 4.24: RESULTADOS DE POROSIDAD RESULTANTE CON DISTINTAS ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN CON EL METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 2024 TiC.   | 142 |
| TABLA 4.25: RESULTADO DE TAMAÑO DE GRANO CON PAREDES WAAM DE LA ALEACIÓN 2024 TiC.   | 143 |
| TABLA 4.26: COMPOSICIÓN QUÍMICA FINAL DE UNA PIEZA FABRICADA CON HILO DE ALEACIÓN 2024 TiC MEDIANTE WAAM CALCULADA POR AZTERLAN MEDIANTE LA TÉCNICA ICP-OES.                         | 143 |
| TABLA 4.27: PROPIEDADES MECÁNICAS OBTENIDAS CON ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING Y TRAS UN TRATAMIENTO T6 CON EL APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 2024 TiC.                              | 144 |
| TABLA 4.28: PARÁMETROS DE FABRICACIÓN EMPLEADOS CON EL METAL DE APORTE DEL HILO DE LA ALEACIÓN AL-ZN-MG-CU CON MICROALEANTES.  | 147 |
| TABLA 4.29: PARÁMETROS DE FABRICACIÓN PARA EL ESTUDIO DE LA INFLUENCIA EN LA POROSIDAD DE LA ALEACIÓN AL-ZN-MG-CU.   | 148 |
| TABLA 4.30: RESULTADOS DE POROSIDAD EN LAS MUESTRAS FABRICADAS CON DISTINTAS ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN Y APORTE DE AL-ZN-MG-CU.  | 149 |
| TABLA 4.31: PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN OBTENIDAS CON DOS TIEMPOS DE ESPERA CON EL MATERIAL DE APORTE AL-ZN-MG-CU CON MICROALEANTES.  | 152 |
| TABLA 4.32: PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN OBTENIDAS ENTRE LOS DOS LOTES DEL MATERIAL DE APORTE AL-ZN-MG-CU CON MICROALEANTES.   | 153 |
| TABLA 4.33: PORCENTAJE DE ANISOTROPÍA EN LOS RESULTADOS DEL ENSAYO DE TRACCIÓN CON EL MATERIAL DE APORTE ER2319.   | 165 |
| TABLA 4.34: COMPARATIVA DE LOS PARÁMETROS ELÉCTRICOS ENTRE LA BIBLIOGRAFÍA Y ESTE ESTUDIO CON LA ALEACIÓN ER5356.  | 166 |
| TABLA 4.35: PORCENTAJE DE ANISOTROPÍA EN LOS RESULTADOS A TRACCIÓN DE LA ALEACIÓN 2024 TiC.  | 167 |
| TABLA 4.36: RELACIÓN DE APRENDIZAJE ENTRE LAS DIFERENTES ALEACIONES DE ALUMINIO ESTUDIADAS (SUBRAYADO: APRENDIZAJE APLICADO DEL ESTUDIO REALIZADO A OTRA ALEACIÓN EN ESTE TRABAJO).  | 172 |
| TABLA A.1: CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTANGULAR Y APORTE DE METAL ER2319.  | 203 |

|   |     |
|---|-----|
| TABLA A.2: CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING, DIMENSIÓN DE PIEZA PARA EXTRAER PROBETAS HORIZONTALES Y APORTE DE METAL ER2319. ....                                | 205 |
| TABLA A.3: CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING, DIMENSIÓN DE PIEZA PARA EXTRAER PROBETAS VERTICALES Y APORTE DE METAL ER2319. ....                                  | 207 |
| TABLA A.4: CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING, DIMENSIÓN DE PIEZA PARA EXTRAER PROBETAS HORIZONTALES Y APORTE DE METAL ER2319. ....                                | 209 |
| TABLA A.5: CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING, DIMENSIÓN DE PIEZA PARA EXTRAER PROBETAS VERTICALES Y APORTE DE METAL ER2319. ....                                  | 211 |
| TABLA A.6: CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING Y METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 2024 TiC. ....  | 213 |
| TABLA A.7: CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING Y METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 2024 TiC. ....  | 215 |
| TABLA A.8: CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO CON EL METAL DE APORTE DEL HILO DE ALEACIÓN 7075 TiC. ....  | 217 |
| TABLA A.9: VALORES MEDIOS DE ÁREA DE GRANO Y DESVIACIÓN ESTÁNDAR PARA LAS DIFERENTES CONDICIONES Y ALEACIONES ESTUDIADAS. ....  | 218 |
| TABLA A.10: VALORES MEDIOS DE DIÁMETRO DE GRANO Y DESVIACIÓN ESTÁNDAR PARA LAS DIFERENTES CONDICIONES Y ALEACIONES ESTUDIADAS. ....   | 219 |
| TABLA B.1: RESULTADOS DE MICRODUREZA CON DIFERENTES TEMPERATURAS Y TIEMPOS DE PRECIPITACIÓN CON LA GEOMETRÍA RECTANGULAR PARA LA ALEACIÓN DE ALUMINIO ER2319. ....  | 223 |
| TABLA B.2: RESULTADOS DE MICRODUREZA CON DIFERENTES TEMPERATURAS Y TIEMPOS DE PRECIPITACIÓN CON LA GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING PARA LA ALEACIÓN DE ALUMINIO ER2319. ....                   | 224 |
| TABLA B.3: RESULTADOS DE MICRODUREZA CON DIFERENTES TEMPERATURAS Y TIEMPOS DE PRECIPITACIÓN CON LA GEOMETRÍA RECTA, ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING PARA LA ALEACIÓN DE ALUMINIO ER2319. ....                   | 225 |
| TABLA B.4: RESULTADOS DE MICRODUREZA CON DIFERENTES TEMPERATURAS Y TIEMPO DE PRECIPITACIÓN CON LA GEOMETRÍA RECTA Y ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING PARA LA ALEACIÓN DE ALUMINIO 7075 TiC. ....                 | 226 |
| TABLA B.5: RESULTADOS DE MICRODUREZA 90 DÍAS DESPUÉS CON DIFERENTES TEMPERATURAS Y TIEMPO DE PRECIPITACIÓN CON LA GEOMETRÍA RECTA Y ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING PARA LA ALEACIÓN DE ALUMINIO 7075 TiC. .... | 226 |
| TABLA B.6: RESULTADOS DE MICRODUREZA CON DIFERENTES TEMPERATURAS Y TIEMPO DE PRECIPITACIÓN CON LA GEOMETRÍA RECTANGULAR PARA LA ALEACIÓN DE ALUMINIO 7075 TiC. ....   | 227 |
| TABLA C.1: RESULTADOS DE PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN CON DIFERENTES TIPOS DE GASES DE PROTECCIÓN, CAUDALES Y ESTRATEGIAS DE DEPOSICIÓN CON LA ALEACIÓN ER5356. ....  | 231 |
| TABLA C.2: RESULTADOS DE PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN CON DIFERENTES TIEMPOS Y TEMPERATURAS DE PRECIPITACIÓN CON GEOMETRÍA RECTANGULAR PARA LA ALEACIÓN ER2319. ....  | 232 |
| TABLA C.3: RESULTADOS DE PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN CON DIFERENTES TIEMPOS Y TEMPERATURAS DE PRECIPITACIÓN CON GEOMETRÍA RECTA Y ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING PARA LA ALEACIÓN ER2319. ....            | 233 |
| TABLA C.4: RESULTADOS DE PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN CON DIFERENTES TIEMPOS Y TEMPERATURAS DE PRECIPITACIÓN CON GEOMETRÍA RECTA Y ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN HATCHING PARA LA ALEACIÓN ER2319. ....            | 234 |
| TABLA C.5: RESULTADOS DE PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN CON DIFERENTES PROCESOS CMT, GEOMETRÍA RECTA Y ESTRATEGIA DE DEPOSICIÓN CIRCLING PARA LA ALEACIÓN 7075 TiC. ....  | 235 |
| TABLA C.6: RESULTADOS DE PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN CON DIFERENTES TIEMPOS Y TEMPERATURAS DE PRECIPITACIÓN Y GEOMETRÍA RECTANGULAR PARA LA ALEACIÓN 7075 TiC. ....  | 236 |
| TABLA C.7: RESULTADOS DE PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN PARA LA ALEACIÓN 2024 TiC. ....   | 237 |
| TABLA C.8: RESULTADOS DE PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN CON DIFERENTES TIEMPOS DE ESPERA ENTRE CAPAS PARA LA ALEACIÓN AL-ZN-MG-CU CON MICROALEANTES. ....   | 237 |
| TABLA C.9: RESULTADOS DE PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN DE LOS DOS LOTES DE BOBINA SUMINISTRADOS DE LA ALEACIÓN AL-ZN-MG-CU CON MICROALEANTES. ....   | 238 |



## Listado de nomenclatura y simbología

|                 |  |
|-----------------|--|
| <b>WAAM</b>     | <i>Wire Arc Additive Manufacturing</i> , Fabricación aditiva mediante arco e hilo            |
| <b>AM</b>       | <i>Additive Manufacturing</i> , Fabricación aditiva  |
| <b>DED</b>      | <i>Directed Energy Deposition</i> , Deposición por energía enfocada                          |
| <b>CMT</b>      | <i>Cold Metal Transfer</i> , Transferencia de metal en frío                                  |
| <b>CMT-P</b>    | <i>Pulsed Cold Metal Transfer</i> , Transferencia de metal en frío pulsada                   |
| <b>CMT-ADV</b>  | <i>Advanced Cold Metal Transfer</i> , Transferencia de metal en frío avanzada                |
| <b>CMT-PADV</b> | <i>Pulsed Advanced Cold Metal Transfer</i> , Transferencia de metal en frío pulsada avanzada |
| <b>GMAW</b>     | <i>Gas Metal Arc Welding</i> , Soldadura al arco por metal y gas                             |
| <b>MIG/MAG</b>  | <i>Metal Inert Gas/Metal Active Gas</i> , Metal Gas Inerte/Metal Gas Activo                  |
| <b>GTAW</b>     | <i>Gas Tungsten Arc Welding</i> , Soldadura al arco por tungsteno y gas                      |
| <b>TIG</b>      | <i>Tungsten Inert Gas</i> , Tungsteno Gas Inerte   |
| <b>PAW</b>      | <i>Plasma Arc Welding</i> , Soldadura al arco por plasma                                     |
| <b>DCEN</b>     | <i>Direct-current electrode negative</i> , Corriente directa electrodo negativo              |
| <b>DCEP</b>     | <i>Direct-current electrode positive</i> , Corriente directa electrodo positivo              |

|                              |  |
|------------------------------|--|
| <b>YS (Rp<sub>0,2</sub>)</b> | Límite elástico  |
| <b>UTS (Rm)</b>              | Resistencia a la rotura  |
| <b>ε</b>                     | Alargamiento   |
| <b>E</b>                     | Módulo de Young  |
| <b>Fm</b>                    | Fuerza máxima  |
| <b>MPa</b>                   | Mega pascal  |
| <b>N</b>                     | Newton   |
| <b>kN</b>                    | Kilo newton  |
| <b>°</b>                     | Grado  |
| <b>°C</b>                    | Grado Celsius  |
| <b>%</b>                     | Porcentaje   |
| <b>CNC</b>                   | <i>Computer numerical control</i> , Control numérico computerizado       |
| <b>CAM</b>                   | <i>Computer Aided-Manufacturing</i> , Fabricación asistida por ordenador |
| <b>min</b>                   | Minuto   |
| <b>h</b>                     | Hora   |
| <b>L/min</b>                 | Litros por minuto  |
| <b>mm</b>                    | Milímetro  |
| <b>mm<sup>3</sup></b>        | Milímetro cubico   |
| <b>μm</b>                    | Micrómetro   |
| <b>μm<sup>2</sup></b>        | Micrómetro cuadrado  |
| <b>m/min</b>                 | Metros por minuto  |
| <b>EP/EN balance</b>         | Balance de ciclos electrodo positivo y electrodo negativo                |
| <b>izq.</b>                  | Izquierda  |
| <b>dch.</b>                  | Derecha  |



|                          |   |
|--------------------------|---|
| <b><math>\eta</math></b> | Eficiencia  |
| <b>HI</b>                | <i>Heat input</i> , aporte de calor   |
| <b>I</b>                 | Intensidad  |
| <b>A</b>                 | Amperio   |
| <b>V</b>                 | Voltaje/voltio  |
| <b>TS</b>                | <i>Travel Speed</i> , Velocidad de avance   |
| <b>WFS</b>               | <i>Wire Feed Speed</i> , Velocidad de alimentación del hilo                                 |
| <b>Am</b>                | Amplitud  |
| <b>F</b>                 | Frecuencia  |
| <b>Hz</b>                | Hercios   |
| <b>SEM</b>               | Microscopía electrónica de barrido  |
| <b>EDX</b>               | Detector de rayos x de energía dispersa   |
| <b>H</b>                 | Hatching  |
| <b>C</b>                 | Circling  |
| <b>R</b>                 | Rectangular   |
| <b>NTWD</b>              | <i>Nozzle to work distance</i> , Distancia de la punta de la tobera a la base de deposición |
| <b>®</b>                 | Registrada  |
| <b>TCP</b>               | <i>Tool centre point</i> , Punto central de la herramienta                                  |
| <b>Ø</b>                 | Diámetro  |
| <b>HV</b>                | Dureza Vickers  |
| <b>J/min</b>             | Julios por minuto   |
| <b>NDT</b>               | <i>Non-Destructive Testing</i> , Ensayos no destructivos                                    |



# **CAPÍTULO I: Introducción**



## **RESUMEN**

En este capítulo, se contextualiza el estudio realizado en esta tesis sobre la fabricación aditiva mediante arco e hilo (WAAM) de las aleaciones de aluminio y la motivación detrás de realizar este trabajo de investigación. Se enumeran los objetivos que se quieren lograr a lo largo de este trabajo, además de presentar la hipótesis de la tesis. Finalmente se describe la organización de la memoria, describiendo los diferentes capítulos.



## 1. Introducción

La fabricación aditiva engloba un conjunto de tecnologías que están suscitando un creciente interés científico y tecnológico en la actualidad. Su capacidad para generar piezas tridimensionales y complejas mediante una deposición capa a capa de material supone un gran avance para el desarrollo de nuevos conceptos a nivel de diseño que se traducen en la fabricación de componentes más eficaces, ligeros, con menores costes y un menor impacto medioambiental. A pesar de que estas tecnologías están especialmente indicadas para piezas unitarias o lotes de piezas pequeños, cada vez resulta técnica, económica y medioambientalmente más interesante fabricar lotes de piezas más grandes.

Actualmente, las tecnologías de fabricación aditiva con una mayor implantación industrial se basan en sistemas de polvo teniendo un láser o un haz de electrones como fuente de calor. A pesar de sus ventajas, como la posibilidad de fabricar piezas extremadamente complejas y la alta precisión en cuanto a tolerancias dimensionales, la máxima tasa de deposición que se logra es muy baja, cerca de 600 g/h [1]. Entre las diversas alternativas, la tecnología que emplea una fuente láser para fundir un lecho de polvo (L-PBF) es considerada la tecnología más madura y desarrollada entre los procesos de fabricación aditiva según el último informe de la consultora experta en procesos de fabricación aditiva AMPOWER [2].

Por el contrario, la tecnología de fabricación aditiva mediante arco e hilo (WAAM, del inglés *Wire and Arc Additive Manufacturing*), permite conseguir altas tasas de deposición, 16 veces mayores al proceso basado en polvo, sin embargo, esto se logra a costa de tener una menor precisión dimensional en las piezas tras su fabricación. Por otro lado, como se puede ver en la Figura 1.1, los procesos denominados Wire Electric Arc ED y Wire Plasma Arc ED, son procesos menos implantados en la industria, pero con un alto potencial debido a su bajo coste de integración. Por este motivo, en los últimos años se ha producido una importante evolución de esta tecnología, tanto a nivel de madurez como de implantación industrial.

La tecnología WAAM hace uso de los sistemas de soldadura al arco (fuentes de soldadura, sistemas de alimentación, antorchas, robots, sistemas de protección, etc.) en los que se emplean metales de aporte en formato hilo, y gracias a la alta tasa de deposición, la libertad de movimiento del equipamiento y al menor coste del metal de aporte en comparación con otros procesos en los que se emplean polvos, el proceso es considerado apropiado para la generación de piezas de tamaño medio-grandes de complejidad moderada [1]. En los últimos 5-10 años, la industria se ha mostrado interesada en la tecnología WAAM, en aplicaciones aeronáuticas, automovilísticas, de defensa, naval y de energía nuclear [3] [4], centrándose dichas aplicaciones especialmente en las aleaciones de titanio, aluminio, níquel, aceros inoxidables y al carbono, entre otros [3] [5]. Actualmente existen numerosos casos de éxito desarrollados con WAAM para la fabricación y reparación de componentes, aunque los altos costes de inspección de las piezas, así como el elevado coste de certificación del proceso están suponiendo una barrera importante para su adopción, especialmente en el caso de piezas de aluminio y titanio enfocadas a aplicaciones para el sector aeronáutico [6].

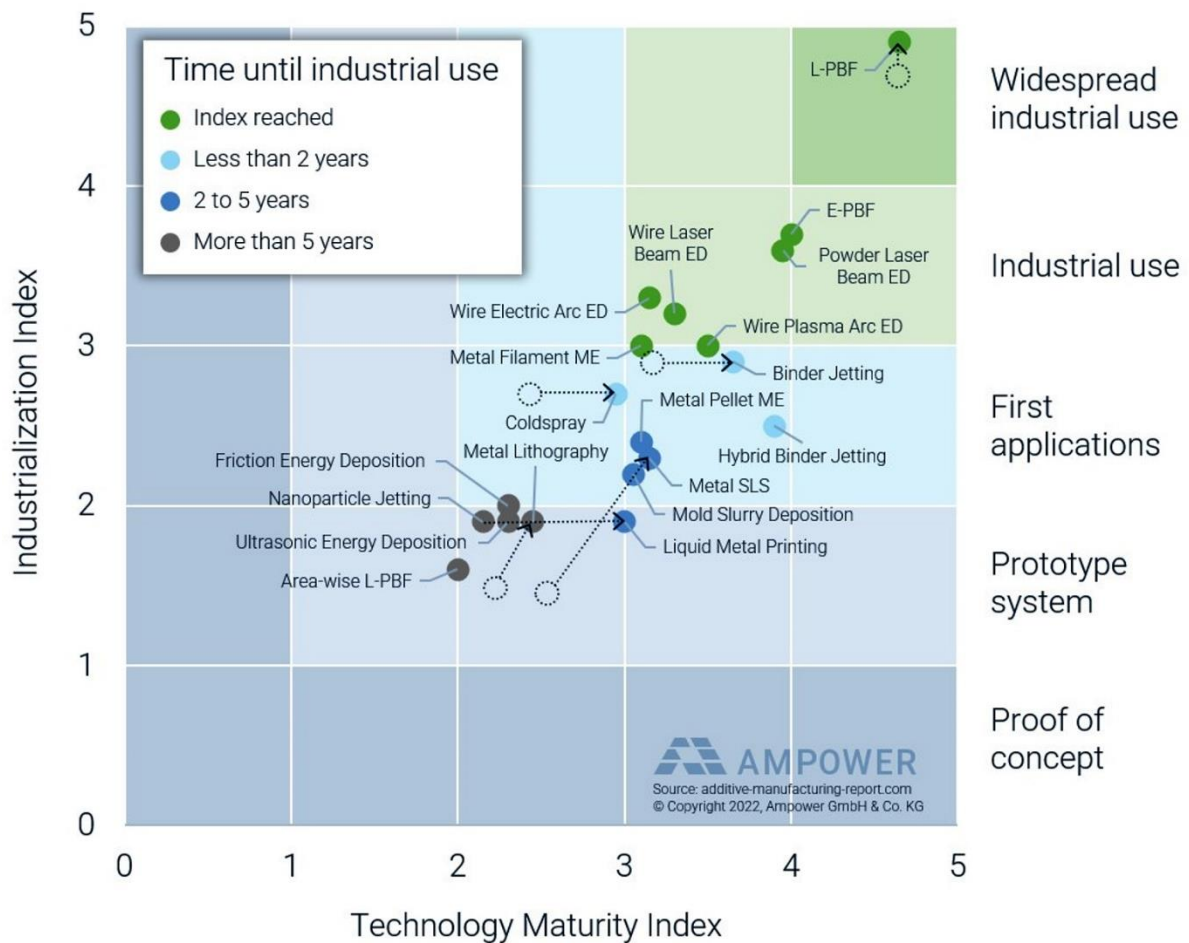


Figura 1.1: Nivel de desarrollo de las tecnologías de fabricación aditiva de metales (imagen reimprimida con permiso de AMPOWER) [1].

El aluminio por su lado ofrece una combinación única de propiedades entre las que destacan una buena resistencia a la corrosión y una elevada relación resistencia-peso. Además, la posibilidad de añadir pequeñas cantidades de elementos tanto aleantes metálicos como no metálicos, abre una amplia variedad de opciones para incrementar la resistencia de las aleaciones de aluminio. En general, las aleaciones de aluminio se clasifican en las no tratables térmicamente (series 1xxx, 3xxx, 4xxx y 5xxx) y tratables térmicamente (2xxx, 6xxx y 7xxx) [7].

La soldadura de las aleaciones de aluminio siempre ha sido problemática debido a diversos factores como el alto coeficiente de expansión térmica, la elevada contracción por solidificación, la presencia de alúmina en la superficie de las piezas y metales de aporte, y la formación de porosidad debido a la elevada diferencia entre los coeficientes de solubilidad del hidrogeno en aluminio fundido y líquido. Estos problemas se acentúan en el proceso WAAM, en la que las piezas se fabrican por solapamiento de cordones de soldadura, y dan lugar a problemas de distorsiones, alta porosidad ocluida en las paredes depositadas, riesgo de agrietamiento en caliente por acumulación de calor, alta anisotropía, reducción del espesor de pared en las primeras pasadas (*necking*) y dificultad de crecimiento estable (*humping*) entre otros [8]. Cabe señalar que en el caso de la porosidad y el agrietamiento en caliente, si no se evitan, las propiedades mecánicas pueden reducirse drásticamente.



Diversos grupos de investigación por todo el mundo han trabajado recientemente en el desarrollo de procesos WAAM y de materiales de aporte de aleaciones de aluminio de media y alta resistencia para solventar estos problemas ([3], [5], [6], [1], [9], [10], [11], [8]), sin embargo, a día de hoy sigue existiendo una falta de conocimiento y es necesario profundizar en el estudio y caracterización de parámetros y factores que determinen el comportamiento mecánico.

## 2. Contexto

Actualmente se están realizando grandes esfuerzos en la industria aeronáutica y automovilística para optimizar y aligerar las estructuras manteniendo su funcionalidad y desempeño, así como para desarrollar procesos de fabricación con un menor consumo energético, de materias primas e impacto medioambiental.

Con esta finalidad, se está estudiando la aplicación del proceso WAAM con materiales de aporte como acero, titanio y aleaciones de aluminio [1]. La tecnología WAAM posibilita la fabricación de formas cercanas a la de la pieza final con la que se consigue ahorrar más de un 70 % de material y reducir entre 3 y 7 veces la relación entre el material comprado y el que forma parte de la pieza final (*buy-to-fly ratio*) en comparación con tecnologías de fabricación convencionales, tal y como se muestra en la Figura 1.1. Asimismo, diferentes grupos de investigación han estudiado el impacto medioambiental comparando la fabricación convencional y la fabricación mediante WAAM de diferentes componentes, y en todos los casos puede verse una notable reducción cuando se utiliza WAAM (Figura 1.2 y Figura 1.3).

Por su parte, el aluminio ofrece unas elevadas posibilidades de aligeramiento gracias a su baja densidad en comparación con los otros materiales, y en especial las aleaciones de alta resistencia, pero normalmente, la soldabilidad de las aleaciones de aluminio se reduce a medida que se incrementa la resistencia mecánica que pueden alcanzar [7], lo que supone una gran limitación en diversas aplicaciones. Actualmente existen muy pocas aleaciones de media-alta resistencia que se consideran soldables por fusión y el desarrollo de estas aleaciones en formato hilo que sean adecuadas para procesos de soldadura y WAAM es un ámbito de investigación que despierta un elevado interés [6]. De hecho, esta es una de las principales razones por las que el presente estudio se centra, además de en aleaciones comerciales, en nuevas aleaciones de aluminio en desarrollo que contienen nanopartículas (2024 TiC y 7075 TiC) y microaleantes (Al-Zn-Mg-Cu).

Como se ha mencionado anteriormente, la fabricación aditiva de aleaciones de aluminio mediante WAAM, tiene una serie de retos tecnológicos aún por resolver y que son muy específicos de estas aleaciones. Estos retos están relacionados con la identificación de los mecanismos que permitan el control de distorsiones, la reducción de porosidad y el agrietamiento en caliente, así como el desarrollo de soluciones para el control de calidad y la reducción de la anisotropía, logrando un crecimiento homogéneo con la aplicación de tratamientos térmicos adecuados para la optimización de propiedades. Así, el trabajo desarrollado en esta tesis incide particularmente en el estudio e identificación de los parámetros y variables relacionados con la generación de porosidad, agrietamiento en caliente

y, crecimiento homogéneo, considerando asimismo tratamientos térmicos y estrategias para conseguir propiedades mecánicas isotrópicas.

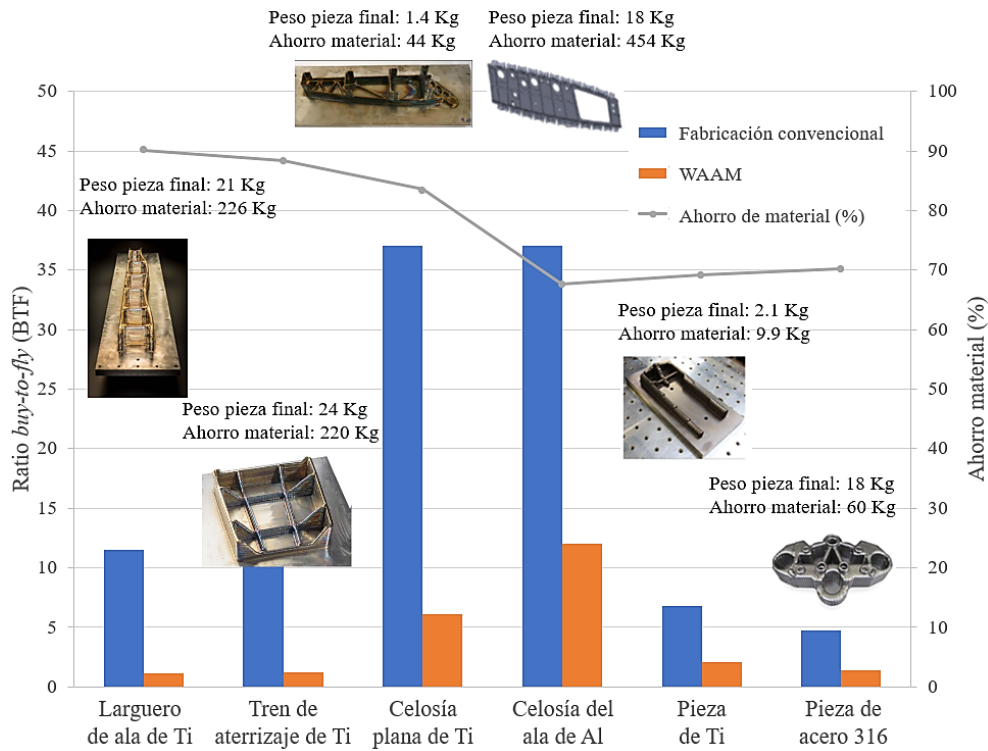
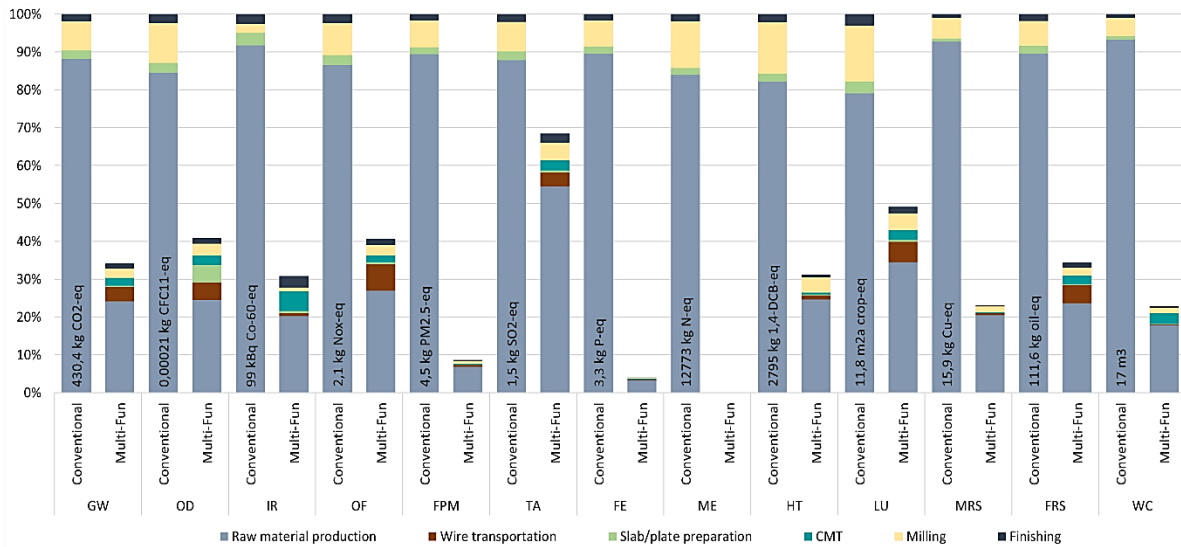


Figura 1.1: Estudio comparativo realizado por Lortek en base a datos bibliográficos sobre el impacto del ahorro de material de diversos casos de estudio con fabricación convencional o WAAM.



**Impact categories:**

- GW - Global Warming
- OD - Ozone Depletion
- IR - Ionizing Radiation

**Tras fabricación**

- HT - Human Toxicity
- LU - Land Use
- FPM - Fine Particulate Matter

- FE - Freshwater Eutrophication
- ME - Marine Eutrophication
- MRS - Mineral Resource scarcity
- FRS - Fossil Resource scarcity
- WC - Water consumption

Figura 1.2: Estudio realizado dentro del proyecto MULTI-FUN del caso de estudio de un componente aerospacial y su impacto LCA (Life Cycle Assessment) utilizando la fabricación convencional o WAAM.

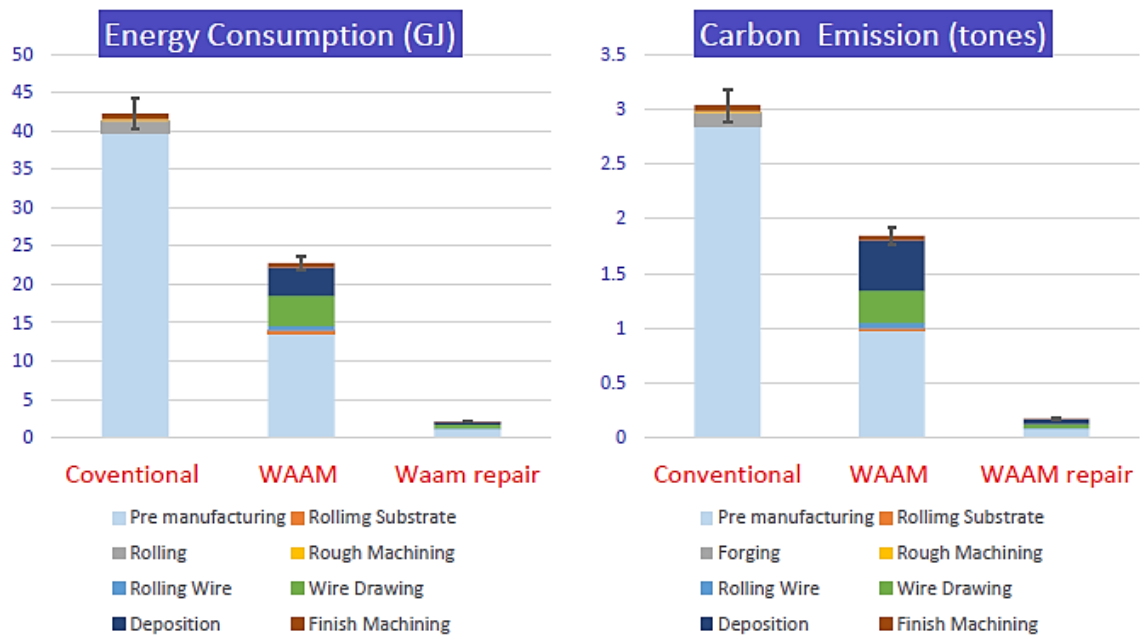


Figura 1.3: Estudio realizado por Guaranteed en colaboración con Cranfield University y WAAM3D del caso de estudio de fabricación o reparación de una válvula Duplex SS 2205 y su impacto medioambiental.

En conclusión, para asegurar de manera robusta el crecimiento estable, se debe controlar la estrategia de deposición y la acumulación de calor. Por otro lado, se debe trabajar con metales de aporte con una calidad adecuada en cuanto a dimensiones, defecto de redondez de la sección transversal del hilo (ovalidad), calidad superficial, tensiones residuales, etc. para asegurar una alimentación constante y evitar problemas de embotamiento o colapso del arco durante la fabricación. En cuanto al metal de aporte, hay que tener también en cuenta que la presencia de inclusiones, óxidos y cavidades incrementan en gran medida la presencia de defectos en la pieza final. Por último, para cumplir con las especificaciones técnicas de muchos componentes, se debe obtener un balance adecuado de propiedades mecánicas en cuanto a resistencia y ductilidad, en todas las direcciones.

### 3. Objetivos

El objetivo principal de esta tesis es investigar el efecto y la influencia de los parámetros del proceso de fabricación WAAM mediante tecnología al arco CMT y de los tratamientos térmicos posteriores para el control y optimización de la microestructura y propiedades mecánicas resultantes en aleaciones de aluminio de media y alta resistencia con el reto de conseguir fabricar de manera robusta y controlada componentes con unas propiedades por encima del estado del arte, con un balance equilibrado entre resistencia y ductilidad, sin anisotropía y características superiores a las que se consiguen en aleaciones equivalentes mediante procesos de fabricación convencionales.

Para ello la investigación se centra en aleaciones de aluminio comerciales de media resistencia (ER5356 y ER2319) y aleaciones experimentales innovadores de alta resistencia

con nanopartículas (2024 TiC y 7075 TiC) y con composiciones químicas a medida microaleadas (Al-Zn-Mg-Cu).

Para garantizar la consecución del objetivo principal, se plantean una serie de objetivos específicos que abordan de manera concreta distintos retos a los que es preciso hacer frente para la consecución del objetivo principal. Así, los objetivos específicos planteados son:

- Evaluar el comportamiento de aleaciones de aluminio comerciales y experimentales (con nanopartículas y composiciones microaleadas) en el proceso de fabricación aditiva por WAAM, y concluir sobre su idoneidad para dicho proceso.
- Desarrollar estrategias para reducir la porosidad en el material depositado por WAAM de aleaciones de aluminio y particularmente de las aleaciones que contienen cobre.
- Determinar la influencia de los parámetros de fabricación, las estrategias de deposición y geometría del material depositado en la microestructura y propiedades mecánicas resultantes estableciendo los requisitos para obtener un buen balance de propiedades y reducir el efecto de la anisotropía característico de las piezas fabricadas mediante WAAM.
- Establecer los requisitos para conseguir un crecimiento estable y evitar los defectos típicos que se producen en la fabricación aditiva de aluminio como *necking* y *humping*.
- Evaluar la influencia de los tratamientos térmicos posteriores a la fabricación por WAAM y su influencia en la isotropía y propiedades resultantes.

La culminación de estos objetivos permitirá establecer los requisitos y las especificaciones del proceso de fabricación por WAAM de componentes de aluminio de media y alta resistencia para aplicaciones de alta exigencia en sectores como: aeronáutica, automoción, etc.

Así, la hipótesis de partida de esta tesis es que mediante la optimización del proceso WAAM, tanto en aleaciones comerciales de aluminio como en nuevas aleaciones en formato hilo, es técnicamente viable fabricar componentes con propiedades mecánicas isótropas que superen el estado del arte actual, con un balance equilibrado en cuanto a resistencia y ductilidad y evitando los principales problemas actuales asociados con estas aleaciones (porosidad, agrietamiento, crecimiento no estable, etc.), permitiendo así la reducción de los costes de fabricación, el impacto medioambiental y maximizando el uso de los recursos materiales y energéticos.

## **4. Organización de la memoria**

Esta memoria que detalla el trabajo realizado a lo largo de la tesis doctoral ha sido organizada en una serie de capítulos que se describen a continuación.

En el CAPÍTULO I: Introducción, se presenta la introducción de la tesis, donde se contextualiza el trabajo realizado y la motivación de este estudio. Del mismo modo, se detallan los principales objetivos y la estructura del documento.

A lo largo del CAPÍTULO II: Estado del arte, se describen los antecedentes relacionados con los objetivos de esta tesis y que se han considerado relevantes para el estudio de aleaciones comerciales y nuevas aleaciones de aluminio para WAAM. Para ello, el capítulo comienza definiendo la fabricación aditiva y la soldadura por arco que es la tecnología base empleada en WAAM para la fabricación capa a capa y cordón a cordón de componentes. Seguidamente, se exponen las ventajas y retos de la tecnología WAAM respecto a otras tecnologías de fabricación convencional y/o aditiva, áreas en las que se ha aplicado, y defectología específica presente en dicho proceso. A continuación, se describen de forma genérica las aleaciones de aluminio, sus retos relacionados con el aseguramiento de calidad durante la soldadura, y los mecanismos de endurecimiento existentes para las aleaciones tratables y las no tratables térmicamente. Finalmente, se concluye el capítulo analizando la bibliografía científica específica de la fabricación mediante WAAM de aleaciones de aluminio de media y alta resistencia y los aspectos estudiados en cada uno de ellos.

Durante el CAPÍTULO III: Diseño de la metodología de análisis, se desarrolla la metodología asociada al estudio experimental llevado a cabo y los equipos empleados para lograr los objetivos planteados. Se comienza el capítulo exponiendo los materiales empleados en este trabajo, incidiendo en las aleaciones de aluminio comerciales y experimentales en formato hilo seleccionadas como materia prima para WAAM. Seguidamente se especifican los equipos empleados para la fabricación aditiva, estrategias de deposición, tratamientos térmicos y técnicas de inspección empleadas. Finalmente, se describen las metodologías de caracterización y ensayo empleadas, incluyendo la preparación metalográfica para la caracterización tanto de materias primas en formato hilo como del material depositado mediante WAAM, su porosidad, microestructura, fases y precipitados, tamaño de grano y propiedades mecánicas.

A continuación, en el CAPÍTULO IV: Estudio de los parámetros de fabricación en aleaciones de aluminio de media y alta resistencia, se describen los resultados obtenidos con cada aleación de aluminio y se realiza una discusión comparativa entre ellos. Para ello, se presentan los resultados obtenidos, comenzando por la aleación comercial ER5356, ampliamente utilizada para soldadura al arco de la familia Al-Mg, de forma que se estudian en profundidad los parámetros de fabricación claves para evitar la porosidad y asegurar un crecimiento homogéneo y estable sin *necking* ni *humping* y se determinan de esa manera los factores clave a aplicar y controlar en las siguientes aleaciones. Seguidamente, se describen los resultados obtenidos con la aleación comercial ER2319 de media resistencia, de la familia Al-Cu, y que ya ha sido ampliamente empleada en procesos WAAM, y la aleación microaleada Al-Zn-Mg-Cu de reciente desarrollo por parte de un laboratorio austriaco experto en procesos de fabricación de aleaciones de aluminio con el que se ha colaborado en el desarrollo de esta tesis. Por último, pero no menos importante, se exponen los resultados obtenidos para las aleaciones experimentales 2024 TiC (serie Al-Cu) y 7075 TiC (serie Al-Zn-Mg-Cu) nanomodificadas con carburos de titanio.

Tanto la aleación microaleada como las nanomodificadas, se han diseñado con el objetivo de conseguir evitar los problemas de origen metalúrgico (agrietamiento en caliente, crecimiento de grano, estructura columnar, segregaciones de elementos químicos y

precipitación de fases indeseadas) que se presentan en la soldadura de aleaciones de alta resistencia mecánica como las aleaciones 2024, 7050 o 7075, ampliamente empleadas en el sector aeronáutico. Estas aleaciones se consideran insoldables por fusión y no existen metales de aporte comerciales en formato hilo. Cabe señalar que no existen trabajos previos experimentales que analicen en profundidad y de manera rigurosa la procesabilidad mediante WAAM de estas nuevas aleaciones experimentales seleccionadas, las condiciones de proceso ni las propiedades resultantes. Por este motivo, la aportación científica de esta tesis se centra particularmente en esta investigación, partiendo del conocimiento generado en el estudio previo con aleaciones comerciales de aluminio de media resistencia.

Para cada una de las cinco aleaciones estudiadas, se ha determinado la influencia de las variables de proceso WAAM en la microestructura resultante del material depositado y en las propiedades mecánicas finales. Finalmente, se desarrolla la discusión de estos resultados comparando los requerimientos de fabricación mediante WAAM de las distintas aleaciones y comparando la calidad y propiedades resultados con el estado del arte actual.

Para terminar, en el CAPÍTULO V: Contribuciones y líneas futuras de investigación, se presentan las principales conclusiones y aportaciones obtenidas en esta tesis para después, en el, describir las líneas futuras que han surgido de este trabajo y que permitirán avanzar en la transferencia a la industria de las aleaciones de aluminio estudiadas y del proceso WAAM.

## **CAPÍTULO II: Estado del arte de la fabricación aditiva por WAAM de aleaciones de aluminio**





## **RESUMEN**

En este capítulo se describen los conceptos básicos de la tecnología WAAM y las aleaciones de aluminio. La fabricación aditiva mediante arco e hilo (WAAM) hace uso de procesos de soldadura para fabricar una pieza aditivamente por lo que se comienza describiendo las diferentes categorías de la fabricación aditiva y las ventajas que estas presentan frente a las fabricaciones convencionales, para continuar describiendo el proceso de soldadura al arco y las tecnologías de soldadura que se han empleado en este trabajo. A continuación, se describe en detalle el proceso WAAM, las ventajas, desventajas, áreas de aplicación y retos asociados al proceso. Seguidamente, se describen la clasificación de las aleaciones de aluminio, los retos asociados a la soldadura y WAAM de estas aleaciones y los diferentes mecanismos de endurecimiento que se pueden emplear en los aluminios. Finalmente, se realiza un análisis de la bibliografía y se identifican los principales márgenes de desarrollo y necesidades de estudio existentes, las cuales van a estudiarse en esta tesis.



## 1. Fabricación aditiva y categorías de procesos

La fabricación aditiva (*additive manufacturing*, AM) se define en la norma EN ISO/ASTM 52900:2021 como el proceso de unión de materiales para hacer piezas desde un modelo 3D, normalmente por superposición de capas, opuesto a la fabricación sustractiva.

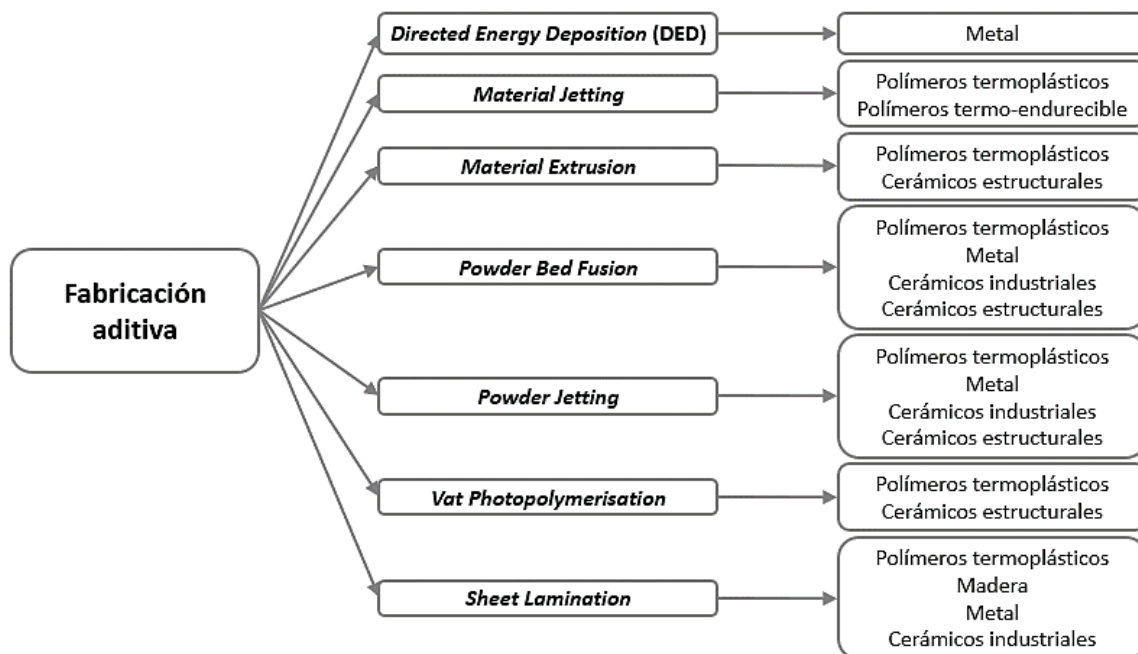


Figura 2.1: Clasificación de las técnicas de fabricación aditiva en categorías y su aplicación a diferentes materiales [1].

Existen numerosas tecnologías AM, pero la organización internacional de estandarización (*International Organization of Standardization*, ISO) y la sociedad americana de ensayos y materiales (*American Society for Testing and Materials*, ASTM) han clasificado estas tecnologías en siete categorías (Figura 2.1).

Tabla 2.1: Categorías de procesos de la fabricación aditiva según la EN ISO/ASTM 52900 [12].

| Categoría de proceso                    | Definición   |
|---|--|
| <i>Directed energy deposition (DED)</i> | “Un proceso de fabricación aditiva en la que ...”<br>“... la energía térmica focalizada es utilizada para fusionar materiales mediante su fusión al tiempo que están siendo depositados” |
| <i>Material jetting</i>                 | “... las gotas de material se depositan selectivamente”  |
| <i>Material extrusion</i>               | “... el material es selectivamente distribuido a través de una boquilla u orificio”  |
| <i>Powder-bed fusion</i>                | “... la energía térmica funde selectivamente regiones de un lecho de polvo”  |
| <i>Binder jetting</i>                   | “...un agente aglutinante líquido es selectivamente depositado para unir polvo de material”  |
| <i>Vat photopolymerisation</i>          | “... un fotopolímero líquido que en un contenedor es selectivamente curado por polimerización activada de luz”   |
| <i>Sheet lamination</i>                 | “... láminas de material se unen para generar una pieza”   |

Entre todas ellas, solo cuatro pueden producir piezas metálicas y, de estas, solo una tiene la posibilidad de realizarlo mediante deposición de energía focalizada o DED [1][12]. Cada una de estas categorías de procesos se ha definido individualmente en la norma EN ISO/ASTM 52900:2021 (Tabla 2.1).

Las tecnologías de fabricación aditiva proporcionan algunas ventajas frente a los procesos de fabricación convencionales, que se enumeran a continuación:

- Posibilidad de fabricar lotes pequeños y cambio rápido entre diferentes lotes. Esto permite a las empresas ofrecer mayor flexibilidad y reducir el tiempo de espera sin necesidad de una gran inversión.
- Permite la personalización de piezas, que posibilita una mayor flexibilidad para adecuar el diseño del producto a su uso final.
- Diseños complejos, con formas difíciles y sin limitación de tamaño de piezas (adecuado para piezas de dimensiones media-alta).
- Fabricación cercana a la final, reduciendo el ratio *buy-to-fly* y el desperdicio de material, reduciendo el impacto medioambiental del proceso.

## 2. Soldadura al arco

La soldadura al arco es un proceso de unión con o sin aporte de material en el que se usa un arco eléctrico para fundir materiales metálicos y conseguir una continuidad mecánica y metalúrgica entre dos piezas separadas.

Los elementos básicos presentes en el proceso se muestran en la siguiente Figura 2.2:

- El material base es aquel al que se le aplica la soldadura.
- El material de aporte o hilo es aquel material que se añade al proceso de soldadura.
- El electrodo es el elemento que genera el arco eléctrico y puede ser consumible (el propio material de aporte) o no consumible (electrodo de tungsteno).
- El gas de protección es utilizado para proteger el baño de fusión de la oxidación, inclusiones, porosidades y aportar estabilidad al arco.

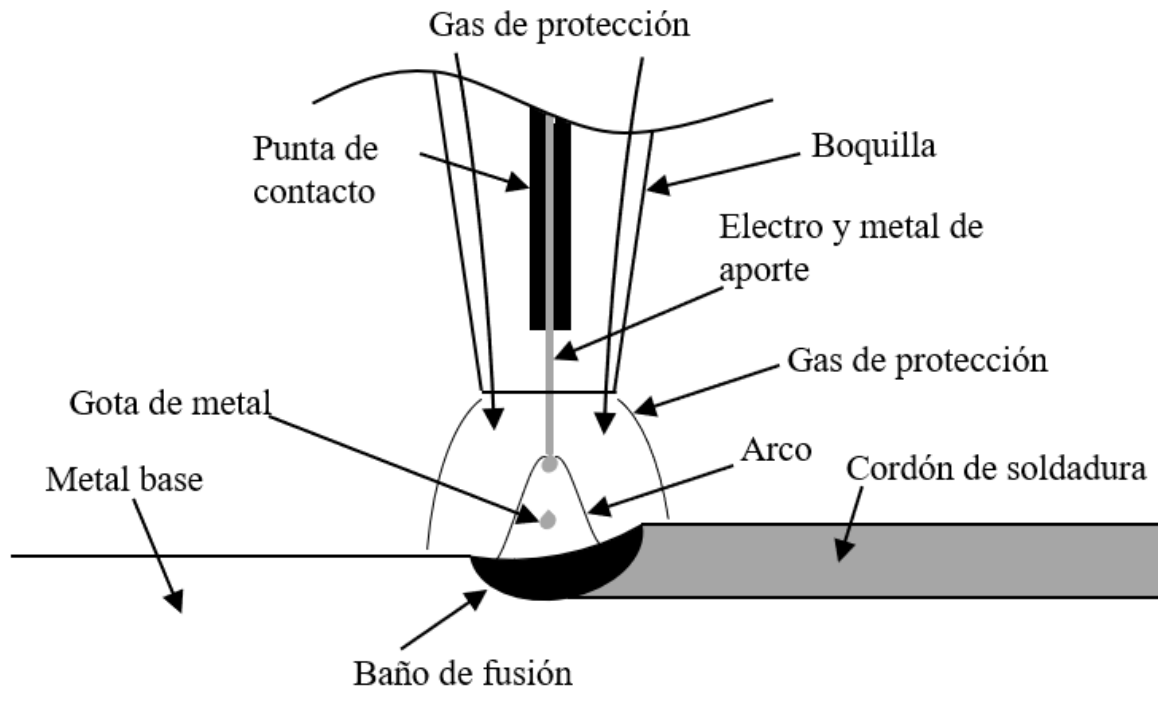


Figura 2.2: Esquema general de los elementos básicos en la soldadura al arco.

Existen dos familias de unión por soldadura principales, dependiendo del tipo de electrodo: *Gas Metal Arc Welding* (GMAW o MIG/MAG) o *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW o TIG). En el primero, el metal de aporte es el propio electrodo que genera el arco, por lo que el proceso implica necesariamente la aportación del material. En el segundo, el arco se genera a través de un electrodo no consumible, y el material de aporte se añade separadamente en la zona del arco, lo que permite el uso o no de material de aporte en función de las necesidades.

Las tecnologías tradicionales en estas familias son *Metal Inert Gas/Metal Active Gas* (MIG/MAG) para GMAW y *Tungsten Inert Gas* (TIG) para GTAW. A partir de estas tecnologías tradicionales de soldadura al arco, se han desarrollado recientemente nuevas tecnologías más avanzadas [13], con diferentes ventajas y desventajas respecto a las predecesoras (Tabla 2.2).

Una de las evoluciones del TIG es el *Plasma Arc Welding* (PAW), que como su predecesora, utiliza un electrodo no consumible ubicado en el orificio de la boquilla del gas, pero en este caso, el arco es confinado e ionizado por otro gas adicional hasta que se consigue el estado plasma del mismo y un arco más constreñido y con mayor capacidad de penetración [14]. Por otro lado, una de las evoluciones del MIG/MAG, desarrollada por la empresa Fronius, se denomina *Cold Metal Transfer* (CMT). En este caso, un electrodo consumible que también actúa como metal de aporte, genera la fusión a alta frecuencia de gotas de metal en el extremo del hilo y mediante un movimiento retráctil del propio hilo, se facilita el desprendimiento de esas gotas generando un modo de transferencia en cortocircuito que reduce mucho el aporte térmico.

Tabla 2.2: Comparación entre las diferentes tecnologías de soldadura al arco [14].

| Familia                                | Tecnología  | Ventajas  | Desventajas  |
|--|---|---|--|
| <b>Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)</b> | <i>Tungsten Inert Gas (TIG)</i>                   | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Alta calidad de soldadura y estabilidad del arco.</li> <li>– Bajo aporte de calor, tensiones residuales, ZAT (Zona Afectada Térmicamente) y proyecciones.</li> </ul>   | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Baja tasa de deposición y velocidad de soldadura, por lo que obtiene una baja productividad.</li> </ul>   |
|  | <i>Plasma Arc Welding (PAW)</i>                   | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Soldadura autógena, no necesita metal de aporte.</li> <li>– Alta tasa de deposición.</li> <li>– El electrodo está ubicado en la boquilla, se evitan contaminaciones por contacto con el baño de fusión.</li> <li>– Arco paralelo que es menos sensible a variaciones de longitud de arco.</li> </ul> | <ul style="list-style-type: none"> <li>– La antorcha es más compleja y requiere una correcta configuración y posicionamiento del electrodo, selección del correcto tamaño de orificio y flujo del gas de protección.</li> <li>– El coste del equipamiento es mayor.</li> </ul> |
| <b>Gas Metal Arc Welding (GMAW)</b>    | <i>Metal Inert Gas/Metal Active Gas (MIG/MAG)</i> | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Mayores tasas de deposición y velocidad de soldadura que TIG.</li> <li>– Electrodo consumible, no hay necesidad de afilado y mantenimiento.</li> <li>– Proceso concéntrico.</li> </ul>   | <ul style="list-style-type: none"> <li>– La estabilidad del arco y la calidad de la soldadura es la más baja comparada con otros procesos.</li> <li>– Altas proyecciones, aporte de calor, ZAT, tensiones residuales y contaminaciones.</li> </ul>                             |
|  | <i>Cold Metal Transfer (CMT)</i>                  | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Permite la soldadura de materiales sensibles al calor</li> <li>– Bajo aporte de calor, tensión residual y ZAT.</li> </ul>  | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Inestabilidad del arco e incremento de la rugosidad superficial con algunos materiales.</li> </ul>  |

Existe una característica común entre todas las tecnologías de la soldadura al arco: la polaridad del proceso (Figura 2.3). Este factor de la soldadura es el sentido en que circulan los electrones desde el electrodo al metal base. Esta puede ser negativa (*Direct-current electrode negative*, DCEN) o positiva (*Direct-current electrode positive*, DCEP). Tal y como indica el nombre, cuando se utiliza DCEN, el electrodo está conectado al polo negativo mientras que el material base está conectado al positivo circulando los electrones hacia el metal base, y con DCEP ocurre lo contrario. De esta manera, con la primera configuración se obtiene un baño de fusión estrecho, pero con mucha penetración, mientras que con la segunda se obtiene menor penetración y un baño más ancho.

Existe un tercer caso, en el que se utiliza corriente alterna en lugar de corriente continua, en cuyo caso la polaridad cambia a lo largo del proceso. De esta manera, se

consiguen los beneficios de ambas polaridades, siendo los principales el efecto de autolimpieza del electrodo y la desoxidación del sustrato. La polaridad negativa se utiliza generalmente para la tecnología GTAW y la positiva para la tecnología GMAW, pero para algunos materiales entre los que se incluye el aluminio, se utiliza la corriente alterna.

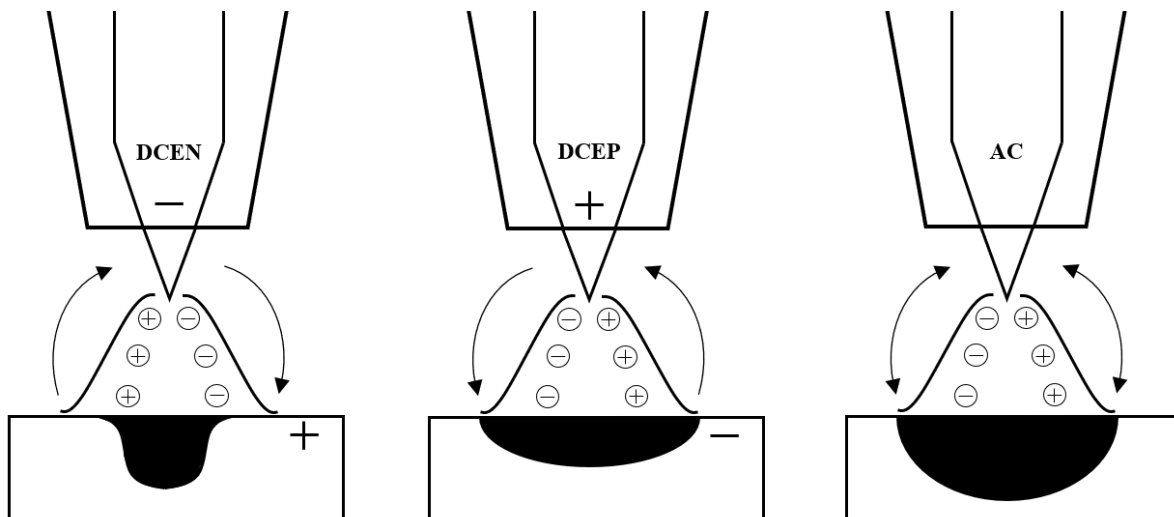


Figura 2.3: Modos de polaridad en soldadura al arco.

## 2.1 Tecnologías de soldadura al arco empleadas

En este trabajo se ha utilizado tecnología CMT y alguna de sus variantes más avanzadas. La tecnología CMT es un desarrollo de Fronius, que evoluciona de la tecnología MIG/MAG pero es considerada un proceso “frío” en comparación con las otras tecnologías de soldadura al arco por fusión.

Éste consiste en la repetición continua de cuatro pasos (Figura 2.4): a) ignición del arco mientras el hilo se aproxima al metal base, b) colapso o cortocircuito entre el arco y el metal base, c) movimiento retráctil del hilo para facilitar el desprendimiento de la gota de metal y, d) reignición del arco. Estos pasos pueden llevarse a cabo hasta 130 veces por segundo. Debido a esta constante ignición y colapso del arco, el aporte de calor se reduce y, por lo tanto, la temperatura del proceso es considerablemente menor que en otras tecnologías de soldadura [15].

El paso en el que el arco está encendido se considera el de mayor aporte de calor, en el cual el arco está totalmente activo con una alta tensión y corriente. La gota de metal se genera gracias a que el arco calienta la punta del hilo por encima de su punto de fusión mientras el hilo avanza hacia el metal base.

Una vez el hilo alcanza el metal base, el arco colapsa debido al cortocircuito generado por el contacto de los dos metales. Debido a ello, se considera que el aporte de calor es interrumpido, manteniendo una baja corriente durante este paso. A continuación, el hilo retrocede facilitando el desprendimiento de la gota. Una vez el hilo llega a la posición inicial, el arco vuelve a iniciarse y el proceso se repite a una alta frecuencia.

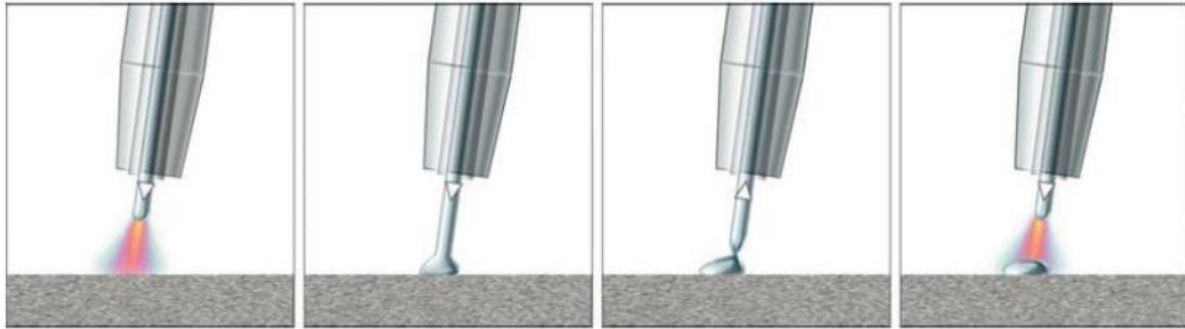


Figura 2.4: Pasos de la tecnología CMT, de izquierda a derecha: ignición del arco, cortocircuito o colapso del arco, retracción del hilo, reignición del arco. Imagen reimprimida de Fronius [6].

Entre las ventajas de este proceso de soldadura, se encuentran las siguientes:

- Baja temperatura de soldadura, reducida zona afectada térmicamente y menores deformaciones.
- Mayor versatilidad de uso de materiales, ya que, permite la soldabilidad de materiales sensibles al calor como el aluminio o el magnesio.
- Este proceso utiliza una técnica de cortocircuito controlado que reduce el salpicado de la soldadura.

Sin embargo, también cuenta con varias desventajas:

- El equipamiento es más costoso que en otras tecnologías de soldadura al arco.
- Requiere mayor habilidad del técnico durante la soldadura.
- Los parámetros son sinérgicos, por lo que no permite un completo control del proceso.

Fronius ha desarrollado recientemente distintos modos de arco que controlan la forma de las curvas de tensión e intensidad en diferentes etapas del proceso CMT (Figura 2.5). Esto ha permitido una evolución desde la tecnología CMT original a procesos más avanzados como el CMT pulsado (CMT-P), CMT *advanced* (CMT-ADV) y CMT pulsado *advanced* (CMT-PADV). El CMT-P combina la tecnología CMT con un arco voltaico pulsado, en el cual el rango de potencia se incrementa cuando el arco está encendido y por lo tanto se obtienen mayores tasas de deposición.

Además, la tecnología CMT-ADV se basa en la combinación de ciclos CMT con polaridad alterna. Este cambio de polaridad ocurre en el estado de cortocircuito, de manera que la estabilidad del arco no se ve comprometida. Durante la polaridad negativa, el proceso obtiene una mayor tasa de deposición que el CMT convencional, y mayor capacidad de absorción del hueco entre las piezas a soldar, mientras que, durante la parte del ciclo con polaridad positiva, el aporte de calor se incrementa y se mejora la precisión en la transferencia de la gota.



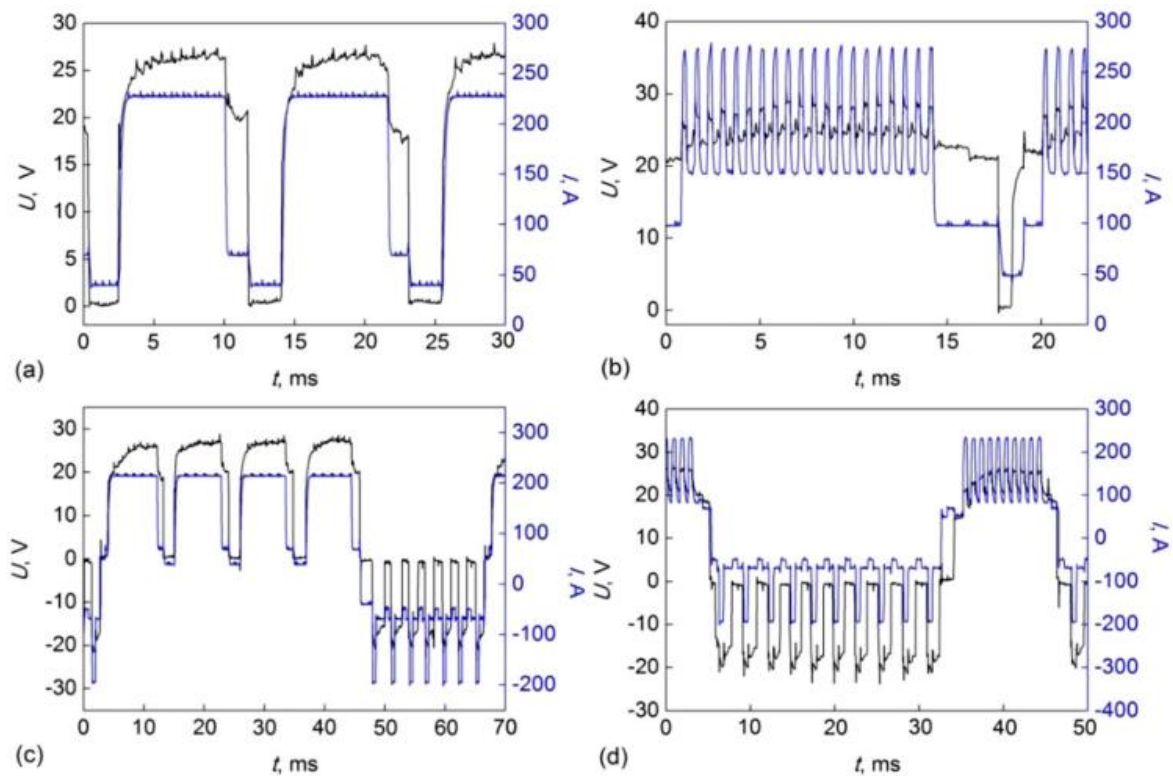


Figura 2.5: Modos de arco de CMT, a) CMT, b) CMT-P, c) CMT-ADV and d) CMT-PADV. Imagen reimprimida de B. Cong et. al [16].

Finalmente, la tecnología CMT-PADV, combina el proceso CMT con polaridad negativa y CMT-P con polaridad positiva. De esta manera, la tasa de deposición aumenta durante la polaridad negativa con menor aporte térmico mientras que durante la polaridad positiva, a pesar de tener mayor aporte térmico, la fase pulsada ofrece la ventaja de transferir la gota de metal sin necesidad de que se produzca un cortocircuito. Esta relación entre ambas polaridades es ajustable gracias a un parámetro denominado balance EP/EN. Este tiene un rango de valores desde -5 a +5, y cuanto más negativo sea el valor programado, mayor cantidad de ciclos en la polaridad negativa y menor aporte de calor se añadirá al proceso. Por el contrario, cuanto más positivo sea el valor, mayor será el aporte térmico dado que habrá más ciclos en la polaridad positiva [17].

Debido al bajo aporte de calor del proceso CMT y la posibilidad de soldar un mayor rango de materiales, esta tecnología ha encontrado su nicho en procesos de revestimiento, fabricación aditiva y soldadura para reparación de grietas [18]. Asimismo, los principales sectores que utilizan esta tecnología son la industria automovilística, defensa y plantas de energía como fabricación aditiva, además de para generar componentes marítimos, conjuntos de motores pequeños y uniones de tuberías, entre otros [19].

### 3. Proceso WAAM

La fabricación aditiva por arco e hilo (*Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM*) utiliza un hilo como aporte de material que es alimentado a un baño de fusión generado por un arco eléctrico para fabricar capa a capa una pieza 3D. Este proceso se clasifica dentro de

la categoría *Directed Energy Deposition* (DED). De hecho, la denominación estandarizada de este proceso es DED-Arc, aunque la mayoría de la comunidad científica se refiere a él como WAAM, debido al término que acuñó en la década anterior la Universidad de Cranfield [1].

La tecnología WAAM crea una pieza cercana a la pieza final por el sucesivo solapamiento de cordones de soldadura (Figura 2.6). Para generar la pieza, existen tres componentes principales necesarios: sistema de movimiento automatizado, fuente de energía y sistema de alimentación del hilo.

Una vez finalizado el aporte, se requiere un post-procesado debido al acabado superficial y el exceso de material generado por los cordones, pero a pesar de ello, el ratio *buy-to-fly* es altamente mejorado comparado con técnicas de fabricación convencionales como el mecanizado [1]. Este ratio relaciona la diferencia de material entre el estado tras fabricación y la pieza final tras el post-procesado, y es un claro indicador del aprovechamiento de material que tiene lugar durante el proceso de fabricación.

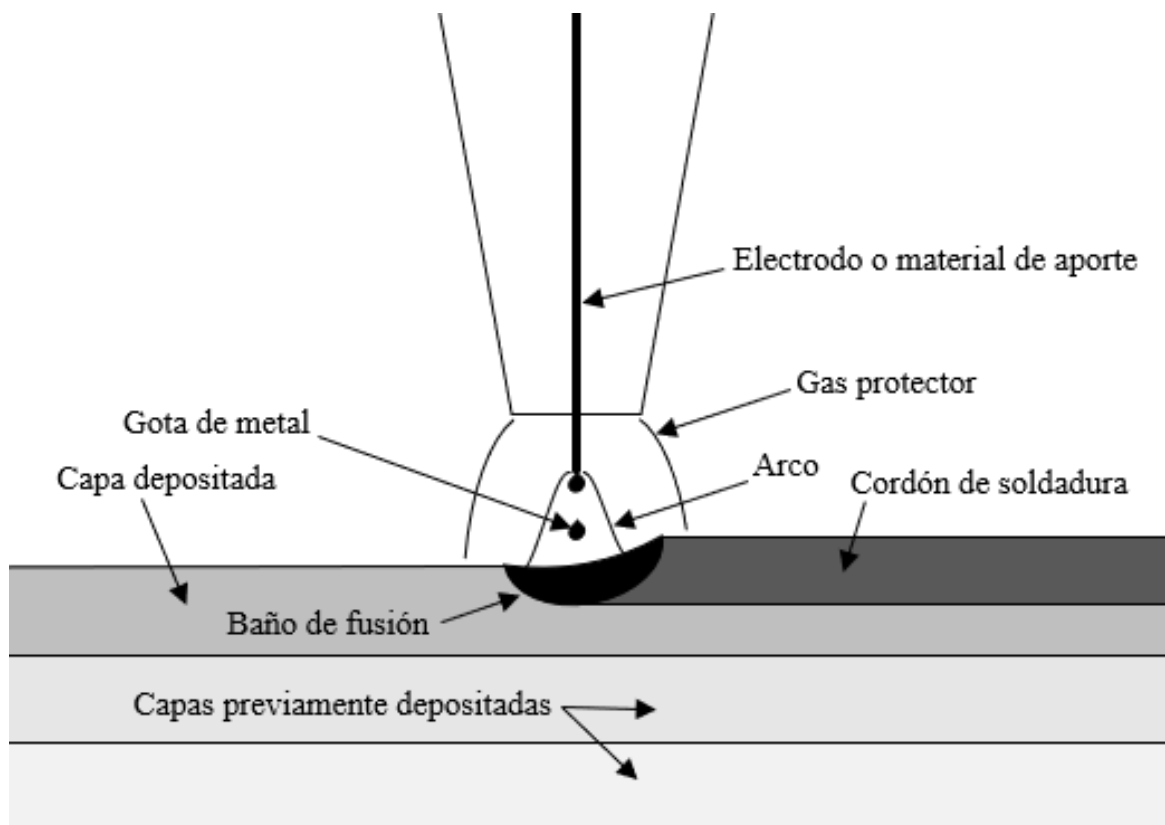


Figura 2.6: Diagrama del proceso WAAM.

En la siguiente Figura 2.7 se puede ver el flujo de trabajo más en detalle con todos los pasos que se tienen que llevar a cabo desde que se tiene un diseño de pieza hasta obtener el producto final.

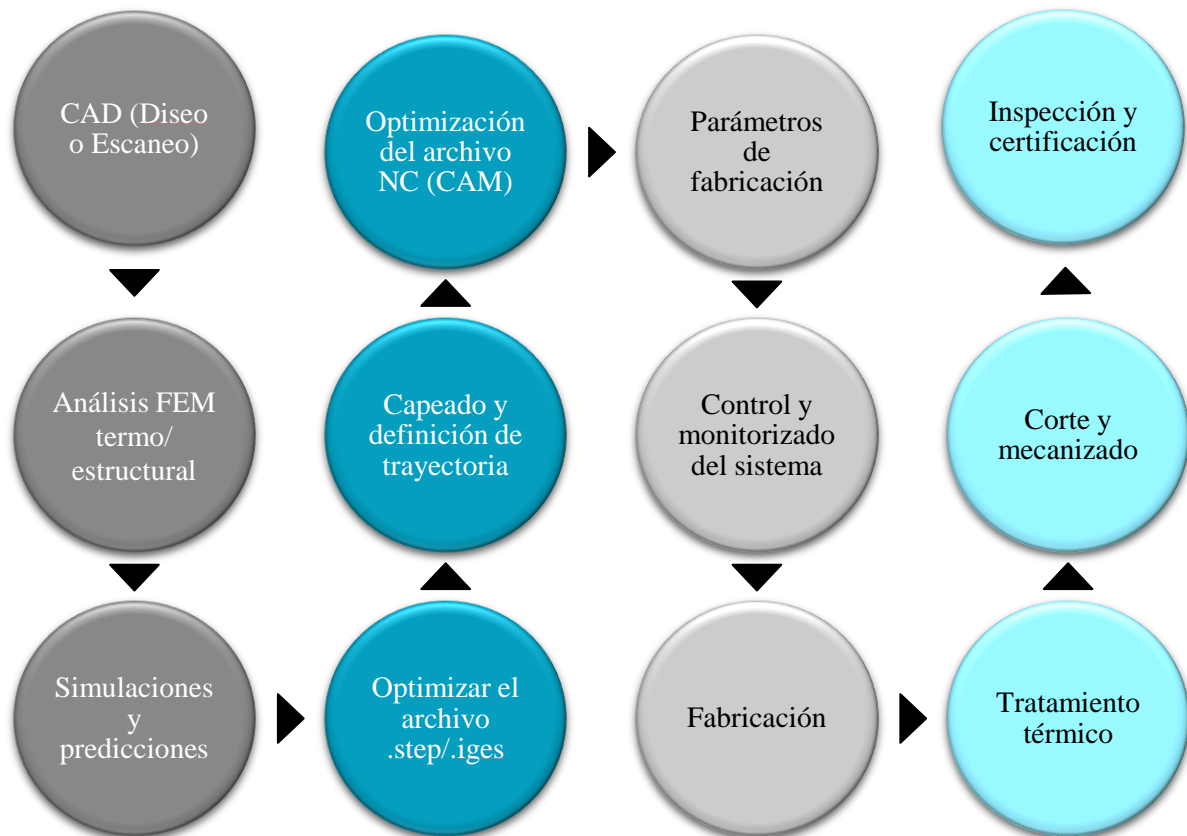


Figura 2.7: Flujo de trabajo del proceso WAAM.

### 3.1 Ventajas y desventajas de la tecnología WAAM

La fabricación aditiva por arco e hilo ofrece ciertas ventajas respecto a otros procesos de fabricación convencionales y de fabricación aditiva.

Entre las ventajas, el principal atractivo de este proceso es la reducción del coste de la materia prima comparado con otros procesos. Además, el sistema de alimentación del hilo posibilita el uso de una amplia variedad de materiales ya disponibles en el mercado para soldadura convencional. Por otro lado, la alta tasa de deposición en comparación con otros procesos de fabricación aditiva reduce el tiempo de elaboración y, debido a la característica de forma cercana a la final tras fabricación, no hay apenas desperdicio de material, al contrario que en los procesos convencionales por sustracción [20]. Así, las principales ventajas del proceso WAAM son las siguientes:

- El coste de la materia prima necesaria para el proceso WAAM es menor que en otros procesos de fabricación aditiva.
- El equipamiento necesario para el proceso tiene un bajo coste de implementación.
- Alta tasa de fabricación en comparación a otros procesos de fabricación aditiva.
- No existe limitación de tamaño.

Sin embargo, la tecnología WAAM también presenta unos retos que hacen que este proceso necesite mayor estudio antes de su implementación en la industria. La anisotropía es

uno de los principales factores críticos debido a que en el proceso se genera la pieza en una dirección de crecimiento determinada, por lo que los granos tienden a crecer en concordancia, obteniendo una mejor resistencia, pero menor ductilidad en la dirección de crecimiento (verticalmente). Asimismo, hay que considerar también que se pueden generar otros defectos típicos de la soldadura al arco convencional, como por ejemplo porosidad, cavidades, inclusiones, estrés residual, distorsiones y deformaciones. Las principales desventajas de este proceso de fabricación son las siguientes:

- Complejidad limitada y los detalles que se alcanzan a imprimir tienen mayor tamaño que en otros procesos de fabricación aditiva.
- Precisión dimensional limitada y un aspecto superficial bajo con mucha rugosidad.
- Reglas de diseño estrictas para evitar acumulaciones o colapso del material.
- Grandes distorsiones debido al alto aporte de calor en comparación con otros procesos de fabricación aditiva.

En general, la tecnología WAAM tiene ventajas en algunos aspectos clave comparados con otros métodos de fabricación aditiva (Figura 2.8).

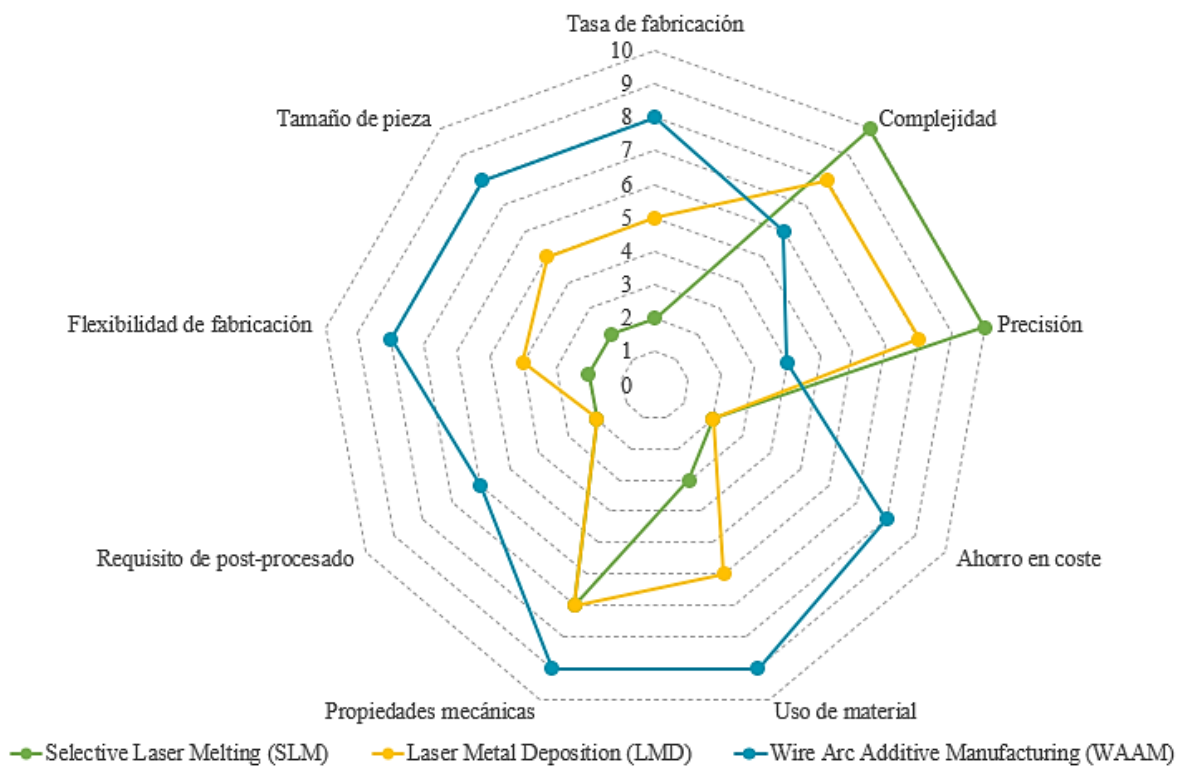


Figura 2.8: Comparación de factores clave de los procesos de fabricación aditiva [21].

### 3.2 Áreas de aplicación para WAAM en la industria

Las industrias aeroespacial y automovilística están realizando grandes esfuerzos para optimizar las estructuras de forma que se reduzca el peso del componente manteniendo su funcionalidad y maximizando su desempeño [22], [23].

Hasta la fecha, la industria aeroespacial ha estado interesada en fabricar componentes que requieren procesos de mecanizado largos, principalmente de aleaciones de titanio y níquel, con grandes volúmenes de desperdicio en forma de viruta (ratios altos *buy-to-fly*) y elevados consumos energéticos. En estos casos, el ahorro en costes de materia prima, tiempo de mecanizado y energía que se consigue fabricando las piezas mediante WAAM, hace económicamente viable su uso. En materiales con un menor coste y valor añadido como aleaciones de aluminio de baja resistencia o aceros al carbono, el caso de negocio no resulta tan atractivo.



Figura 2.9: Pestillo de puerta de un *Boeing 787 Dreamliner* fabricado por Norsk Titanium [24]. Imagen de Delta Consultants.

La tecnología WAAM reduce deshechos, consumo energético y coste de producción en hasta un 30%, y el tiempo de fabricación en hasta un 70%, comparado con los procesos subtractivos convencionales [1]. A modo de ejemplo, el titanio representa el 93% de la estructura en peso del avión *Lockheed SR-71 Blackbird*, y durante su proceso de fabricación,

casi el 90% del material de forja se mecaniza y se pierde. Norsk Titanium entregó el primer componente de titanio (Figura 2.9) fabricado mediante WAAM, aprobado por la administración federal de aviación, y fue instalado en un *Boeing 787 Dreamliner* [3].

Cranfield University ha fabricado una de las más grandes fabricaciones aditivas de titanio en Reino Unido, midiendo un total de 1,2 metros de longitud. La pieza es un elemento estructural principal de un ala de avión (Figura 2.10) y el tiempo total de fabricación fue de solo 37 horas, cuando por técnicas convencionales se hubiese tardado semanas en mecanizar la estructura completa [24].



**Figura 2.10:** Elemento estructural principal de un ala de avión de titanio, de dimensión 1200 x 500 x 100 mm. Imagen de Cranfield University [24].

Por otro lado, en la industria aeroespacial, también se ha estudiado la aplicación de componentes de aleaciones de aluminio de alta resistencia fabricadas mediante WAAM. STELIA aerospace ha generado un panel de fuselaje auto reforzante fabricado por WAAM de aluminio. La empresa francesa está actualmente estudiando la posibilidad de diseñar y generar partes fundamentales (como conexiones), piezas de gran tamaño (chasis), y grandes subconjuntos. El ahorro en material para estos componentes comparado a los procesos substractivos convencionales podría llegar al 70% [25].

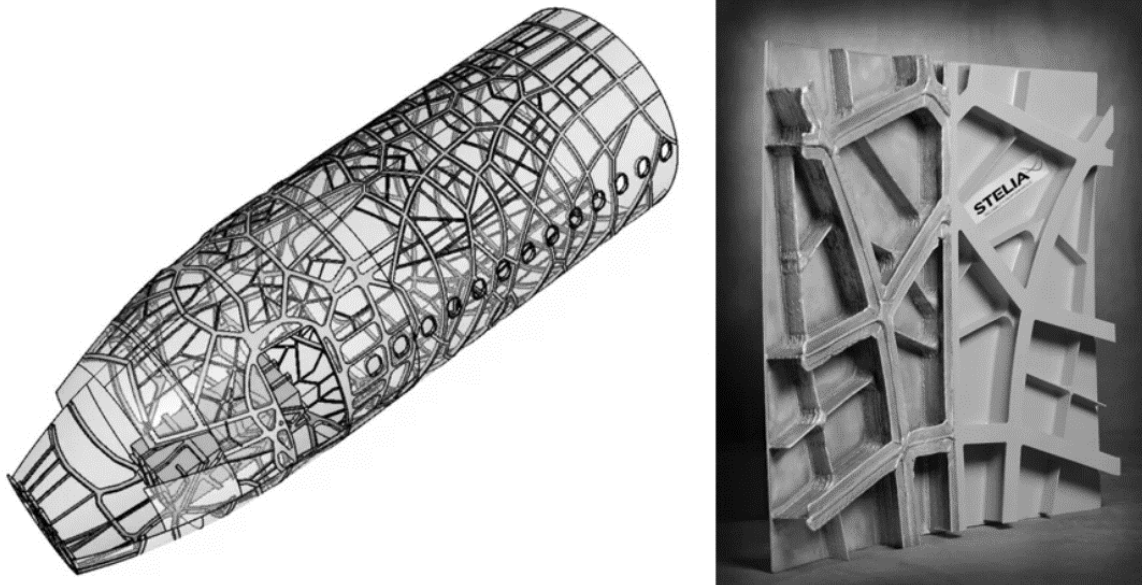


Figura 2.11: Estructura principal de un avión con optimización topológica que podría ser fabricado por WAAM de aluminio y prototipo fabricado por STELIA aerospace [26].

Otro sector interesado en este proceso es el naval. Históricamente, se ha usado el proceso de fundición para generar las hélices de los buques, pero requieren de un largo tiempo de fabricación, ya que primero, se debe crear el molde negativo, realizar el proceso de fundición y, después, procesar la pieza para mejorar su acabado. Es por ello, que la empresa Damen Shipyards ha generado de hélice (Figura 2.12) de 1,3 m de diámetro, fabricada en una aleación de bronce con un proceso WAAM con TIG que pesa 180 kg.



Figura 2.12: Hélice para aplicación marítima fabricada por Damen Shipyards de 1,3 m de diámetro y 180 kg de aleación de bronce [24]. Imagen de Delta Consultants.

Recientemente, se han creado las primeras fabricaciones por WAAM en la arquitectura moderna [27]. La empresa MX3D ha creado el primer puente (Figura 2.13) de uso público instalado en el centro de la ciudad de Amsterdam. Este puente está fabricado en acero y ha resistido con éxito el peso de 30 personas simultáneamente [28].



Figura 2.13: Puente de uso público fabricado por WAAM de acero instalado en el centro de Amsterdam. Imagen reimprimida con permiso de MX3D [28].

### 3.3 Retos asociados al proceso WAAM para asegurar la calidad

El proceso de fabricación aditiva por arco e hilo tiene como reto la generación de defectos, como se ha mencionado anteriormente, que pueden asociarse a la tecnología por arco o al proceso de fabricación aditiva capa a capa, pero también al material seleccionado. Entre los defectos más comunes se encuentran: las tensiones residuales, deformaciones, distorsiones y dimensiones incorrectas.

El origen del defecto puede ser una combinación de varios factores clave, como por ejemplo una mala estrategia de deposición, baño de fusión inestable debido a una mala elección de parámetros de soldadura, influencia del aporte térmico o influencia ambiental que produce contaminación por gas. Además, algunos tipos de defectos se acentúan en el caso de la fabricación de geometrías irregulares.

Como ocurre en otros procesos de fabricación aditiva, las distorsiones y tensiones residuales son inevitables. Dichas distorsiones, se generan debido a la repetitiva expansión y



contracción del material por efecto térmico. Las tensiones residuales, por otro lado, son esfuerzos que quedan acumulados en el material una vez el proceso ha terminado, y pueden generar problemas de fisuración, delaminación y distorsiones. Si el proceso WAAM se realiza sobre sustratos de pequeño espesor, o sobre materiales con un alto porcentaje de dilatación térmica, se pueden dar grandes deformaciones tanto durante la fabricación como al desamarrar el sustrato. Si las tensiones son mayores que la resistencia a la rotura (UTS) del material, la pieza se fractura, mientras que si el valor es mayor que el límite elástico (YS) pero no llega a la resistencia a la rotura, la pieza sufre deformación plástica [29].

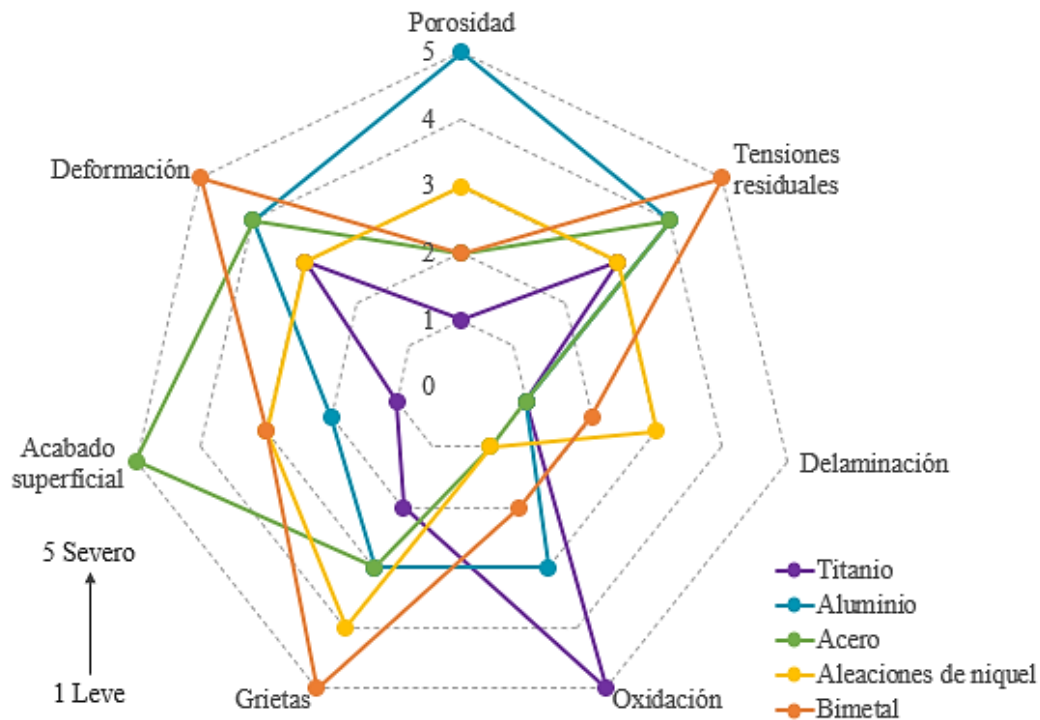


Figura 2.14: Relación entre generación de defectos y material utilizado durante el proceso WAAM [29].

Ciertos materiales son más susceptibles a generar defectos concretos (Figura 2.14), como por ejemplo el titanio a la oxidación y el aluminio a la porosidad, pero, además, la combinación de varios materiales diferentes (Bimetal) puede incrementar o reducir esas susceptibilidades dependiendo de la combinación empleada [22]. Esto debe tenerse en cuenta durante el proceso.

El proceso WAAM puede ocasionar anisotropías en la pieza fabricada, debido al calentamiento y enfriamiento repetitivo. La anisotropía es el cambio de propiedades en función de la dirección de estudio. Esto repercute directamente en las propiedades mecánicas, pudiendo obtenerse un mejor balance resistencia-ductilidad en una dirección de estudio concreta, lo que representa una clara desventaja a la hora de la implementación de una pieza fabricada mediante el proceso WAAM en un sector de alta exigencia, como por ejemplo la aeronáutica, donde las piezas deben idealmente comportarse de modo isótropo.

## 4. Aluminio y sus aleaciones

El aluminio constituye el 7,5 % de la corteza terrestre, lo que lo hace el tercer material más abundante y el metal más copioso. Pese a ello, el aluminio puro apenas es utilizado en la industria, en su lugar, las aleaciones de aluminio se utilizan ampliamente en una variedad de aplicaciones.

### 4.1 Clasificación del aluminio

Las aleaciones de aluminio se clasifican en siete series principalmente (Tabla 2.3), cada una de estas con uno o dos elementos aleantes principales. Estas series se pueden agrupar en dos: aleaciones tratables y no tratables térmicamente.

Tabla 2.3: Clasificación de las familias del aluminio por el elemento aleante principal y sus aplicaciones [30] [31].

| Familia Al | Elemento aleante | Propiedades   | Aplicaciones  |
|------------|------------------|---|---|
| 1xxx       | Aluminio puro    | Baja resistencia, alta ductilidad y conductividad eléctrica       | Empaquetamiento y papel de aluminio, tanques y recipientes de baja resistencia mecánica y corrosiva                         |
| 2xxx       | Al-Cu            | Alta dureza, pero baja resistencia a la corrosión                 | Piezas altamente estresadas, estructuras aeroespaciales, forjas de uso intensivo  |
| 3xxx       | Al-Mn            | Aleación de uso general, resistencia moderada                     | Empaquetamiento, tambores y tanques químicos, equipamiento de manejo de alimentación  |
| 4xxx       | Al-Si            | Soldabilidad excelente, resistencia moderada                      | Metal de aporte, cabezas cilíndricas, bloques de motor, válvulas  |
| 5xxx       | Al-Mg            | Excelente resistencia a la corrosión, resistencia moderada a alta | Revestimiento, miembros estructurales, tanques y recipientes, vehículos, material rodante                                   |
| 6xxx       | Al-Si-Mg         | Buena formabilidad, resistencia moderada                          | Miembros estructurales de alta resistencia, vehículos, aplicaciones marítimas   |
| 7xxx       | Al-Zn-Mg         | Alta resistencia  | Miembros estructurales de alta resistencia, forja aeroespacial de perfiles pesados, puentes militares, planchas de blindaje |

Los grupos del aluminio puro, Al-Mn, Al-Si y Al-Mg se consideran no tratables térmicamente y obtienen su resistencia mediante endurecimientos en solución sólida y por deformación en frío [31]. En las familias restantes, el tratamiento térmico aumenta la resistencia debido a la mayor dificultad de movimiento de las dislocaciones ocasionadas por los precipitados. Para ello los precipitados deben ser muy finos, requiriéndose una solubilización y temple en agua y una posterior maduración, habitualmente artificial, esto es, a una temperatura superior a la temperatura ambiente [31].

Dependiendo del tratamiento aplicado a la pieza de aluminio, existen cinco designaciones identificadas por una letra que especifica la condición de la pieza fabricada. Estas condiciones se describen en la Tabla 2.4. Las letras pueden tener un sufijo numérico que especifica concretamente el tratamiento aplicado.

Tabla 2.4: Designación de los tratamientos para piezas de aleaciones de aluminio [31].

| Designación                             | Condición | Descripción   |
|---|-----------|---|
| <b>F</b>                                | -         | Estado tras fabricación.  |
| <b>O</b>                                | -         | Recocido. Aplicado a productos con el objetivo de obtener la menor resistencia. Puede tener un sufijo que especifica el tratamiento térmico.  |
| <b>W</b>                                | -         | Tratamiento térmico de solubilización. Aplicado a aleaciones en las que los precipitados endurecen a temperatura ambiente. Seguido de un tiempo indicando el periodo de envejecimiento natural. |
| <b>H</b><br><b>Deformado en frío</b>    | H1        | Endurecimiento por deformación en frío.   |
|   | H2        | Endurecido por deformación en frío excesivo y recocido parcialmente a una baja temperatura.   |
|   | H3        | Endurecido por deformación en frío y estabilizado. La estabilización es un tratamiento térmico a baja temperatura aplicado durante o tras fabricación.  |
|   | H4        | Endurecido por deformación en frío y pintado.   |
| <b>T</b><br><b>Tratado térmicamente</b> | T1        | Enfriado desde un tratamiento a alta temperatura y envejecido naturalmente.   |
|   | T2        | Enfriado desde un tratamiento a alta temperatura, deformado en frío y envejecido naturalmente.  |
|   | T3        | Tratamiento térmico de solubilización, deformado en frío y envejecido naturalmente.   |
|   | T4        | Tratamiento térmico de solubilización y envejecido naturalmente.  |
|   | T5        | Enfriado desde un tratamiento a alta temperatura y envejecido artificialmente.  |
|   | T6        | Tratamiento térmico de solubilización y envejecido artificialmente.   |
|   | T7        | Tratamiento térmico de solubilización y sobre envejecimiento o estabilización.  |
|   | T8        | Tratamiento térmico de solubilización, deformado en frío y envejecido artificialmente.  |
|   | T9        | Tratamiento térmico de solubilización, envejecido artificialmente y deformado en frío.  |

## 4.2 Retos asociados a la soldadura y WAAM de aluminio para asegurar la calidad

El aluminio es altamente susceptible a una amplia variedad de defectos que pueden aparecer durante el proceso de fabricación aditiva o soldadura, como se muestra en la Figura 2.14. A pesar de ello, hay cuatro principales defectos que destacan: la porosidad, el agrietamiento en caliente, la inclusión de óxidos y las distorsiones. Dependiendo de la aleación

con la que se esté trabajando, la susceptibilidad o riesgo de formación de estos defectos puede variar por efecto de los elementos aleantes.

### 4.2.1 Porosidad

La porosidad se genera cuando un gas se introduce en el baño de fusión y se queda atrapado una vez el metal se solidifica, formando una burbuja en la soldadura. En el caso del aluminio, el gas que genera los problemas de porosidad es el hidrógeno, presente en la atmósfera, que tiene una alta solubilidad en el aluminio líquido, pero que desciende drásticamente una vez se solidifica, quedando atrapado (Figura 2.15). Los poros pueden ser variables, desde un pequeño tamaño, conocidos como microporos, hasta unos poros gruesos de 3-4 mm de diámetro.

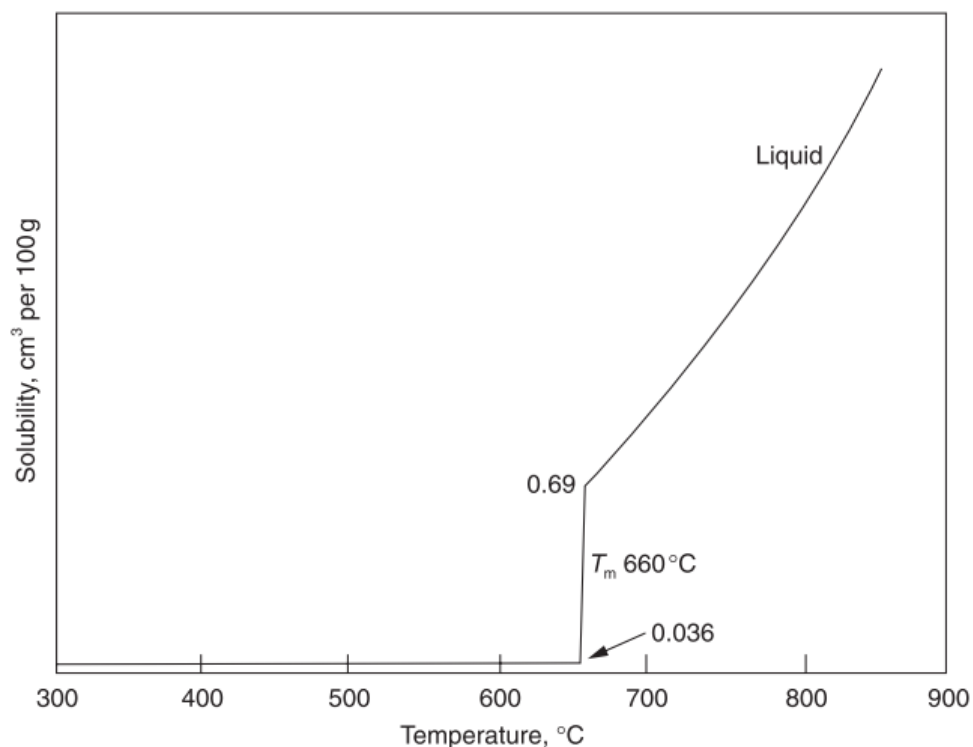


Figura 2.15: Solubilidad del hidrógeno en el aluminio. Imagen reimprimida con permiso de Elsevier [31].

### 4.2.2 Agrietamiento en caliente

Este defecto aparece únicamente en ciertas aleaciones de aluminio, pero no ocurre en el aluminio puro, donde no se produce una segregación de elementos químicos durante la solidificación. En las aleaciones, los elementos químicos se reparten de diferente manera entre la fracción líquida y sólida que conviven en el rango de temperaturas entre *solidus* y *liquidus*. Este origen es el mismo para todos los materiales, y se produce durante el estado de solidificación. Se identifica por una amplia variedad de nombres, incluyendo el agrietamiento en caliente, fragilidad en caliente, agrietamiento por licuación, y agrietamiento por solidificación entre otros [31].

Los factores clave que contribuyen al agrietamiento en la soldadura de las aleaciones de aluminio son la morfología granular y las características de solidificación, como el relativamente alto coeficiente de expansión térmico y el amplio rango de temperatura de solidificación [32].

Para entender el mecanismo de generación de este defecto, se debe entender en profundidad primero el mecanismo de solidificación. La incorporación de elementos aleantes, generan fases que incrementan el rango de diferencia entre las temperaturas *solidus* y *liquidus*, conllevando a una coexistencia de metal líquido y sólido a ciertas temperaturas del estado de solidificación. El cambio de estado, temperatura y proporciones de cada fase se representan en los diagramas de fase de cada aleación en concreto, y en él puede verse representado en ocasiones el eutéctico, el cual se solidifica durante una temperatura en concreto en dos fases, mientras que las fases no eutécticas se solidifican a lo largo de un rango de temperaturas.

El primer sólido en formarse es una célula unitaria (núcleo), al cual se pegan átomos formando un grano, el cual, en el caso del aluminio, tiene forma dendrítica normalmente. Esta célula aumenta de tamaño hasta que se encuentra con la dendrita vecina. La frontera entre ambas dendritas, granos o cristales se denomina borde de grano. Dado que casi todos los sistemas aleados, a excepción de lo eutécticos, se solidifican en un rango de temperaturas, el primer núcleo en formarse es aquel con el mayor punto de fusión, y a medida que incrementa de tamaño, empuja al resto de elementos aleantes todavía restantes en el líquido al borde de grano, hasta que quedan atrapados entre dos dendritas adyacentes. En los casos donde la diferencia entre el elemento con menor punto de fusión, el eutéctico si lo hay, y el sólido ya formado sea suficientemente grande, el borde de grano puede agrietarse al final de la solidificación y, ante la imposibilidad del líquido terminal de acomodar las contracciones térmicas, se ocasiona el agrietamiento en caliente [31]. En el aluminio, los elementos aleantes incorporados forman un amplio rango de eutécticos que reducen el punto de fusión de estos sustancialmente y hace que todas las aleaciones de aluminio sean altamente susceptibles al agrietamiento en caliente.

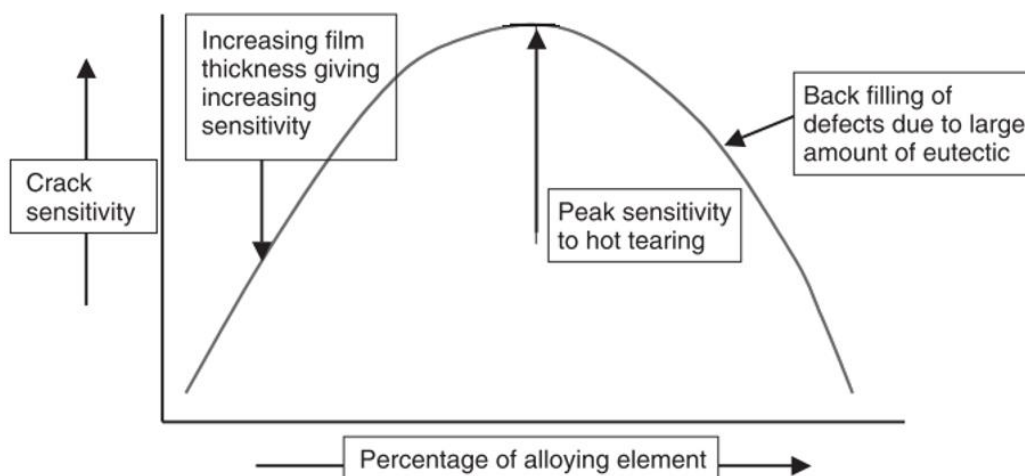


Figura 2.16: Esquema general de la evolución de la susceptibilidad al agrietamiento. Imagen reimprimida con permiso de Elsevier [31].

Las aleaciones de aluminio presentan un pico de sensibilidad (Figura 2.16), a partir del cual se incrementa la resistencia al agrietamiento. A bajo contenido de elementos de aleación, únicamente aparecen pequeños rastros de eutécticos, resultando en un líquido restante en los bordes de grano muy fino y discontinuo. A medida que el contenido de elementos de aleación incrementa, el líquido presente en el borde de grano durante la solidificación aumenta en grosor y, por lo tanto, se reduce la fuerza necesaria para desencadenar una grieta. Una vez hay suficiente eutéctico para rellenar dichas grietas a medida que se van formando, la fuerza necesaria para desgarrarla aumenta, reduciendo la sensibilidad a agrietarse.

### **4.2.3 Inclusión de óxidos**

El óxido de aluminio ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), se forma rápidamente en la superficie en forma de una capa estable muy fina (pocos nanómetros) que le aporta al aluminio su excelente resistencia a la corrosión. Sin embargo, dicha capa tiene un muy alto punto de fusión (2060 °C) en comparación con el aluminio (660 °C).

Para la mayoría de los materiales, los óxidos se funden a la misma temperatura o por debajo del punto de fusión del propio material, por lo que, durante la soldadura flotan a la superficie del baño de fusión. Para el aluminio, en cambio, calentar el material hasta su punto de fusión no consigue dispersar correctamente los óxidos y se quedan atrapados en el baño de fusión en forma de inclusiones o, incluso pueden quedarse alineados en el límite entre la zona fundida y no fundida. Sin embargo, la soldadura al arco con polaridad directa tiene un fenómeno llamado *limpieza catódica*, que es capaz de eliminar esta capa. Conectando el electrodo al polo positivo de la fuente de energía, los electrones fluyen desde el metal base hacia dicho electrodo, con los iones viajando en dirección contraria y bombardeando la superficie de la pieza sobre la que se deposita, rompiendo y dispersando la capa de óxido [31]. Por eso, en la soldadura TIG de aluminio es necesario emplear corriente alterna que invierte la polaridad alternativamente, mientras que con MIG/MAG no es tan crítico, dado que se utiliza polaridad directa, es decir se conecta el electrodo al polo positivo, y hace que los electrones viajen hacia el electrodo, generando ese efecto de limpieza.

### **4.2.4 Distorsiones**

La soldadura y, por extensión la tecnología WAAM, es un proceso con un calentamiento y enfriamiento no homogéneo de toda la pieza, que genera expansiones y contracciones en el metal adyacente, y como resultado, se generan tensiones residuales mientras el metal se solidifica. Las tensiones generan distorsiones, que pueden ser localizadas o afectar a la estructura completa y hacer que la pieza no sea apta para su propósito, ya que al deformarse puede perder su forma y no cumplir con las tolerancias dimensionales. Éstas pueden aparecer como deformaciones longitudinales o transversales, distorsiones angulares y ondulaciones.

A pesar de que el coeficiente de dilatación térmica del aluminio es casi el doble que el del acero, también posee una mayor conductividad térmica, lo que supone que un mayor volumen de material está siendo calentado durante la soldadura, y cuanto mayor sea la

capacidad térmica, mayor es la cantidad de calor que puede almacenarse (Tabla 2.5). Además, la contracción de la solidificación del aluminio desde la temperatura de solidificación a la temperatura ambiente es de cerca del 5 %, mientras que el acero se contrae un 3 %. Como consecuencia, las distorsiones en aluminio son mucho mayores que en otros metales (Figura 2.17) [31] [33].

Tabla 2.5: Especificaciones de metales que afectan a las distorsiones de la soldadura [33].

| Propiedad   | Acero              | Acero inoxidable   | Aluminio           |
|---|--------------------|--------------------|--------------------|
| Coefficiente de dilatación térmica [ $^{\circ}\text{C}^{-1}$ ]                | $11 \cdot 10^{-6}$ | $17 \cdot 10^{-6}$ | $24 \cdot 10^{-6}$ |
| Coefficiente de conductividad térmica [ $\text{W}/\text{m}^{\circ}\text{C}$ ] | 50                 | 25                 | 235                |
| Capacidad térmica [ $\text{J}/\text{kg}^{\circ}\text{C}$ ]                    | 450                | 500                | 920                |

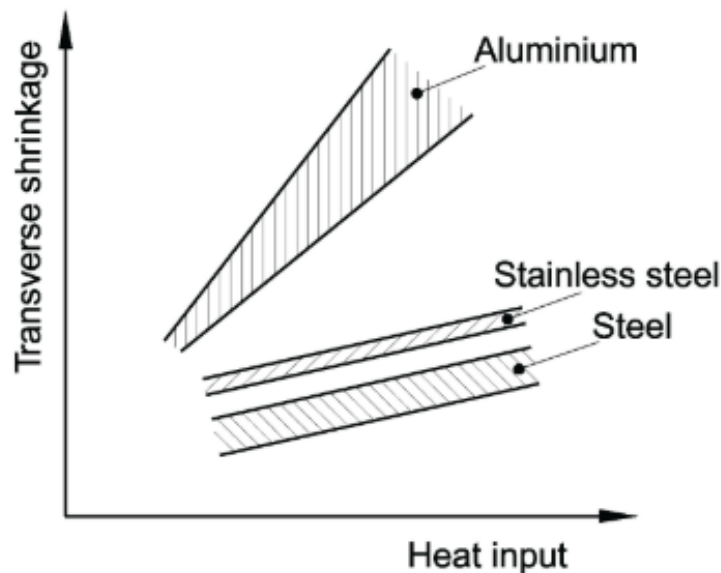


Figura 2.17: Distorsión durante la soldadura de metales. Imagen reimprimida con permiso de Elsevier [33].

### 4.3 Mecanismos de endurecimiento

Para poder incrementar las propiedades mecánicas y evitar la aparición de defectos descritos anteriormente, existen cuatro mecanismos de endurecimiento que se pueden aplicar al aluminio: i) aleación por solución sólida, ii) afinado de grano, iii) precipitación o envejecimiento y iv) endurecimiento por deformación en frío.

#### 4.3.1 Aleación por solución sólida

El aluminio puro no es comúnmente utilizado, debido a que su resistencia mecánica es insuficiente para la mayoría de los propósitos. Para incrementar dicha resistencia, al material se le añaden pequeñas cantidades de otros elementos químicos. Estos elementos pueden mantenerse en solución sólida dentro de la red cristalina del aluminio o precipitar en forma de

un segundo componente o fase. El hecho de que se mantenga en solución sólida a temperatura ambiente depende del porcentaje de elemento y de su solubilidad en aluminio.

Existen dos tipos de aleaciones de solución sólida: intersticial o sustitutiva. En el primero, el elemento aleante se acopla en el espacio existente entre dos átomos de aluminio, mientras que, en el segundo, el elemento sustituye un átomo de aluminio en la red cristalina. Este último solo puede ocurrir si el diámetro del átomo sustitutivo es un  $\pm 15\%$  del tamaño del átomo de aluminio. Estos nuevos átomos aportan tensión a la estructura cristalina, incrementando su resistencia a la tracción pero al mismo tiempo disminuyendo su ductilidad, dado que evita la dislocación entre planos de átomos adyacentes [31].

No todos los elementos son adecuados para aportar las propiedades deseadas a la matriz del aluminio. El silicio aumenta la resistencia y la fluidez, el magnesio mejora la resistencia a la corrosión además de incrementar la resistencia, el manganeso realza la resistencia y la ductilidad, y finalmente el zinc, en combinación con el magnesio y el cobre puede incrementar la resistencia y es capaz de recuperar parte de la pérdida de resistencia durante la soldadura.

### 4.3.2 Afino de grano

En las aleaciones de aluminio, a medida que el tamaño de grano se reduce, el límite elástico, la resistencia a la rotura y la tenacidad incrementan, sin embargo, la ductilidad desciende rápidamente (Figura 2.18) [31]. Por tanto, un afino del tamaño de grano permite incrementar la resistencia mecánica, pero se limita su capacidad de deformarse antes de romper.

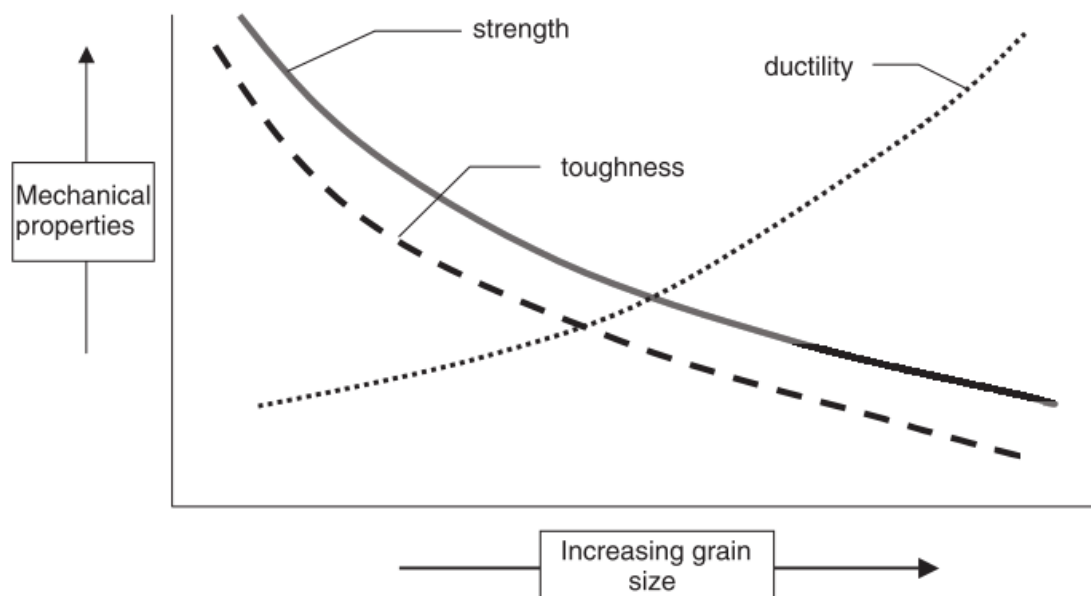


Figura 2.18: Relación entre la resistencia, ductilidad y tenacidad con el tamaño de grano. Imagen reimprimida con permiso de Elsevier [31].

Un tamaño de grano pequeño también puede incrementar la resistencia al agrietamiento en caliente. Cuanto menor sea dicho tamaño, menor concentración de material



que provoca la licuación existe en el borde de grano. Hay ciertos materiales que pueden añadirse para que actúen como agentes nucleantes y generar una estructura de granos finos, como por ejemplo el titanio, circonio y escandio [31].

### ***4.3.3 Envejecimiento***

La precipitación de segundas fases endurece las aleaciones de aluminio y este mecanismo es la base del desarrollo de las aleaciones de las series 2xxx, 6xxx y 7xxx. En general, la precipitación se produce cuando se sobrepasa la concentración de elemento que puede mantener el aluminio disuelta o en solución sólida y que como se ha indicado anteriormente, depende del porcentaje de elemento y de su coeficiente de solubilidad. La temperatura es otro factor determinante, ya que el coeficiente de solubilidad depende de esta variable.

Para conseguir el endurecimiento de las aleaciones de aluminio, se deben realizar tratamientos térmicos específicos para cada tipo de aleación que consisten en una solubilización a alta temperatura, temple y, maduración o envejecimiento. Este último puede ser natural (a temperatura ambiente) o artificial. Durante estos tratamientos, el metal se calienta primero a una alta temperatura, suficiente para disolver la segunda fase. Después, se temple o enfría rápidamente, de modo que esa segunda fase ya disuelta no tiene tiempo para precipitarse. En esta etapa del tratamiento térmico, se obtiene una solución sólida metaestable super saturada. Durante el temple, si la velocidad de enfriamiento es demasiado lenta, los precipitados no se mantienen en la solución. Estos se forman en los bordes de grano como partículas rugosas y tienen un efecto negativo en las propiedades mecánicas [31].

Durante el envejecimiento o maduración artificial, el material se calienta a una baja temperatura por un tiempo determinado. Esto posibilita la difusión de los átomos y da lugar a la formación de precipitados extremadamente finos. La precipitación es coherente con la red cristalina todavía continua pero distorsionada, dándole a la pieza su alta resistencia a la rotura, pero también una pérdida de ductilidad [31].

Si el calentamiento continúa o la temperatura de envejecimiento es demasiado alta, se puede producir un sobre-envejecimiento en el que los precipitados aumentan de tamaño y se produce una caída de resistencia a la rotura.

### ***4.3.4 Deformación en frío***

Este mecanismo de endurecimiento permite incrementar la resistencia de las aleaciones de aluminio que no puede ser endurecidas por envejecimiento como las series 3xxx, 4xxx o 5xxx. Como el nombre indica, implica la deformación en frío del material. A medida que la deformación aplicada aumenta, el material se vuelve más duro, resistente y menos dúctil, por lo que se debe incrementar la fuerza aplicada para poder continuar la deformación.

Habitualmente, durante la deformación en frío, las dimensiones de la pieza varían, reduciéndose su tamaño en la dirección de deformación con su correspondiente incremento

en la dirección transversal. Como resultado, los granos sufren un alargamiento y una acumulación de tensiones.

Estas tensiones internas no solo incrementan la resistencia y reducen la ductilidad de la pieza, sino que también reducen ligeramente la densidad, conductividad eléctrica, resistencia a la corrosión e incrementan el coeficiente de dilatación térmica [31].

Si la pieza deformada en frío se calienta a cierta temperatura, las tensiones internas se relajan. Esto hace recuperar la mayoría de las propiedades físicas originales de la pieza, sin un cambio de la microestructura granular deformada y de las propiedades mecánicas apreciable. A medida que la temperatura aumenta, ocurre una recristalización de los granos deformados y la microestructura deformada en frío se sustituye por una estructura sin tensiones, recuperando su resistencia y ductilidad original [31].

## 5. WAAM de aleaciones de aluminio

Las aleaciones de aluminio se emplean para una amplia variedad de productos, entre los que se incluyen piezas aeroespaciales, de aviación y construcción naval, debido a su excelente relación peso-resistencia [10].

En los años recientes, ha crecido el interés en la aplicación de la fabricación aditiva por arco e hilo (WAAM) como alternativa para fabricar componentes de aluminio debido a sus ventajas frente a otros métodos convencionales [1]. Entre estas ventajas destacan: menor cantidad de desperdicio resultante debido al uso exclusivo del material necesario para fabricar el componente, uso de equipamiento de soldadura como fuente de calor que ha demostrado ser una tecnología de bajo coste, buena calidad, alta eficiencia y flexibilidad, lo que afecta de modo positivo al impacto medioambiental que tiene el proceso [10].

Otro factor influyente es el ahorro en material utilizado. La tecnología aditiva no solo posibilita la procesabilidad de materiales alternativos, sino que al utilizar única y exclusivamente el material necesario, reduce el coste de la materia prima empleada y facilita la accesibilidad a dichos materiales [34]. Es por esto, que la industria aeroespacial presta especial interés a esta tecnología, ya que hay una necesidad de desarrollar procesos de fabricación que sustituyan a los actuales con ratios *buy-to-fly* muy elevados [1].

La bibliografía muestra que existe un gran interés por parte de la comunidad científica en la fabricación aditiva mediante arco e hilo [22] de tres materiales principalmente: titanio, acero y aluminio. En los últimos años, la cantidad de artículos publicados sobre esta tecnología de fabricación han incrementado notoriamente (Figura 2.19).

Dentro de los trabajos de investigación realizados sobre WAAM, desde el año 2015 es notable el incremento de trabajos enfocados en las aleaciones de aluminio (Figura 2.20) [35] [36]. Las aleaciones más estudiadas son aquellas pertenecientes a tres familias: Al-Mg, Al-Si y Al-Cu ([1], [10], [8], [11]). En estos trabajos, también se hace referencia a la tecnología de arco empleada para la deposición del material, y los artículos publicados se inclinan claramente al uso de la tecnología CMT.

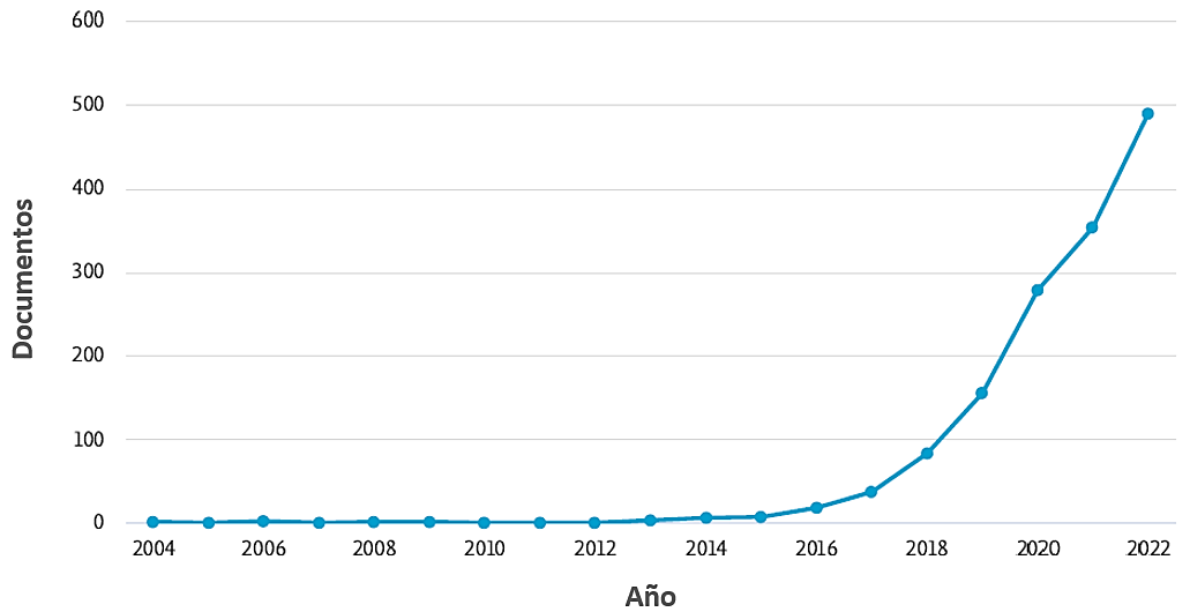


Figura 2.19: Cantidad de artículos publicados sobre la fabricación aditiva mediante arco e hilo (fuente: Scopus, parámetros búsqueda: “WAAM” entre años 2000-2022).

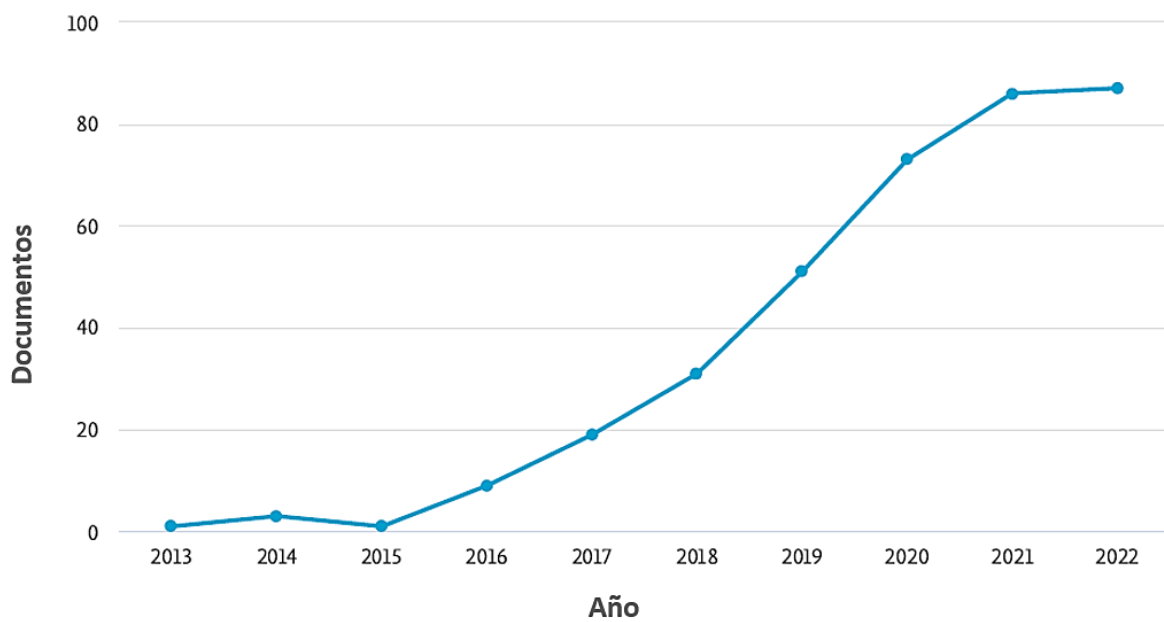


Figura 2.20: Cantidad de artículos publicados sobre la fabricación aditiva mediante arco e hilo de aleaciones de aluminio (fuente: Scopus, parámetros búsqueda: “WAAM” y "aluminium" o "aluminum" entre años 2013-2022).

Entre estas familias de aleaciones más estudiadas, se han analizado distintos aspectos del proceso WAAM con el objetivo de reducir la porosidad, entender su formación, y aumentar las propiedades mecánicas. A continuación (Tabla 2.6) se muestra a modo de resumen las principales contribuciones científicas en este ámbito:

Tabla 2.6: Resumen de las principales contribuciones en aleaciones comerciales Al-Mg, Al-Si y Al-Cu.

| Autor           | Enfoque del estudio                                    | Hilo             | Estrategia de deposición                        | Tecnología                                    | Resultados  |
|-----------------|--|------------------|---|---|---|
| E. Aldalur [37] | Influencia del modo de arco en porosidad               | ER5356           | Deposición en línea recta hasta 50 mm de altura | GMAW pulsado<br><i>Cold arc</i><br>AC pulsado | 1,1 %<br>0,66 %<br>0,13 %   |
| M. Köhler [38]  | Influencia de parámetros en propiedades mecánicas      | ER5356<br>ER4047 | Deposición en línea recta                       | CMT-P   | YS: 114 MPa (H)<br>114 MPa (V)<br>UTS: 267 MPa (H)<br>254 MPa (V)<br>$\epsilon$ : 28 % (H)<br>17 % (V)<br>ER4047 no se estudia por inestabilidad estructural  |
| K. Derekar [39] | Influencia de la temperatura entre capas en resultados | ER5356           | Oscilación de antorcha (serpenteante)           | GMAW  | Porosidad: 0,02 %<br>YS: 120 MPa<br>UTS: 265 MPa<br>$\epsilon$ : 20 %   |
| A. Scotti [40]  | Influencia de TS en geometría                          | ER5356           | Deposición en línea recta                       | CMT   | -   |
| M. Gierth [41]  | Influencia del modo de arco en propiedades mecánicas   | ER5556           | Deposición en línea recta                       | CMT<br>CMT-ADV<br>CMT-PADV                    | CMT $\rightarrow$ 0,347 %<br>UTS: 292 MPa (H)<br>266 MPa (V)<br>$\epsilon$ : 28 % (H)<br>15 % (V)<br>CMT-ADV $\rightarrow$<br>0,288 %<br>UTS: 293 MPa (H)<br>282 MPa (V)<br>$\epsilon$ : 28 % (H)<br>21 % (V)<br>CMT-PADV $\rightarrow$<br>0,06 %<br>UTS: 296 MPa (H)<br>292 MPa (V)<br>$\epsilon$ : 29 % (H)<br>28 % (V) |

|                     |  |                            |   |   |   |
|---------------------|--|----------------------------|---|---|---|
| M. Gao<br>[42]      | Influencia de modo de arco en propiedades mecánicas                                      | Al-6Mg                     | Deposición en línea recta   | CMT<br>CMT-P<br>VP-CMT                      | 0,18 – 0,71 %<br>UTS: 320 MPa (H)<br>210 MPa (V)<br>UTS: 280 MPa (H)<br>259 MPa (V)<br>UTS: 333 MPa (H)<br>270 MPa (V)  |
| B. F. Gomes<br>[43] | Influencia de los modos de arco en porosidad y propiedades mecánicas                     | ER5356                     | Geometría rectangular:<br>-<br>Deposición en una dirección arco discontinuo.<br>-<br>Deposición en ambas direcciones arco discontinuo<br>-<br>Deposición en una dirección arco continuo | CMT<br>CMT-P<br>PMC<br>PMC-Mix<br>MIG-Pulse | CMT →<br>0,54 %<br>UTS: 268 MPa<br>YS: 134,5 MPa<br>CMT-P →<br>1,16 %<br>UTS: 268 MPa<br>YS: 135 MPa<br>PMC →<br>0,21 %<br>UTS: 260,5 MPa<br>YS: 122,5 MPa<br>PMC-Mix →<br>0,8 %<br>UTS: 266 MPa<br>YS: 128,5 MPa<br>MIG-Pulse →<br>0,35 %<br>UTS: 263 MPa<br>YS: 130,5 MPa |
| Y. Zhao<br>[44]     | Comparativa de la microestructura y propiedades mecánicas de tres aleaciones de aluminio | ER5356<br>ER4043<br>ER2319 | Geometría rectangular   | CMT   | ER5356 →<br>UTS: 260 MPa (H)<br>240 MPa (V)<br>$\epsilon$ : 15 % (H)<br>13 % (V)<br>ER4043 →<br>UTS: 250 MPa (H)<br>240 MPa (V)<br>$\epsilon$ : 13 % (H)<br>11 % (V)<br>ER2319 →<br>UTS: 250 MPa (H)<br>230 MPa (V)<br>$\epsilon$ : 11,5 % (H)<br>11,5 % (V)                |
| S. B. Lin<br>[45]   | Estudio de las propiedades mecánicas   | ER2219                     | Deposición en línea recta   | TIG   | YS: 100 MPa<br>UTS: 237 MPa<br>$\epsilon$ : 10,7 %  |

|                    |  |        |  |                                     |  |
|--------------------|--|--------|--|-------------------------------------|--|
| K. F. Ayarkwa [46] | Influencia del tratamiento térmico y estrategia de deposición en propiedades mecánicas y porosidad | ER2319 | Deposición en línea recta con solape lateral u oscilación de antorcha (serpenteante) | CMT-PADV                            | <p>Porosidad:<br/>Solape &gt; serpenteante<br/>Solape +T6→<br/>UTS: 410 MPa (H)<br/>310 MPa (V)<br/>YS:240 MPa (H)<br/>250 MPa (V)<br/>ε: 14 % (H)<br/>4 % (V)<br/>Serpenteante +T6→<br/>UTS: 360 MPa (H)<br/>350 MPa (V)<br/>YS: 225 MPa (H)<br/>225 MPa (V)<br/>ε: 9 % (H) 8 % (V)</p> |
| B. Cong [16]       | Influencia del modo de arco y TS en porosidad  | ER2319 | Deposición en línea recta  | CMT<br>CMT-P<br>CMT-ADV<br>CMT-PADV | CMT-PADV <<br>CMT-ADV <<br>CMT-P<br>< CMT  |
| B. Qi [47]         | Influencia de la estrategia de deposición en porosidad y microestructura                           | ER2319 | Deposición en línea recta de mono-cordón o solape lateral                            | CMT-P<br>CMT-ADV                    | CMT-P > CMT-ADV<br>Mono-cordón > solapado  |
| L. Zhang [48]      | Influencia del modo de arco en porosidad y propiedades mecánicas                                   | ER2319 | Deposición en línea recta  | CMT<br>CMT-P<br>CMT-ADV<br>CMT-PADV | <p>CMT →<br/>1,33 %<br/>UTS: 260 MPa (H)<br/>CMT-P → 1,52 %<br/>UTS: 270 MPa (H)<br/>260 MPa (V)<br/>CMT-ADV →<br/>2,60 %<br/>UTS: 255 MPa (H)<br/>265 MPa (V)<br/>CMT-PADV →<br/>0,98 %<br/>UTS: 285 MPa (H)<br/>280 MPa (V)</p>  |
| K. F. Ayarkwa [49] | Influencia de parámetros de soldadura en geometría y porosidad                                     | ER2319 | Deposición en línea recta  | CMT-PADV<br>MIG pulsado             | 25 < 10 < 15 < 20<br>(Relación WFS/TS)   |

Las aleaciones que se muestran en la tabla anterior corresponden sobre todo a la ER5356 y ER2319, aleaciones de media resistencia que se consideran soldables por fusión. Las aleaciones de alta resistencia de aluminio presentan una mayor problemática a la hora de soldar por fusión y, por lo tanto, el uso del proceso WAAM tiene mayor complicación. A pesar de ello, estas aleaciones son muy interesantes para muchas aplicaciones debido a su excepcional relación entre resistencia/peso, y es por eso que, se están realizando grandes esfuerzos para poder soldar y fabricar piezas con WAAM con variantes de estas aleaciones [6].

Los principales problemas asociados a la soldadura y fabricación por WAAM de aleaciones de aluminio de alta resistencia, que son objeto de estudio, se pueden aunar en tres grupos principalmente: porosidad, tensiones residuales y agrietamiento.

La porosidad puede deberse a dos factores: el hidrógeno que queda atrapado en el metal fundido cuando se está solidificando [50], o elementos de aleación del material que se evaporan en el proceso de soldadura como el Mg, Zn y Li [6]. Estos elementos se evaporan a altas temperaturas, pero si no consiguen escapar del baño de fusión, se quedan en forma de cavidad esférica, también conocido como poro. Existen estudios ([51], [52]) que analizan el contenido de elementos aleantes evaporados. Así, Y. D. Park et al. [53] demuestra que el proceso de evaporación de elementos aleantes como el Zn puede ser controlado por el aporte de calor. Es decir, con un bajo aporte de calor, el elemento aleante comienza a evaporarse pero en pequeña cantidad, obteniendo poros pequeños; si el aporte de calor es “medio” el elemento aleante se evapora en gran medida formando poros grandes debido a que no le ha dado el tiempo para escapar del metal fundido, quedando atrapado en su interior, y finalmente, con un alto aporte de calor, el elemento se evapora formando poros de gran tamaño, a los cuales les da tiempo para salir del baño de fusión y no queda presencia de ellos en el cordón de soldadura.

Por otro lado, la porosidad generada por el hidrógeno depende de la calidad superficial del hilo. Si el hilo es muy rugoso, el hidrógeno presente en la humedad ambiental se aloja en las cavidades presentes en la superficie del hilo introduciéndose así al metal fundido para quedar atrapado después [54] y como resultado, se obtiene una mayor porosidad.

El siguiente problema estudiado que presenta la soldadura del aluminio son las tensiones residuales. Debido a que los procesos de soldadura y WAAM utilizan fuentes de gran aporte de calor en un lugar muy concentrado, inducen grandes tensiones en el material. Cuando se añade calor al material de aporte, éste se funde, y tras su deposición comienza su enfriamiento y consecuente solidificación [6]. En el caso del aluminio, esta solidificación está ligada a una contracción que dependiendo de la estrategia de deposición puede resultar irregular [55]. Si la tensión sufrida por esa contracción supera el límite elástico del material, la pieza en proceso de fabricación se distorsiona, y se reduce su precisión geométrica.

El último problema característico de la soldadura de aluminio que complica el uso de ciertas aleaciones en WAAM es el agrietamiento en caliente. Un factor determinante en la susceptibilidad al agrietamiento en caliente es la composición química de la aleación [56], debido a que cuanto mayor sea el rango de solidificación, esto es, la diferencia entre las

temperaturas de *solidus* y *liquidus*, se incrementa la susceptibilidad o riesgo de agrietamiento. Esta susceptibilidad se incrementa todavía más cuando la fase primaria solidifica en forma de dendritas columnares [6].

Con el objetivo de reducir o evitar los problemas anteriormente descritos y posibilitar el uso de aleaciones de aluminio en WAAM, existen cuatro alternativas que han sido objeto de estudio: control microestructural, desarrollo de aleaciones de aluminio novedosas, utilización del endurecimiento en frío y el uso de vibraciones.

La primera es el control microestructural y para ello se han investigado diferentes opciones. La forma más utilizada para este control es añadir elementos aleantes o partículas que actúen como agentes nucleantes, es decir, partículas que originan la nucleación de los granos durante la solidificación. Cuanta más cantidad de estas partículas haya, más núcleos de granos habrá, y por lo tanto más pequeños serán los granos debido a la falta de espacio para crecer en tamaño.

En cuanto a añadir elementos aleantes, S. Zhou et al. [57] cubre con polvo de Nb de 15  $\mu\text{m}$  de diámetro de partículas disuelto en etanol un hilo de la aleación de aluminio 5B06 (Al-Mg) depositado posteriormente mediante WAAM. De esta manera, se genera la fase  $\text{Al}_3\text{Nb}$  que actúa como agente de nucleación, obteniendo granos equiaxiales y una red cristalina homogénea que consigue mejorar la resistencia mecánica y el alargamiento del material. Sin embargo, el sobrecoste que supone el uso del niobio limita el interés por parte de los fabricantes de hilos de aluminio y de los usuarios finales en su desarrollo.

Por otro lado, en el estudio llevado a cabo, H. Gu et al. [58] añade Sn al hilo usado como material de aporte de una aleación de la familia Al-Cu, para depositarlo con tecnología de hilo único y doble hilo. En este caso, la técnica de doble hilo consigue reducir el porcentaje de porosidad y mejorar las propiedades mecánicas respecto al proceso de único hilo. Sin embargo, no se analiza el efecto que tiene el Sn en las propiedades mecánicas finales.

La segunda opción y la más estudiada para controlar la microestructura es añadir nanopartículas que, como en el anterior caso, tienen como objetivo ser agentes de nucleación. N. Athaib et al. [9] y P. Yagati et al. [59] en sus revisiones bibliográficas realizan un estudio de los últimos trabajos que estudian esta técnica. Entre ellos destacan el estudio de Y. Deng et al. [60] que utiliza una aleación Al-7Si-Cu-Mg (4xxx), Q. Yang et al. [61] con la aleación Al-7Si.1Mg-Cu (4xxx) y Y. Deng et al. [62] con la aleación Al-5Cu (2xxx), donde todos ellos utilizan nanopartículas de  $\text{TiB}_2$  para afinar la microestructura y mejorar las propiedades mecánicas finales. Sin embargo, en ninguno de los estudios publicados se analizan las propiedades mecánicas a tracción y la anisotropía resultante en las muestras, por lo que, a pesar de reportar un afino de la microestructura, se desconoce si ésta es equiaxial y homogénea. Finalmente, en el trabajo publicado por X. Lin et al. [63], se utilizan estas mismas nanopartículas introducidas en polvo de la aleación 2024 para la aplicación de la tecnología L-PBF y LMD donde se compara la procesabilidad con ambas tecnologías, concluyendo que existen unas claras diferencias en microestructura y propiedades mecánicas entre las dos



tecnologías debido al diferente gradiente de enfriamiento del propio proceso. En este trabajo se consigue evitar el agrietamiento en caliente de la aleación 2024 original.

Otra opción muy utilizada son las nanopartículas de carburos de titanio (TiC), que han sido aplicadas para una variedad de aleaciones y procesos. Así, G. Langelandsvik et al. [64] lo aplica en la aleación de aluminio 5183 de media resistencia con el objetivo de generar la fase  $Al_3Ti$  durante el proceso WAAM y de esa forma fomentar el afino de grano. Además de la aleación de aluminio 5183, G. Langelandsvik et al. [65] también trabajan en la aleación de aluminio 4043 y observa que en este caso la fase generada es  $Ti_7Al_5Si_{12}$ , pero de igual manera existe un afino de grano, además de aumentar la porosidad al igual que en el caso anterior. En cuanto a las propiedades, en ambos casos se puede ver que la dureza del material aumenta considerablemente.

Y Liu et al. estudian en una serie de artículos ([66], [67], [68]) la incorporación de nanopartículas TiC a la aleación de aluminio 2219 donde concluyen que dichas partículas reducen considerablemente el tamaño de grano y mejoran las propiedades mecánicas. Determinan que la fractura en las piezas fabricadas sin TiC se origina en la frágil fase  $CuAl_2$ , mientras que, en las muestras con nanopartículas, la fractura comienza en la fase precipitada  $\alpha-Al + \theta' - CuAl_2$  en el interior de los granos, y la grieta bordea las nanopartículas TiC y la fase  $\theta'$ , mejorando así su resistencia y plasticidad.

Otra aleación de aluminio mezclada con nanopartículas de TiC es la 7075. M. Sokoluk et al. [69] analiza la influencia de estas nanopartículas para evitar el agrietamiento de esta aleación en soldadura convencional. Se demuestra que, debido al afino de grano sufrido por las nanopartículas, se consigue evitar completamente el agrietamiento, además de mejorar la resistencia del material notablemente. D. Oropeza et al. [70] por otro lado, estudia el uso de esta aleación en muestras fabricadas mediante WAAM, donde no sólo confirma lo reportado por M. Sokoluk, sino que además demuestra que tampoco hay agrietamiento en soldaduras multi-pasada.

Finalmente, S. Chen et al. [71] utiliza una aleación similar a la anterior denominada 7050 pero en este caso las nanopartículas añadidas son TiN. En este caso, las partículas no están introducidas en el material de aporte, sino que se añaden mediante la mezcla uniforme de las partículas en un gel de etanol aplicado en la parte superior de la última capa depositada antes de la siguiente, de esta manera el etanol se evapora y las partículas se mezclan con el material de aporte en el baño de fusión. La fase generada durante el proceso de fabricación que actúa como agente de nucleación es en este caso igualmente  $Al_3Ti$ . Esta aplicación consigue que los granos columnares desaparezcan y sean en granos equiaxiales con orientaciones aleatorias.

Estos estudios confirman la viabilidad del uso de nanopartículas de base Ti para afinar el tamaño de grano y evitar el agrietamiento en caliente durante el proceso WAAM. Sin embargo, ninguno analiza el efecto de estas nanopartículas en las aleaciones no soldables como la 2024, aleación muy empleada en aplicaciones de aeronáutica. Asimismo, la mayoría de los estudios para el resto de aleaciones se limitan a pruebas de concepto en paredes y

geometrías muy sencillas, sin investigar de forma sistemática el efecto de variables tan importantes como la estrategia de deposición, los parámetros de proceso o de los tratamientos térmicos posteriores a la fabricación por WAAM.

La segunda alternativa para evitar los problemas de la fabricación por WAAM de aleaciones de aluminio relacionados con su soldabilidad, es desarrollar nuevas aleaciones de aluminio con composiciones químicas muy controladas mediante el ajuste de los elementos de aleación. Este estudio se ha realizado sobre todo con las aleaciones de alta resistencia que se pueden clasificar dentro de las series 2xxx y 7xxx, y cuyas aleaciones estándar presentan dificultad para soldar debido a su alta sensibilidad al agrietamiento.

J. Bai et al. [72] analiza la influencia de la composición química en una aleación muy cercana a la 2024 denominada Al-Cu<sub>4,3</sub>-Mg<sub>1,5</sub> con la cual se obtienen las fases Al<sub>2</sub>Cu, Al<sub>2</sub>CuMg y Al<sub>6</sub>(Fe, Mn, Si), pero estas se disuelven tras un tratamiento térmico T6, quedando restos de la fase Al<sub>2</sub>Cu. Esta aleación obtiene unas propiedades mecánicas de 9 % de alargamiento y 399 MPa y 485 MPa de límite elástico y resistencia a tracción respectivamente tras el tratamiento térmico en la dirección horizontal. Sin embargo, las propiedades mecánicas presentan una alta anisotropía, reduciéndose la ductilidad en dirección vertical al 2 %.

Otra opción para el ajuste de la composición química de las aleaciones consideradas no soldables como la 2024, es la de utilizar un proceso de doble hilo, con la que, controlando las velocidades de hilo, y utilizando dos aleaciones distintas en cada hilo, se obtienen la composición final deseada *in-situ* mediante la mezcla de los hilos. Este estudio lo reporta B. Cong et al. en una serie de artículos ([73], [74], [75]), donde utilizan material de aporte de aleaciones de aluminio ER2319 y ER5087 con el objetivo de conseguir la composición final deseada. Para empezar [73] estudian la influencia de la velocidad de aporte de hilo en la composición final con la que obtienen tres composiciones distintas: Al-3,6Cu-2,2Mg, Al-4Cu-1,8Mg y Al-4,4Cu-1,5Mg. La composición obtenida tiene una clara influencia sobre la microestructura, la falta de agrietamiento en caliente y las propiedades mecánicas obtenidas *as-built*, consiguiendo aumentar el límite elástico de 156 MPa a 187 MPa cuando se usa un mayor ratio Cu/Mg. Seguidamente [74], estudian la influencia de la temperatura de solubilización en las propiedades mecánicas con la composición que mejor comportamiento habían obtenido en el anterior estudio (Al-4,4Cu-1,5Mg), utilizando tres temperaturas de solubilización: 485 °C, 498 °C y 503 °C. En el análisis microestructural se observa que las fases presentes en los bordes de grano se disuelven en mayor medida a la vez que se incrementa la temperatura de solubilización, y esa influencia también se aprecia en las propiedades mecánicas, donde se observa que el comportamiento es más resistente al subir la temperatura. Finalmente [75], se analiza la influencia de los tratamientos térmicos normalizados T4 y T6 en la aleación desarrollada (Al-4,4Cu-1,5Mg). En este estudio se puede ver que el tratamiento T6 consigue mejorar la resistencia del material en comparación con el tratamiento T4 y con los tratamientos utilizados en el anterior estudio, sin embargo, se pierde alargamiento, no se logra evitar la anisotropía en ningún caso, y no se obtiene una microestructura homogénea.

Dejando a un lado los avances con la modificación de la composición de aleaciones de las aleaciones de la familia 2xxx, otra familia que también se ha estudiado es la 7xxx. En este caso, C. Liu et al. [76] utiliza un material de aporte de composición ER7055 con la tecnología TIG-hilo caliente con el objetivo de controlar la microestructura para obtener una red homogénea y equiaxial y evitar el agrietamiento en caliente. Tras el tratamiento térmico, se obtienen unas propiedades mecánicas de 563 MPa de resistencia a la tracción, 434 MPa de límite elástico y 10 % de alargamiento, con muy baja anisotropía.

P. Morais et al. [77] utiliza una aleación Al5-Zn-Mg3-Cu original. A esta aleación se le aplican los tratamientos térmicos T6 y T73, con los que se estudian las propiedades mecánicas entre otros análisis. En el estudio se observa que aplicando el tratamiento T6, el comportamiento del material es más dúctil que con el tratamiento T73, y al mismo tiempo, la resistencia de las muestras con T73 es mayor que las obtenidas en las muestras con T6. En definitiva, se observa una influencia clara del tratamiento térmico aplicado en las propiedades mecánicas.

Por otro lado, T. Klein et al. ([78], [79], [80]) estudian en profundidad la influencia de la composición química en las propiedades mecánicas con aleaciones Al-Zn-Mg-Cu. En el primer estudio [78] se utiliza una aleación Al-Zn<sub>3,6</sub>-Mg<sub>5,9</sub>-Cu con la que se obtiene una porosidad reducida y unas propiedades mecánicas 339 MPa de límite elástico, 454 MPa de resistencia a la tracción y un alargamiento del 6 %. El comportamiento anisotrópico del material se atribuye a la distribución heterogénea de los poros. A continuación, desarrollan una aleación Al-Zn<sub>5,5</sub>-Mg-Cu [79] con el que consiguen mejorar las propiedades mecánicas hasta 476 MPa de límite elástico, 558 MPa de resistencia a la tracción y un alargamiento del 12 % en dirección horizontal, pero no estudian la anisotropía de estas propiedades. En paralelo, realizan un análisis [80] de la sensibilidad a la velocidad de enfriamiento del material en el tratamiento térmico, donde se concluye que la relación Zn/Mg del material es un factor clave que influye en dicha sensibilidad y en la velocidad de precipitación durante el enfriamiento del material.

La tercera alternativa para evitar los problemas asociados a la soldabilidad durante la fabricación por WAAM y mejorar las propiedades mecánicas, es el endurecimiento en frío. Para ello existen diferentes técnicas como el *rolling* entre capas, *hammer peening*, o *laser shock peening*.

La primera técnica, denominada *high pressure inter-layer Rolling*, es decir, rolado o laminación de alta presión entre capas, es una técnica desarrollada por la universidad de Cranfield [3], que consiste en aplicar una carga de hasta 100 kN con un rodillo en las capas previamente depositadas. H. Gu et al. [81] en colaboración con esta universidad pone a prueba esta técnica con la aleación ER2319 con el objetivo de analizar los beneficios de esta técnica en las propiedades mecánicas y porosidad de paredes depositadas por WAAM. Utilizan cargas de 15, 30 y 45 kN con la incorporación posterior del tratamiento térmico T6. En este estudio se observa que existe una relación lineal entre la carga aplicada y el aumento de la resistencia a la tracción y el límite elástico del material. Sin embargo, el mayor mecanismo de endurecimiento se da por precipitación, debido a que se obtienen valores a tracción similares

con las muestras tratadas térmicamente con T6 y las roladas con 45 kN y después tratadas con un T6. Es más, las muestras con únicamente rolado de 45 kN obtienen unos valores a tracción muy inferiores a las mencionadas anteriormente.

Sin embargo, en posteriores investigaciones realizadas por S. Kabra et al. [82] se demuestra que el rolado es altamente efectivo para reducir las tensiones residuales y las distorsiones de la aleación de aluminio ER2319. Además, el rolado ayuda a disolver el cobre en la matriz del aluminio, lo que facilita el envejecimiento natural del material.

Por otro lado, K. Huang et al. [83] estudian otra técnica denominada *interlayer hammering*, es decir, martilleo entre capas, con la misma aleación de aluminio ER2319. En este caso, la aplicación de la carga se obtiene mediante un sistema que golpea mecánicamente la capa previamente depositada. Con la máxima deformación conseguida de 50,8 %, la resistencia a la tracción y límite elástico obtenidos son de 334 MPa y 240 MPa respectivamente, valores muy similares a los obtenidos con el rolado a 45 kN.

Finalmente, la última técnica es la denominada *laser shock peening*, una técnica de tratamiento superficial que aplica un pulso laser con alta densidad de potencia (en el rango de  $\text{GW}/\text{cm}^2$ ) durante una duración de usualmente nanosegundos en una superficie para inducir tensiones residuales compresivas en la superficie del material. Esta técnica, estudiada por W. Guo et al. [84] durante el proceso WAAM con la misma aleación de aluminio ER2319 analizada con otras técnicas de deformación entre capas, consigue afinar la microestructura y generar una alta densidad de dislocaciones en los granos superficiales. Sin embargo, las propiedades mecánicas no han demostrado un beneficio significativo, debido a que los resultados de límite elástico, resistencia a la tracción y alargamiento son de 103 MPa, 247 MPa y 12 % respectivamente antes del *laser shock peening* y de 178 MPa, 240 MPa y 6 % tras la técnica de tratamiento superficial, son muy inferiores a los reportados por otros autores con esta aleación.

Para terminar, cabe señalar que se ha desarrollado una nueva técnica con el mismo objetivo que las técnicas de rolado y que consiste en introducir vibraciones durante el proceso WAAM. Esta técnica la estudia M Gao et al. [85] con una aleación Al-Mg, donde se ve una clara influencia de la vibración en el tamaño de grano y en el porcentaje de porosidad. Dicha porosidad se ve reducida a medida que se incrementa la aceleración del vibrado desde un 6,66 % hasta un 1,52 %. Esto no solamente aumenta la resistencia a la tracción por 30 MPa hasta obtener 343 MPa de resistencia, sino que reduce la anisotropía del material.

En definitiva, la revisión bibliográfica deja claro que existe todavía un gran margen de desarrollo tanto a nivel de materiales de aporte como de proceso para evitar los problemas asociados a la fabricación por soldadura de aleaciones de aluminio de media y alta resistencia, con propiedades comparables a las aleaciones de las series 2xxx y 7xxx empleadas actualmente en un gran número de aplicaciones y fabricadas mediante procesos convencionales.

Por un lado, es preciso estudiar en mayor profundidad el comportamiento de aleaciones modificadas (con nanopartículas, microaleadas, con composiciones químicas

ajustadas) y demostrar que se puede evitar el agrietamiento en caliente durante su fabricación por WAAM. En estas aleaciones, es necesario realizar un estudio en profundidad sobre los parámetros de fabricación incluyendo el tratamiento térmico posterior, y la influencia de los mismos en la porosidad, microestructura y en las propiedades mecánicas finales.

Por otro lado, hay que desarrollar soluciones para evitar la elevada anisotropía que se reporta en los trabajos previos para las aleaciones de aluminio de alta resistencia. Pese a las diferentes técnicas estudiadas para mejorar las propiedades mecánicas, no se ha logrado todavía definir una solución robusta para evitar la diferencia que hay entre las dos direcciones de ensayo.

Por último, aunque hay desarrollos que consiguen mejorar la resistencia a tracción, esta mejora se consigue a base de una pérdida de ductilidad, por lo que es necesario desarrollar soluciones que permitan conseguir un balance óptimo entre estas propiedades similar al que se obtiene en los procesos de fabricación convencionales, donde no existe una anisotropía de propiedades que dependa de la dirección de ensayo.

En este trabajo, se van a estudiar el comportamiento de aleaciones modificadas y estrategias que eviten estos problemas de pérdida de ductilidad y resistencia, anisotropía, y agrietamiento en caliente de forma que se mejore, no sólo las propiedades mecánicas, sino la isotropía de materiales de difícil procesabilidad por soldadura, pero de alto interés para la industria.

A continuación, se muestra en la Tabla 2.7 y Figura 2.21 el resumen de las propiedades mecánicas obtenidas por cada estudio citado anteriormente en esta revisión bibliográfica, así como el tipo de aleación empleada, el tipo de proceso WAAM y el mecanismo de endurecimiento.

Tabla 2.7: Resumen de propiedades mecánicas obtenidas por la bibliografía.

| Ref.                  | Aleación                                | Comercial | Microaleado | Nanomodificado | Proceso WAAM |       |          |     | Mecanismo de endurecimiento |               |                     |                     | YS (MPa) | UTS (MPa) | $\epsilon$ (%) |
|-----------------------|---|-----------|-------------|----------------|--------------|-------|----------|-----|-----------------------------|---------------|---------------------|---------------------|----------|-----------|----------------|
|                       |   |           |             |                | CMT          | CMT-P | CMT-PADV | TIG | Afino grano                 | Precipitación | Por solución sólida | Deformación en frío |          |           |                |
|                       |   |           |             |                |              |       |          |     |                             |               |                     |                     |          |           |                |
| K. F. Ayarkwa [46]    | ER2319                                  | x         |             |                |              | x     |          |     |                             | x             |                     |                     | 245      | 360       | 9              |
| L. Zhang [48]         | ER2319                                  | x         |             |                | x            | x     | x        |     |                             |               | x                   |                     |          | 283       |                |
| X. Lin [63]           | 2024 TiB <sub>2</sub>                   |           |             | x              |              |       |          |     | x                           |               |                     |                     | 163      | 284       | 19             |
| Q. Yang [61]          | Al-7Si-1Mg-Cu TiB <sub>2</sub>          |           |             | x              |              |       |          | x   | x                           | x             |                     |                     | 273      | 347       | 8              |
| H. Gu [58]            | Al-Cu-Sn                                |           | x           |                | x            |       |          |     |                             | x             |                     |                     | 420      | 490       | 12             |
| S. Chen [71]          | 7050 TiN                                |           |             | x              |              |       |          | x   | x                           |               |                     |                     |          | 272       | 12             |
| D. Oropeza [70]       | 7075 TiC                                |           |             | x              |              |       |          | x   | x                           |               |                     |                     | 411      | 462       | 9              |
| S. Zhou [57]          | 5B06 Nb                                 |           | x           |                | x            |       |          |     | x                           |               |                     |                     |          | 360       | 20             |
| G. Langelandsvik [64] | 5183 TiC                                |           |             | x              | x            |       |          |     | x                           |               |                     |                     |          | 120       | 3              |
| Y. Liu [66]           | 2219 TiC                                |           |             | x              |              |       |          | x   | x                           |               |                     |                     | 250      | 383       | 21             |
| Y. Liu [67] [68]      | 2219 TiC                                |           |             | x              |              |       |          | x   | x                           |               |                     |                     | 270      | 405       | 15             |
| M. Sokoluk [69]       | 7075 TiC                                |           |             | x              |              |       |          | x   | x                           |               |                     |                     |          | 551       |                |
| J. Bai [72]           | Al-Cu <sub>4,3</sub> -Mg <sub>1,5</sub> |           | x           |                |              |       |          |     |                             | x             |                     |                     | 390      | 457       | 5              |
| B. Cong [73]          | ER2319 + ER5087                         |           | x           |                |              |       |          | x   |                             |               | x                   |                     | 177      | 284       | 6              |
| B. Qi [74]            | Al-4,44Cu-1,49Mg                        |           | x           |                |              |       |          | x   |                             | x             | x                   |                     | 330      | 497       | 16             |
| B. Cong [75]          | Al-4,36Cu-1,54Mg                        |           | x           |                |              |       |          | x   |                             | x             | x                   |                     | 374      | 470       | 8              |
| C. Liu [76]           | ER7055                                  | x         |             |                |              |       |          | x   |                             | x             |                     |                     | 416      | 553       | 8              |
| P. J. Morais [77]     | Al-3,58Zn-5,87Mg-Cu                     |           | x           |                |              |       |          |     |                             | x             | x                   |                     | 335      | 450       | 6              |
| T. Klein [79]         | Al-Zn <sub>5,5</sub> -Mg-Cu             |           | x           |                |              |       |          |     |                             | x             | x                   |                     | 476      | 558       | 12             |
| T. Klein [78]         | Al-Zn <sub>3,6</sub> -Mg-Cu             |           | x           |                |              |       |          |     |                             | x             | x                   |                     | 339      | 454       | 6              |
| G. Ma [86]            | Al-7,75Zn-Mg-Cu                         |           | x           |                |              |       |          |     |                             |               | x                   |                     | 225      | 314       | 9              |
| H. Gu [81]            | ER2319                                  | x         |             |                |              |       |          |     |                             | x             |                     | x                   | 305      | 450       | 16             |
| K. Huang [83]         | ER2319                                  | x         |             |                |              |       |          |     |                             |               |                     | x                   | 240      | 334       | 13             |
| W. Guo [84]           | ER2319                                  | x         |             |                |              |       |          |     | x                           |               |                     | x                   | 178      | 240       | 6              |
| M. Gao [85]           | Al-6,12Mg                               | x         |             |                |              |       |          |     | x                           | ¿             |                     |                     | 185      | 343       | 14             |

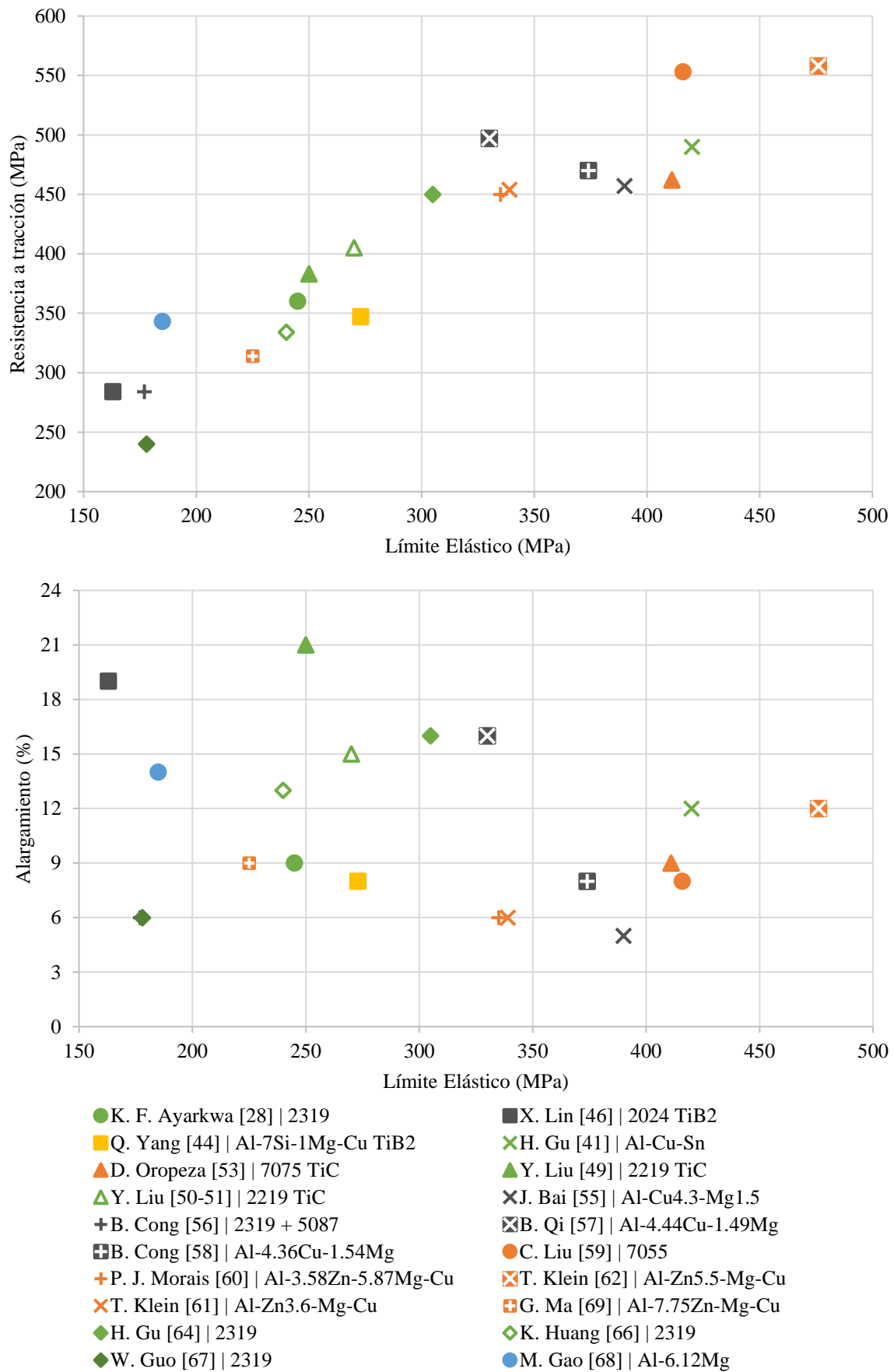


Figura 2.21: Propiedades mecánicas obtenidas por la comunidad científica.

## **6. Contribuciones del capítulo**

A lo largo de este capítulo se han expuesto las categorías de la fabricación aditiva y las ventajas que estas presentan frente a los procesos de fabricación convencional. Se ha descrito el proceso de soldadura al arco y las tecnologías de soldadura que se han empleado en este trabajo. Seguidamente, se especifica el proceso WAAM, sus ventajas, desventajas, retos y áreas de aplicación del proceso. A continuación, se han detallado las familias de aleaciones de aluminio, los retos de la soldadura de este metal y los mecanismos de endurecimiento. Finalmente, se ha realizado una revisión bibliográfica, identificando los márgenes de desarrollo y necesidades que motivan el estudio llevado a cabo en los siguientes capítulos.



# **CAPÍTULO III: Diseño de la metodología de análisis para la fabricación con aleaciones de aluminio por WAAM**



## **RESUMEN**

Este capítulo describe la propuesta de metodología para la determinación de las condiciones óptimas de proceso para distintos tipos de aleaciones de aluminio en función de la soldabilidad. Debido a la gran cantidad de parámetros y variables de proceso, no resulta viable el planteamiento de un diseño de experimentos convencional, por lo que se ha desarrollado una metodología específica. En el capítulo, se describen tanto las aleaciones de aluminio objeto de estudio, así como los parámetros y estrategias de deposición alternativas. Mediante la metodología propuesta se pretende realizar un estudio progresivo fijando variables de proceso partiendo de aleaciones de mayor soldabilidad a aleaciones menos soldables. En el capítulo, se describen los equipos y se definen la defectología y los procedimientos de medida para la evaluación de la calidad del aporte realizado. De este modo, se definen las variables críticas y se cuantifica la mejora alcanzada.



## 1. Materiales de aporte y base empleados

En este trabajo se han estudiado tres familias de aleaciones de aluminio distintas: Al-Mg (ER5356), Al-Cu (ER2319 y 2024 TiC) y Al-Zn-Mg-Cu (7075 TiC y una aleación con microaleantes desarrollada por un laboratorio austríaco). Las aleaciones se han seleccionado teniendo en cuenta aspectos de soldabilidad y flexibilidad en el uso. Las aleaciones Al-Mg son ampliamente utilizadas en la soldadura al arco y son de fácil soldabilidad y bajo coste, y las aleaciones Al-Cu y Al-Zn-Cu son aleaciones de media y alta resistencia con interesantes posibilidades de aplicación en sectores con altos requisitos en cuanto a propiedades mecánicas. En el estudio se han incluido dos aleaciones que tienen nanopartículas de carburos de titanio (TiC) y han sido desarrolladas por una *spinoff* de la Universidad de California denominada MetaLi para aplicaciones de soldadura. A continuación, se presenta una breve descripción de cada aleación seleccionada para su estudio:

**ER5356:** Es una aleación Al-Mg no tratable térmicamente, con entre 4,5-5,5 % en peso de Mg, dentro de los rangos especificados por la norma AWS SFA-5.10. Esta aleación fue específicamente diseñada para procesos de soldadura, por lo que se fabrica exclusivamente en forma de hilo y varilla para soldadura. Posee una excelente resistencia a la corrosión y alta soldabilidad, con una moderada resistencia a la rotura debido al endurecimiento por solución sólida del Mg en la matriz de aluminio [31]. Todas estas cualidades hacen de esta aleación el consumible más comúnmente utilizado en la soldadura.

**ER2319:** Esta aleación Al-Cu de la serie 2xxx, suministrada en forma de hilo por WAAM3D (Milton Keynes, Reino Unido, [87]), es muy similar a la comercialmente utilizada 2219, con un pequeño incremento en el contenido de Ti del 0,046 %, haciendo un total de 0,136 % que cumple con los rangos establecidos en la norma AWS SFA-5.10. A pesar de ello, debido al aumento de este aleante, la susceptibilidad al agrietamiento en caliente de esta aleación se ve reducida, por lo que incrementa su soldabilidad. Por otro lado, esta aleación es tratable térmicamente, aumentando así su resistencia. Esta aleación es aplicada para estructuras utilizadas a altas temperaturas (hasta 315 °C) y estructuras soldadas.

**Hilo de aleación 2024 TiC:** La última de las aleaciones Al-Cu estudiadas, es equivalente a la aleación AA2024 que se considera no soldable, debido a la alta susceptibilidad al agrietamiento en caliente, y se trata de una aleación de muy alta resistencia. Dadas las características de la aleación AA2024, es ampliamente utilizada en ruedas para camiones, productos para máquinas de tornillería o estructuras de aviación y barcos empleando procesos de forja y mecanizado a partir de planchones, chapas, barras y perfiles extruidos. Sin embargo, no es posible su unión mediante procesos de unión por fusión como la soldadura al arco. Debido a esto, MetaLi (Manhattan Beach, CA, Estados Unidos, [88]) ha desarrollado un metal de aporte en forma de hilo a partir de esta aleación, añadiendo nanopartículas de carburos de titanio que actúan como agentes nucleantes, de forma que los granos que se forman durante la solidificación sean de menor tamaño y evitar así el agrietamiento en caliente. El metal de aporte cuenta con un 1,7 % en volumen de TiC de un diámetro de partícula teórico de 40-60 nanómetros.

**Hilo de aleación 7075 TiC:** Esta aleación de la familia Al-Zn-Mg es equivalente a la aleación de aluminio de alta resistencia AA7075, pero al igual que la anterior, presenta una alta susceptibilidad al agrietamiento en caliente y se considera insoldable por procesos de fusión. Debido a su alta resistencia y el elevado coste, la aleación AA7075 es utilizada casi exclusivamente para estructuras de aviación. Al igual que en el anterior caso, MetaLi (Manhattan Beach, CA, Estados Unidos, [88]), ha desarrollado un hilo para soldadura basado en esta aleación añadiendo nanopartículas de carburos de titanio para conseguir un efecto de afino del tamaño de grano. Al igual que en el anterior metal de aporte, este cuenta con un 1,7 % en volumen de TiC de un diámetro de partícula teórico de 40-60 nanómetros.

**Hilo de aleación Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes:** Esta última aleación, ha sido desarrollada por LKR (Ranshofen, Austria, [89]) y es una nueva aleación que se puede clasificar dentro de la familia Al-Zn-Mg. A esta aleación se le han añadido una serie de microaleantes y se fabrica con un rango de composición muy controlado, sin necesidad de añadir nanopartículas para evitar el agrietamiento en caliente. En este caso, se ha modificado una aleación común de la familia Al-Zn-Mg (7xxx) con una pequeña cantidad de plata (Ag) para que actúe como agente nucleante y evitar así la generación del agrietamiento en caliente. Este metal de aporte ha sido suministrado en pequeñas bobinas de 0,5 kg cada una, debido a la imposibilidad de extruir mayores longitudes de hilo por el fabricante.

La composición química de cada metal de aporte se encuentra en la siguiente Tabla 3.1:

Tabla 3.1: Composición química (en % peso) de las aleaciones de aluminio de esta tesis.

| Ref | ER5356           | ER2319      | 7075 TiC           | 2024 TiC           | Al-Zn-Mg-Cu |
|-----|------------------|-------------|--------------------|--------------------|-------------|
| Al  | Bal.             | Bal.        | Bal.               | Bal.               | Bal.        |
| Cr  | 0,05 - 0,2       | -           | ≤ 0,2              | ≤ 0,1              | -           |
| Cu  | ≤ 0,1            | <b>6,39</b> | <b>1,2 - 2</b>     | <b>3,8 - 4,9</b>   | 0,3         |
| Fe  | ≤ 0,4            | 0,115       | ≤ 0,5              | ≤ 0,5              | 0,1         |
| Mg  | <b>4,5 - 5,5</b> | 0,0073      | <b>2,1 - 2,9</b>   | 1,2 - 1,8          | <b>5,9</b>  |
| Mn  | 0,05 - 0,2       | 0,274       | ≤ 0,3              | 0,3 - 0,9          | 0,5         |
| Si  | ≤ 0,25           | 0,0366      | ≤ 0,4              | ≤ 0,5              | 0,1         |
| Ti  | 0,06 - 0,2       | 0,136       | <b>0,4 - 1</b>     | <b>0,4 - 1</b>     | -           |
| V   | -                | 0,112       | -                  | -                  | -           |
| Zr  | -                | 0,163       | ≤ 0,1              | ≤ 0,1              | 0,1         |
| Zn  | ≤ 0,1            | 0,0095      | <b>5,1 - 6,1</b>   | ≤ 0,25             | <b>3,6</b>  |
| C   | -                | -           | <b>0,12 - 0,26</b> | <b>0,12 - 0,26</b> | -           |

En el apartado 5 WAAM de aleaciones de aluminio, se han presentado los análisis realizados en la bibliografía y se ha determinado las principales limitaciones de estos. Las aleaciones que se han seleccionado para este estudio permitirán analizar y desarrollar una metodología para solventar las diferentes problemáticas que se han detectado (Tabla 3.2):

Tabla 3.2: Problemáticas detectadas en la bibliografía que se han estudiado con los metales de aporte de aleaciones seleccionadas para esta tesis.

| Aleación    | Porosidad | Altas propiedades mecánicas | Anisotropía | Agrietamiento en caliente |
|-------------|-----------|-----------------------------|-------------|---------------------------|
| ER5356      | x         |                             |             |                           |
| ER2319      | x         |                             | x           |                           |
| 7075 TiC    |           | x                           | x           | x                         |
| 2024 TiC    |           | x                           | x           | x                         |
| Al-Zn-Mg-Cu |           | x                           | x           | x                         |

Asimismo, para el proceso WAAM, se necesita un metal base sobre el que depositar el material para generar la pieza final. Habitualmente se desea que el material base tenga una composición química similar a la que se va a depositar [90]. Sin embargo, el metal base no siempre forma parte de esa pieza final, por lo que su composición química y compatibilidad metalúrgica y mecánica no siempre es tan crítica. En los casos en los que el metal base forma parte de la pieza final, se debe estudiar la compatibilidad entre sustrato y material de aporte para asegurar unas propiedades homogéneas en toda la pieza fabricada.



Figura 3.1: Ejemplo de pieza en el que el metal base no es parte de la pieza final (Izq.) y en el que es parte de la pieza final (Dch.) proporcionado por Cranfield University.

En este trabajo, se han utilizado tres aleaciones de aluminio como metal base: AA6082-T6, AA7075-T651 y AA2024-T351. La primera aleación se ha utilizado para depositar tanto el metal de aporte ER5356 como el ER2319, debido a que no se consideran aleaciones susceptibles al agrietamiento en caliente. En cambio, para los metales de aporte restantes, considerados altamente susceptibles al agrietamiento en caliente, se han utilizado metales base con composiciones químicas muy similares, como el AA7075-T651 para los metales de aporte 7075 TiC y Al-Zn-Mg-Cu, y el AA2024-T351 para el metal de aporte 2024 TiC. Las composiciones químicas de cada uno de estos metales base se encuentra a continuación (Tabla 3.3):

Tabla 3.3: Composición química (en % peso) de los metales base de esta tesis.

| Ref | AA6082-T6 | AA7075-T651 | AA2024-T351 |
|-----|-----------|-------------|-------------|
| Al  | Bal.      | Bal.        | Bal.        |
| Cr  | ≤ 0,25    | 0,18 - 0,28 | ≤ 0,1       |
| Cu  | ≤ 0,1     | 1,2 - 2     | 3,8 - 4,9   |
| Fe  | ≤ 0,5     | ≤ 0,5       | ≤ 0,5       |
| Mg  | 0,6 - 1,2 | 2,1 - 2,9   | 1,2 - 1,8   |
| Mn  | 0,4 - 1   | ≤ 0,3       | 0,3 - 0,9   |
| Si  | 0,7 - 1,3 | ≤ 0,4       | ≤ 0,5       |
| Ti  | ≤ 0,1     | ≤ 0,2       | ≤ 0,15      |
| Zn  | ≤ 0,2     | 5,1 - 6,1   | ≤ 0,25      |

## 2. Equipos de fabricación

En la tecnología WAAM, se necesitan diversos equipos interconectados entre ellos para poder realizar fabricaciones con trayectorias complejas (Figura 3.2). El primer componente indispensable, es una fuente de energía y antorcha para poder fundir el material que se deposita, además de un robot o plataforma cinemática CNC para controlar el movimiento de la antorcha con la que se deposita el material de modo selectivo. Además, se necesita un software CAM para programar trayectorias complejas de deposición gestionando los movimientos del robot o de la plataforma cinemática CNC. Por último, para asegurar la calidad de las piezas fabricadas durante el proceso, es recomendable disponer de un sistema de monitorización y captación de datos en tiempo real que registre los datos en intervalos durante la fabricación para poder posteriormente post-procesarlos.

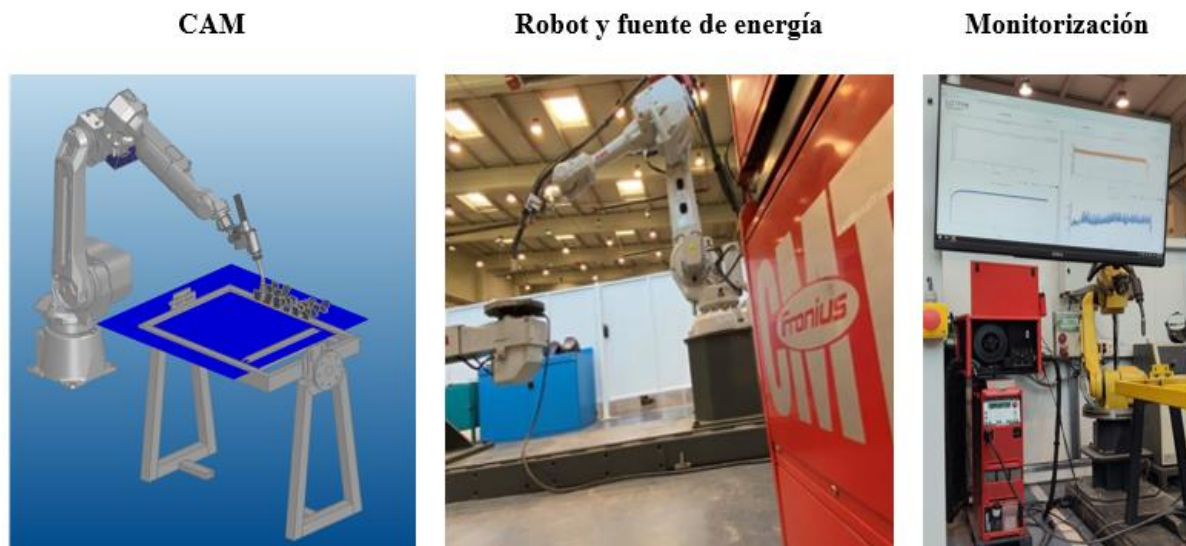


Figura 3.2: Equipamiento necesario para la fabricación aditiva por arco e hilo.

Para la realización de los trabajos experimentales de fabricación por WAAM, se han utilizado dos fuentes: una Fronius CMT TPS 400 i con una antorcha WF 60i Robacta Drive CMT/W y una Fronius CMT Advanced 4000 R con una antorcha RA 5000 22G (Fronius



International GmbH, Pettenbach, Austria, [91]). La diferencia entre ambas fuentes es que la Fronius CMT Advanced 4000 R, permite trabajar en modo CMT Advanced.

Ambos equipos se han acoplado a un robot Fanuc ARC Mate 120iC (Fanuc Corporation, Oshino-mura, Yamanashi Prefecture, Japón, [92]). Los equipos de Fronius utilizan el proceso MIG/MAG o GMAW con tecnología CMT y sus variantes que usan curvas sinérgicas para fabricar, de manera que los tres principales parámetros (corriente, voltaje y velocidad de avance del hilo) están relacionados, por lo que, si uno de ellos cambia, los otros dos variarían correspondientemente.

Dichos equipos se encuentran dentro de las instalaciones de la célula inteligente (Figura 3.3) de Lortek, que cuenta con distintos sensores (Tabla 3.4) con los que se extrae, registra y almacena los datos de soldadura, como:

- Sensor de corriente DHR 400 C10 (LEM International SA, Meyrin, Suiza, [93]).
- Sensor de velocidad de avance del hilo HKS DV25ST-S3 (HKS Prozesstechnik GmbH, Halle, Alemania, [94]).
- Pirómetro optris CTlaser 1MH1 (Optris GmbH, Berlin, Alemania, [95]).
- Sensor de flujo de gas de protección VIGILAweld WGC1 (Gala gar, Zaragoza, España, [96]).



**Figura 3.3:** Características de la célula inteligente: (Izq.) Equipos de fabricación, fuente y brazo robótico. (Cen.) Configuración de la antorcha con el pirómetro. (Der.) Posicionamiento del láser del pirómetro respecto al centro del hilo.

Los datos de dichos sensores y los extraídos de la fuente (corriente teórica, voltaje teórico, coordenadas del robot, velocidad del avance del hilo teórico) son tratados por un sistema de adquisición de datos PLC CX2040 (BECKHOFF Automation GmbH & Co. KG, Verl, Alemania, [97]). Cabe destacar, que el puntero del pirómetro apunta a 10 mm del punto central del hilo de la antorcha.

Tabla 3.4: Características de los componentes de la célula inteligente.

| Equipo                                     | Características   |
|--|---|
| PLC CX2040                                 | Intel ® Core™ i7 2715QE 2,1 GHz 4GB DDR3<br>RAM, hasta 1KHz de frecuencia de adquisición de datos |
| Sensor de corriente DHR 400 C10            | Corriente nominal 400 A, corriente máxima 1000 A  |
| Sensor caudal de gas VIGILAweld WGC1       | Rango de medida 0 a 30 L/min  |
| Pirómetro láser Optris CTlaser 1MH1        | Rango de medida 800 a 2200 °C   |
| Sensor de velocidad del hilo HKS DV25ST-S3 | Rango de medida 0 a 25 m/min<br>Diámetro del hilo 0,8 a 2 mm                                      |

### 3. Parámetros de fabricación

Uno de los aspectos claves del estudio realizado es el análisis de diversos parámetros y factores clave del proceso de soldadura al arco empleado para la fabricación por WAAM de paredes multicapa con los metales de aporte previamente definidos. La metodología desarrollada se basa en la aplicación de un método de estudio evolutivo, empezando por las aleaciones con menores problemas de soldabilidad en geometrías más sencillas, y generalizando el uso de parámetros concretos a aleaciones de menor soldabilidad y geometrías más complejas.



Figura 3.4: Metodología para selección de parámetros de fabricación.

En la metodología aplicada para la optimización de parámetros de soldadura (Figura 3.4), se ha buscado la combinación de parámetros (tipo de proceso CMT, tipo de gas de protección y caudal, intensidad, velocidad de alimentación del hilo, balance EP/EN, velocidad de avance, tiempo de espera entre capas, offset de crecimiento) para obtener inicialmente unos cordones unitarios con espesor y altura constantes y sin defectos como faltas de fusión depositados sobre los sustratos. Posteriormente, se han ajustado y validado esos parámetros en paredes rectas multicapa buscando un crecimiento estable.

Con respecto al tipo de gas de protección empleado, se han seleccionado dos diferentes: Argón Q1 y un nuevo desarrollo de Nippon Gases Euro-Holding S.L.U. (Nippon Sanso Holdings Corporation, Tokio, Japón, [98]) llamado Stargold®, que es una mezcla

trifásica de Ar+O<sub>2</sub>+N<sub>2</sub>O. La composición de ambos gases se encuentra a continuación (Tabla 3.5):

Tabla 3.5: Composición en porcentaje (%) de los gases de protección en esta tesis.

| Gas de protección | Argón      | Oxígeno | Óxido nítrico |
|-------------------|------------|---------|---------------|
| Argón Q1          | 99,999     |         |               |
| Stargold®         | 96-99,9998 | < 2     | < 0,1         |

El argón es un gas muy comúnmente empleado para la soldadura de aluminio, mientras que en el presente estudio se propone el uso de una nueva mezcla trifásica debido a su capacidad teórica de mejorar la estabilidad del arco, favoreciendo así un aumento de la velocidad de avance y mejorando la productividad. Para los dos gases de protección propuestos, se ha analizado el efecto del caudal de gas en la porosidad, utilizando tres caudales distintos: 18 L/min, 25 L/min y 30 L/min.

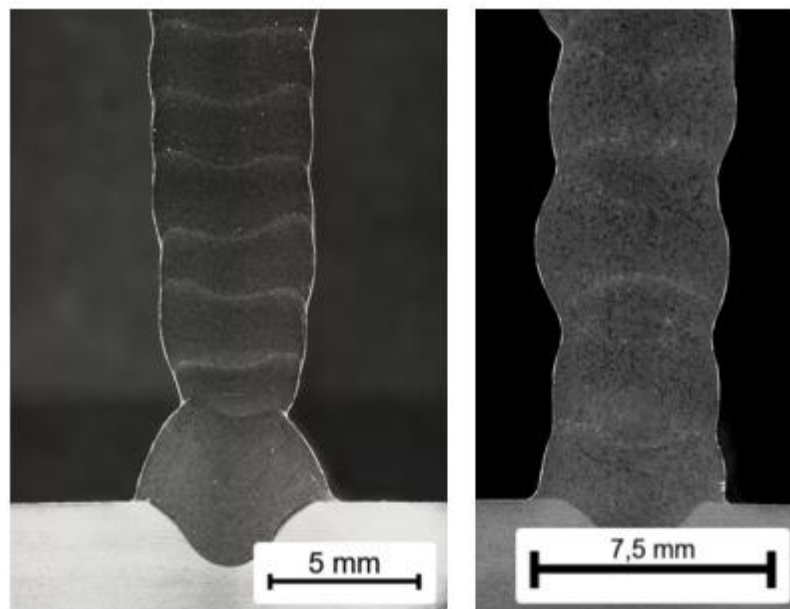


Figura 3.5: Corrección del efecto *necking* (izq.) sin reducción secuencial de los parámetros eléctricos (dch.) con reducción secuencial de los parámetros eléctricos.

Por otro lado, es preciso considerar que, debido a la diferencia térmica entre el primer cordón a depositar y el metal base a temperatura ambiente, así como la rápida evacuación de calor bidireccional a través del sustrato, en las primeras capas es necesario emplear unos específicos para compensar la mayor conductividad térmica en comparación con los niveles superiores, donde el calor residual de los cordones previamente depositados se traduce en un gradiente térmico más bajo. Por ese motivo resulta necesario adecuar los parámetros de proceso de las primeras pasadas para evitar tener una pared más estrecha en la zona de unión con el sustrato. Así, en la primera capa se utiliza un mayor amperaje para evitar que el cordón no moje de modo adecuado y adquiera un espesor y altura de pared similares al del resto de capas. Si los parámetros de las siguientes capas no son reducidos secuencialmente a lo largo

de varios cordones en altura, ocurre un defecto llamado *necking* (Figura 3.5) el cual se puede definir como un estrechamiento de las primeras pasadas de la pieza, por ese motivo, en el estudio planteado, hasta la cuarta capa en altura no se propone utilizar los parámetros eléctricos de referencia con los que se va a realizar el aporte.

Finalmente, se plantea el estudio de diversos procesos CMT, entre los que se encuentran el CMT convencional, CMT pulsado, CMT advanced y por último CMT pulsado advanced. Como se ha comentado en el CAPÍTULO II: Estado del arte, a priori, el proceso CMT-PADV ofrece un menor aporte de calor que el convencional, por lo que su uso puede ser interesante para ciertas aleaciones de aluminio.

Dentro de la metodología propuesta, en la Tabla 3.6 se describen los parámetros de estudio propuestos para cada aleación de aluminio:

Tabla 3.6: Estudio realizado con cada aleación de aluminio.

| Aleación                       | Parámetros de proceso             | Estrategia de deposición | Tratamiento térmico                                | Caracterización        |
|--------------------------------|-----------------------------------|--------------------------|--|------------------------|
| <b>ER5356</b>                  | Tipo de gas de protección         | Hatching                 | -  | Superficie en SEM      |
|                                | Caudal de gas de protección       | Circling                 |  | Porosidad              |
| <b>ER2319</b>                  | Balance EP/EN                     | Geometría de pared recta | T6<br>T8<br>175 °C – 3h<br>175 °C – 6h             | Propiedades mecánicas  |
|                                |                                   | Geometría rectangular    |  | Tamaño de grano        |
|                                |                                   | Hatching                 |  | Superficie en SEM      |
|                                |                                   | Circling                 |  | Porosidad              |
| <b>7075 TiC</b>                | Tecnologías CMT Curvas sinérgicas | Geometría de pared recta | T73  | Propiedades mecánicas  |
|                                |                                   | Geometría rectangular    |  | Tamaño de grano        |
|                                |                                   | Hatching                 |  | Superficie en SEM      |
| <b>2024 TiC</b>                |                                   | Circling                 | T6   | Porosidad              |
|                                |                                   | Geometría de pared recta |  | Propiedades mecánicas  |
| <b>Al-Zn-Mg-Cu microaleada</b> | Tiempo de espera                  | Circling                 | 470 °C – 5h /<br>120 °C – 24h<br>/ 180 °C –<br>24h | Superficie en SEM      |
|                                | Calidad superficial del hilo      |                          |  | Porosidad              |
|                                |                                   |                          |  | Propiedades mecánicas  |
|                                |                                   |                          |  | Tamaño de grano        |
|                                |                                   |                          |  | Superficie de fractura |

Para relacionar los parámetros de fabricación, se plantea el uso de una ecuación que refleja el aporte de calor (HI) aplicado al proceso. Dicho aporte de calor puede ser calculado utilizando la siguiente Ecuación (3.1), donde  $I$  es la corriente del proceso,  $V$  es la tensión,  $TS$  es la velocidad de avance del proceso y  $\eta$  es la eficiencia, que en el caso del proceso WAAM se estima que es el 80 % [16] [99].

$$HI = \frac{I \cdot V}{TS} \eta \quad (3.1)$$

Cabe destacar que, en dicha ecuación, sólo se tiene en cuenta el calor aportado por unidad de longitud. Sin embargo, en la tecnología WAAM, debido a que es un proceso repetitivo de calentamiento y enfriamiento, se debe tener en cuenta también la acumulación de calor durante el crecimiento y las condiciones de evacuación (espesor de sustrato o tiempos de espera entre capas, por ejemplo).

#### 4. Estrategias de deposición

La estrategia de deposición del material durante el proceso de fabricación por WAAM es el tipo y la secuencia temporal de movimientos que se establecen durante la deposición del material. Estos movimientos en el tiempo se definen en un programa de trayectorias llamado habitualmente *path planning*. En el caso de geometrías sencillas, este programa se puede definir directamente en el robot o plataforma empleada, mientras que, para piezas complejas con múltiples detalles y geometrías complejas, es necesario recurrir a un software CAM.

La estrategia de deposición es un factor determinante en WAAM, ya que afecta a la estabilidad del proceso (crecimiento homogéneo de capas), al tamaño de los detalles que se pueden fabricar (espesores de pared) y a la microestructura y propiedades resultantes.

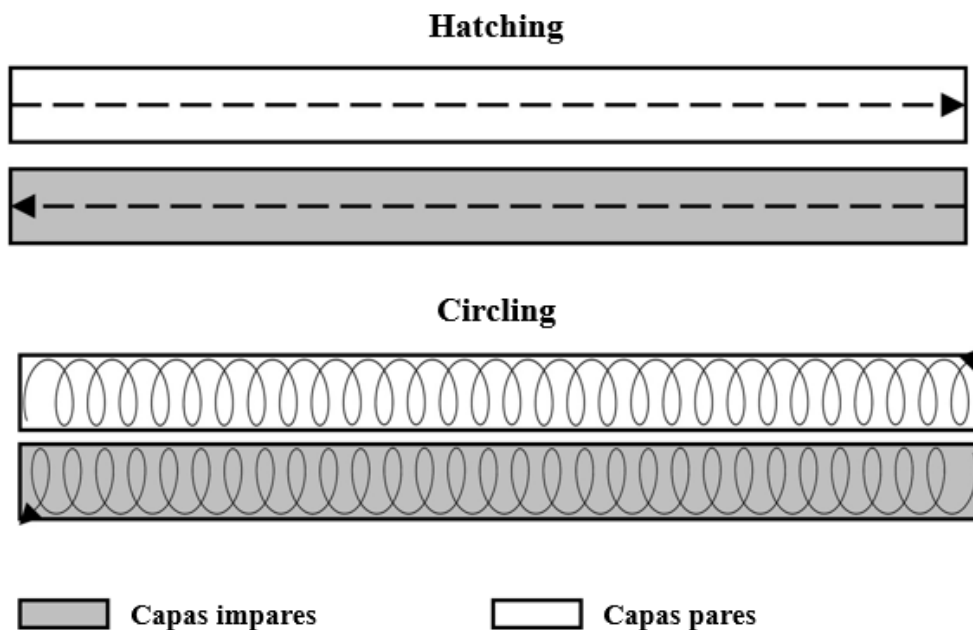


Figura 3.6: Estrategias de deposición en esta tesis.

En el estudio se propone el uso de las estrategias de deposición denominadas hatching y circling (Figura 3.6). La primera, consiste en una deposición en línea recta sin movimiento lateral de la antorcha, mientras que, en la segunda, se realiza un movimiento oscilante con una amplitud y frecuencia determinadas. En ambas estrategias, se rota 180° la dirección de soldadura en cada capa para compensar el abultamiento de material que ocurre durante el encendido del arco, y conseguir que la pieza crezca uniformemente.

En el estudio realizado, la estrategia Circling se ha generado mediante un comando de programación del robot Fanuc denominado “Weave Circle” en el cual vienen incluidos los parámetros editables de amplitud (Am) y frecuencia (F) del movimiento oscilante. Cabe destacar que, dependiendo de la combinación de amplitud y frecuencia seleccionadas, el solape de la oscilación varía. A continuación, en las Figura 3.7, Figura 3.8 y Figura 3.9, puede observarse la representación del movimiento x-y de la antorcha para diferentes combinaciones de amplitud y frecuencia. La amplitud corresponde a la distancia que la antorcha se desplaza lateralmente desde el centro.

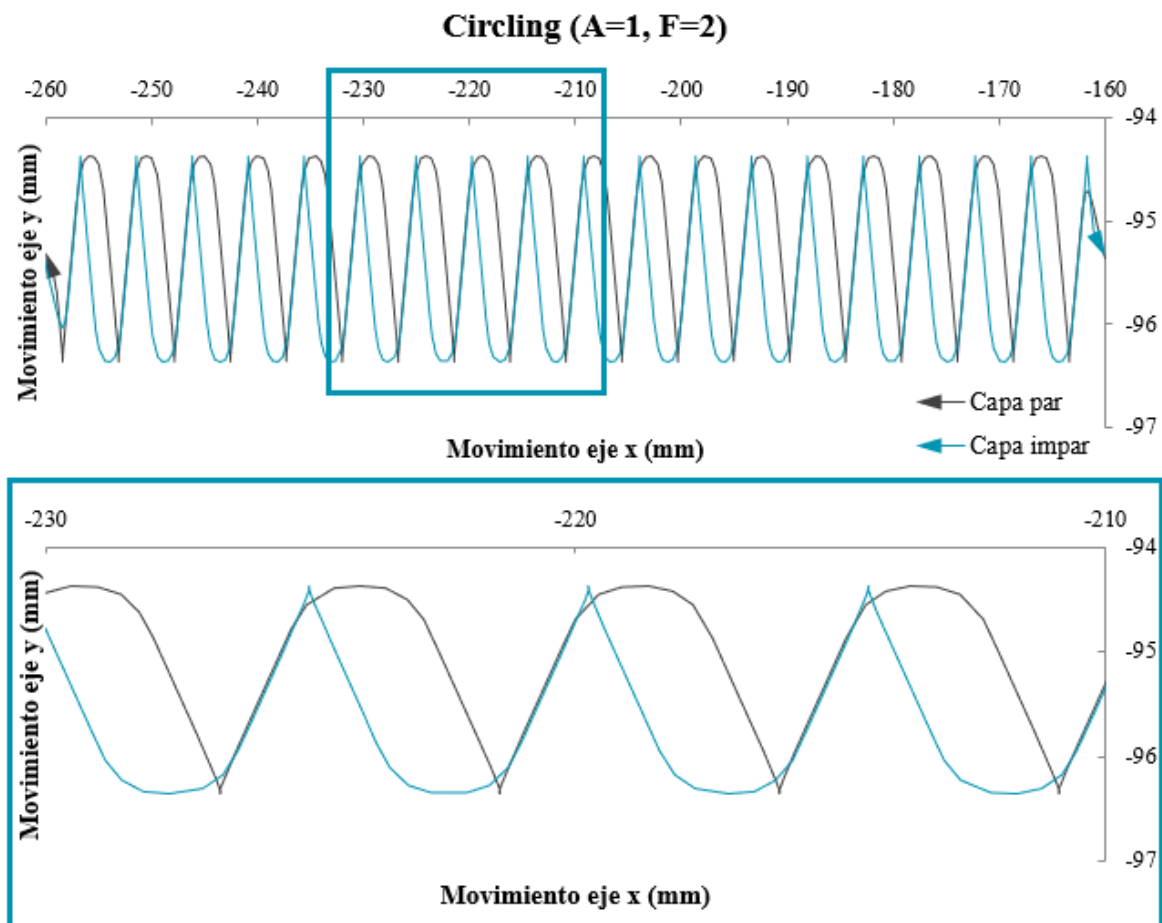


Figura 3.7: Movimiento x-y de la punta de la antorcha acoplada al robot para una amplitud (A) de oscilación de 1 mm desde el centro y una frecuencia (F) de 2 Hz.

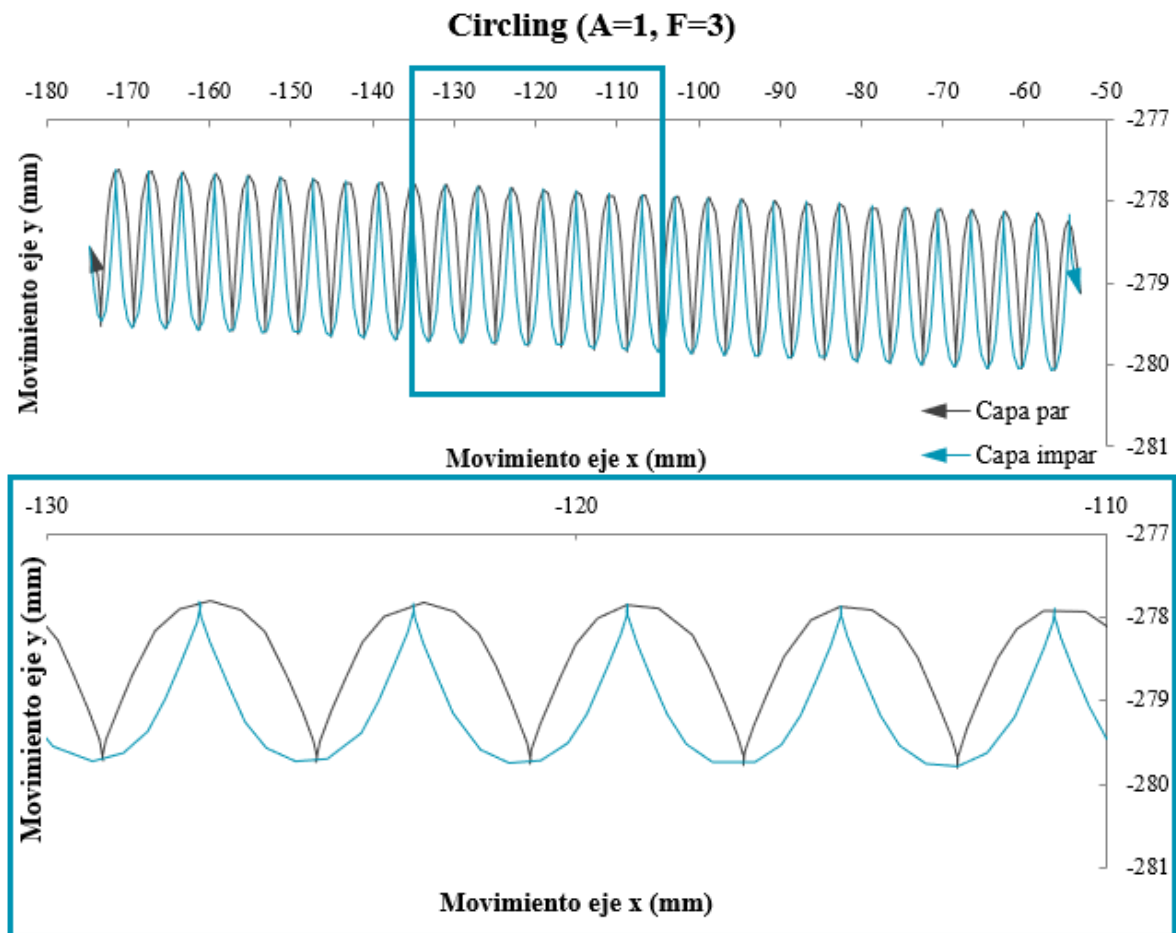


Figura 3.8: Movimiento x-y de la punta de la antorcha acoplada al robot para una amplitud (A) de oscilación de 1 mm desde el centro y una frecuencia (F) de 3 Hz.

Cuando se utiliza una amplitud suficiente (por ejemplo 2 mm) con una mayor frecuencia (por ejemplo 3 Hz) se consigue el solape del movimiento de la antorcha (Figura 3.9), mientras que si la amplitud y frecuencia son inferiores, no se consigue que la antorcha dibuje el círculo completo. A pesar de ello, debido a la cercanía de las oscilaciones, en todos los casos se obtienen los beneficios de la estrategia de deposición circling.

Cabe destacar, que, debido a la oscilación, no se solapan los cordones entre las diferentes capas consecutivas (pares e impares). De este modo, cambiando el sentido del movimiento, se consigue aumentar la uniformidad entre los cordones depositados.

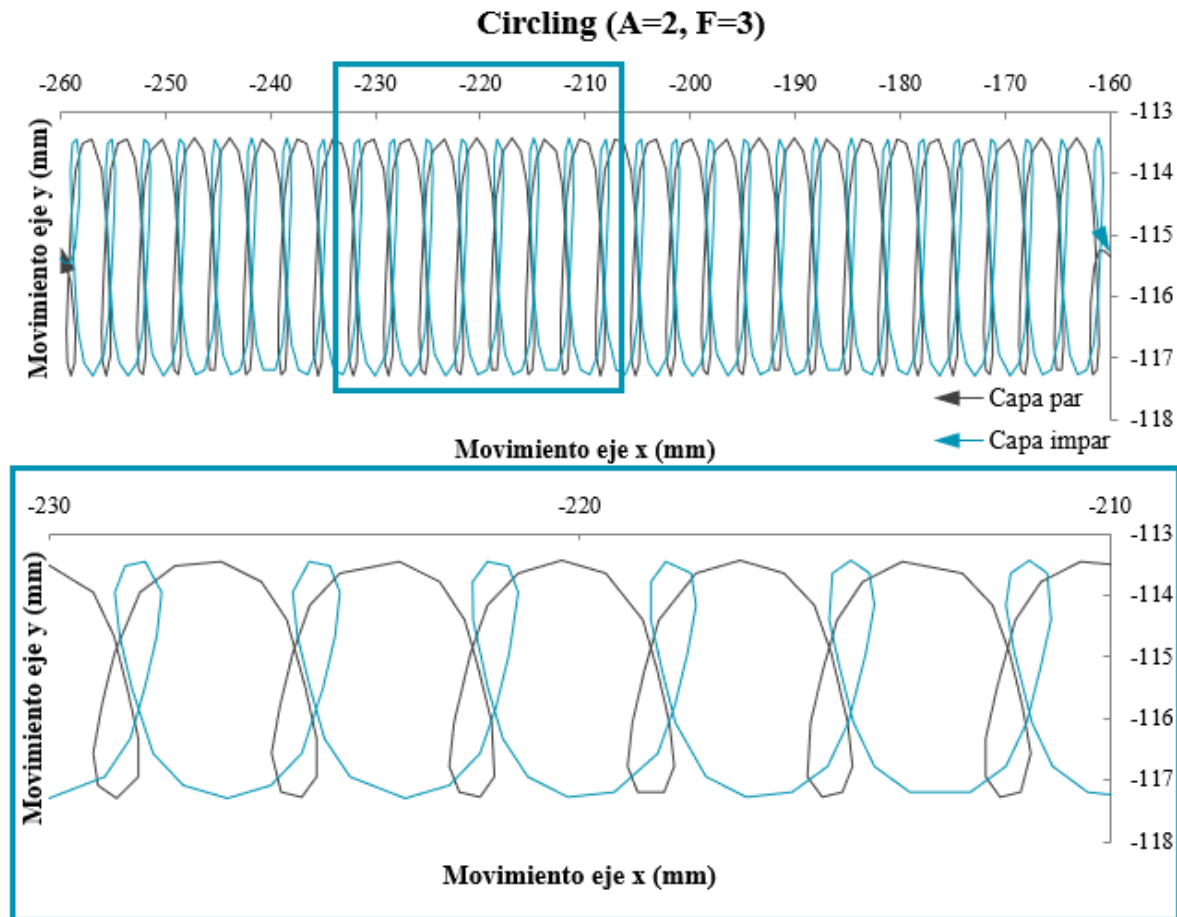


Figura 3.9: Movimiento x-y de la punta de la antorcha acoplada al robot para una amplitud (A) de oscilación de 2 mm desde el centro y una frecuencia (F) de 3 Hz.

Por otro lado, se han estudiado dos geometrías de pieza distintas (Figura 3.10), utilizando ambas estrategias de deposición. La primera, una pared recta, que consiste en fabricar una pieza sin intersecciones, en la cual se realiza una parada y un corte de arco cada vez se llega a un extremo y se aplica un tiempo de espera entre capas antes de que el arco vuelva a encenderse. La segunda geometría, es una geometría rectangular [43] [77] que se fabrica en forma de espiral, es decir, la antorcha incrementa su altura constantemente al mismo tiempo que avanza para hacer la forma rectangular. De esta forma, la pieza no sufre cortes de arco, siendo una fabricación continua, y, por lo tanto, no necesita tiempo de espera entre capas. Estas dos diferentes formas de depositar aportan cambios en la acumulación de calor y por lo tanto, en la microestructura resultante. Además, la geometría rectangular presenta mayor complejidad a la hora de depositar y se acerca más a la forma de fabricar piezas reales.



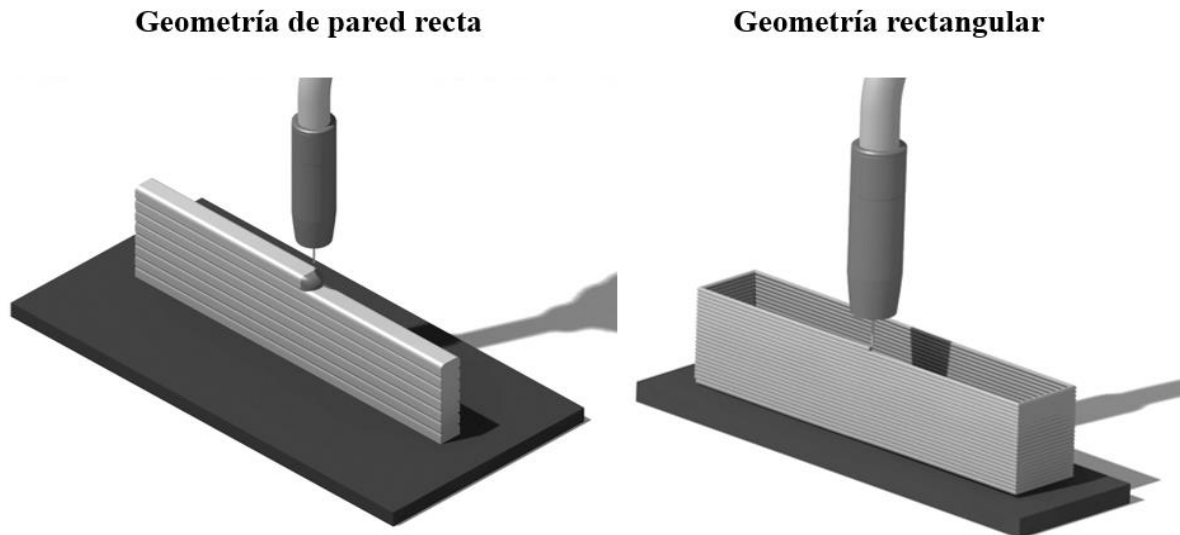


Figura 3.10: Geometrías de deposición en esta tesis.

## 5. Tratamientos térmicos

A excepción de la aleación Al-Mg ER5356, las demás aleaciones estudiadas obtienen sus propiedades mecánicas óptimas a través de un tratamiento de endurecimiento por precipitación. Para seleccionar los tratamientos térmicos apropiados para las aleaciones ER2319, 7075 TiC y 2024 TiC, se ha tomado como referencia el ASM Handbook [100], en el cual se especifican las temperaturas y tiempos para estas aleaciones. En el caso de la aleación Al-Zn-Mg-Cu se ha empleado el tratamiento especificado por los fabricantes [78].

Tabla 3.7: Tratamientos térmicos aplicados en cada aleación de aluminio.

| Aleación                             | Solubilización  | Precipitación                      |
|--------------------------------------|-----------------|------------------------------------|
| <b>ER2319</b>                        | 535 °C – 90 min | 175 °C – 3h                        |
|                                      |                 | 175 °C – 6h                        |
|                                      |                 | 190 °C – 18 h (T8)                 |
|                                      |                 | 190 °C – 26 h (T6)                 |
| <b>7075 TiC</b>                      | 480 °C – 70 min | 107 °C – 6 h / 163 °C – 24 h (T73) |
| <b>2024 TiC</b>                      | 495 °C – 70 min | 190 °C – 12 h (T6)                 |
| <b>Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes</b> | 470 °C – 5 h    | 120 °C – 24 h / 160 °C – 24 h      |

Dado que el estado metalúrgico (fases, segregaciones y tamaños de grano) en las piezas fabricadas por WAAM es diferente al que se obtiene en otros procesos de fabricación convencionales, se ha investigado el efecto del tiempo de maduración o precipitación en la etapa final del tratamiento. En la Tabla 3.7 se especifican los tratamientos térmicos propuestos para cada aleación de aluminio estudiadas.

En el caso de la aleación Al-Cu ER2319, el manual ASM [100] recomienda un tratamiento térmico que consiste en solubilizar el material a 535 °C durante 90 minutos a partir de que alcance la temperatura, seguido de un temple al agua, y terminar con una precipitación a 190 °C durante 26 horas para obtener el estado T6. Con el objetivo de aumentar la productividad, también se ha analizado el tratamiento T8 que consiste en reducir el tiempo de precipitación a 18 horas. Asimismo, también se ha estudiado el efecto de una temperatura más reducida (175 °C) y durante un tiempo mucho menor (3 y 6 horas). Este nuevo tratamiento térmico surge de la necesidad de comparar los tratamientos térmicos especificados en el manual con los tratamientos utilizados por la bibliografía, realizando el aporte de material durante el proceso WAAM en las mismas condiciones para así analizar las diferencias en las propiedades mecánicas [46] [81]. Dentro de la metodología propuesta, para evaluar la influencia de los distintos tratamientos, se ha estudiado la evolución de la dureza a lo largo de los tratamientos, como puede verse en la siguiente Figura 3.11:

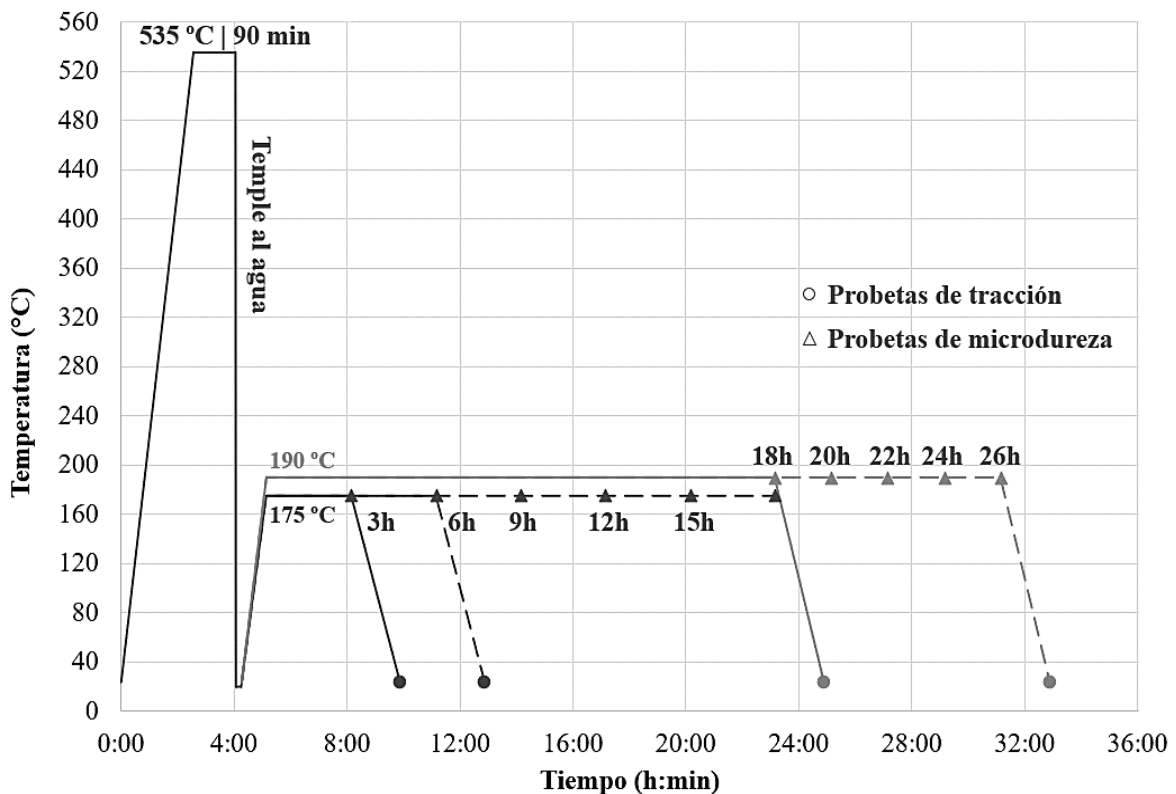


Figura 3.11: Representación gráfica de los tratamientos térmicos a aplicar a las probetas de tracción y microdureza para analizar el efecto en las propiedades mecánicas en la aleación ER2319.

Por otro lado, para la aleación Al-Cu experimental, 2024 con nanopartículas de carburos de titanio, se propone el tratamiento térmico especificado por el ASM Handbook [100] para la aleación equivalente sin nanopartículas, que consiste en una precipitación a 190 °C durante 12 horas.

En el caso de la aleación Al-Zn-Mg-Cu con nanopartículas de carburos de titanio, se plantea la aplicación del tratamiento térmico indicado en el ASM Handbook [100] para la aleación 7075, que consiste en una etapa de solubilización a 480 °C durante 70 minutos,

seguido de un temple al agua, y finalmente una etapa de precipitación en dos fases; la primera a 107 °C durante 6 horas, seguida de una a 163 °C durante 24 horas. Para completar el estudio con esta aleación, se plantea el análisis de la evolución de las propiedades mecánicas y la dureza a lo largo del tratamiento. Para ello, se propone extraer muestras al finalizar la primera etapa de precipitación, a mitad de la segunda etapa de precipitación (12 horas) y al finalizar el tratamiento completo.

En la aleación Al-Zn-Mg-Cu se plantea un tratamiento térmico alternativo proporcionado por el fabricante del hilo y desarrollador de la aleación, LKR [89], que se detalla en la siguiente Figura 3.12. Se puede apreciar, que en la etapa de solubilización se utiliza una menor temperatura (470 °C) durante un tiempo más prolongado (5 horas), y la etapa de precipitación también consiste en dos etapas, siendo estas a 120 °C durante 24 horas seguido de 160 °C durante 24 horas.

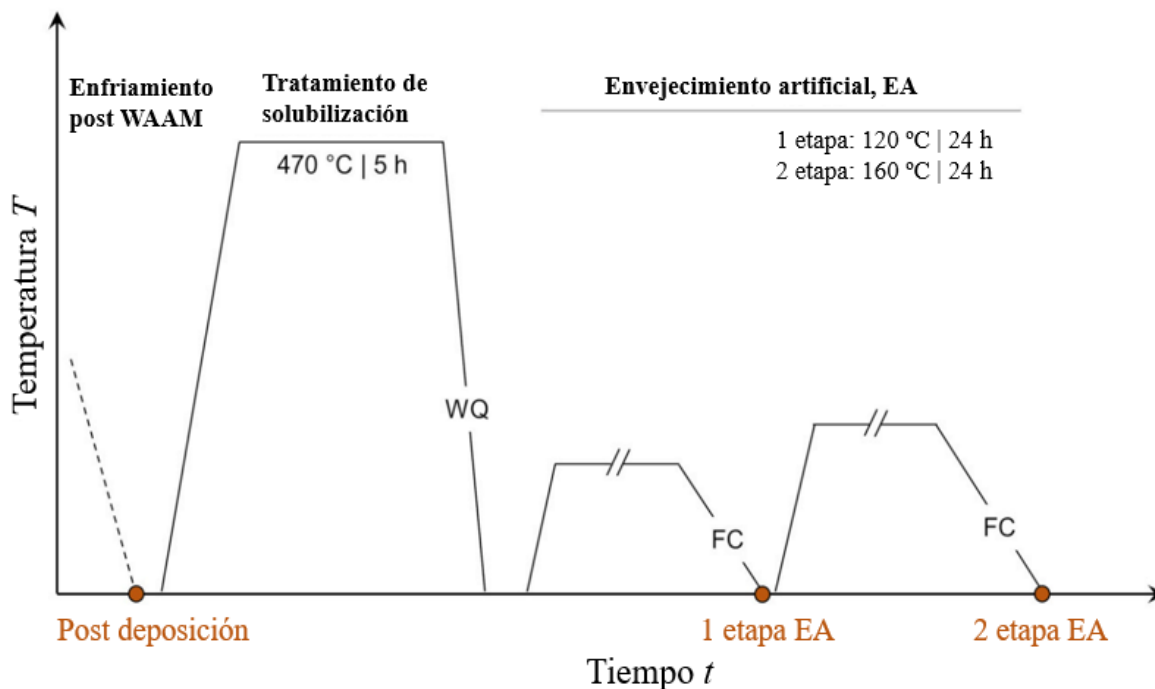


Figura 3.12: Tratamiento térmico a aplicar en la aleación Al-Zn-Mg-Cu desarrollada por LKR (adaptado de [78] y reimprimida con permiso de Elsevier).

## 6. Métodos de caracterización

En este apartado se exponen los equipos y métodos utilizados para caracterizar los materiales y las piezas resultantes. Para ello, se comienza enumerando las técnicas y los equipos empleados para después explicar los ensayos y medidas realizados con cada una de ellas. Tal y como se ha indicado anteriormente, dentro de la metodología propuesta, la secuencia de ensayos y caracterizaciones que se ha seguido es la siguiente: i) caracterización del hilo de aporte, ii) análisis de la porosidad de las piezas tras fabricación por WAAM, iii) análisis microestructural, de fases presentes y tamaño de grano, y finalmente iv) el análisis de las probetas a tracción y evaluación de la dureza, tras aplicar diferentes tratamientos térmicos.

## 6.1 Preparación metalográfica

Con el objetivo de analizar la microestructura de las muestras fabricadas, propone una preparación metalográfica convencional que consiste en varias etapas. Primero el corte de la muestra fabricada por WAAM, y dependiendo de su tamaño se utilizará una cortadora de gran tamaño ATM Brillant 255 (Figura 3.13, ATM Qness GmbH [101], Verder Scientific GmbH & Co.KG, Vleuten, Países Bajos, [102]) o una cortadora de laboratorio METACUT 302 (Figura 3.13, Metkon Instruments Inc., Bursa, Turquía, [103]). Dicho corte se realizará de forma transversal a las paredes rectas y segmentos de mayor longitud de la geometría rectangular para analizar la porosidad de la pieza, mientras que se utilizará el plano longitudinal para analizar la microestructura, ya que de esta manera se obtiene una mayor área de análisis.



Figura 3.13: Cortadora de gran tamaño ATM Brillant 255 (Izq.) y cortadora de laboratorio METACUT 302 (Dch.).

A continuación, la muestra será engastada en caliente en baquelita utilizando la engastadora Buehler Simplimet 2000 (Figura 3.14, Buehler, Illinois, Estados Unidos, [104]). En caso de que la muestra deba analizarse en el FEG-SEM, la muestra debe engastarse en baquelita conductora.



Figura 3.14: Engastadora Buehler Simplimet 2000.

Seguidamente, se procederá a utilizar la lijadora Metaserv 250 (Figura 3.15, Buehler, Illinois, Estados Unidos, [104]) con dos lijas finas, primero una p800 y después una p2500. Para obtener unas muestras con efecto pulido espejo, se deben pulir las muestras utilizando la pulidora Labopol-5 (Figura 3.15, Struers, Ballerup, Dinamarca, [105]) con pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$  y 1  $\mu\text{m}$ .



Figura 3.15: Lijadora Metaserv 250 (Izq.) y pulidora Labopol-5 (Dch.).

Para el análisis de la microestructura de las muestras de aluminio, éstas se atacarán con un agente químico específico. Para ello, se utilizará el ataque denominado Keller (95 ml  $\text{H}_2\text{O}$  + 2,5 ml  $\text{HNO}_3$  + 1,5 ml  $\text{HCl}$  + 1 ml  $\text{HF}$ ) durante un máximo de 20 segundos, para después limpiarlas con agua y jabón.

## 6.2 Caracterización microscópica

Para el análisis de la morfología, geometría y dimensiones de las paredes y detalles de las piezas fabricadas por WAAM, se propone utilizar la lupa Leica DVM6 (Leica Microsystems S.L.U., Wetzlar, Alemania, [106]) que cuenta con una mesa motorizada para realizar montajes automáticos, mientras que para el análisis de porosidad, tamaño de grano y microestructura se propone utilizar el microscopio óptico Olympus GX51 (Olympus Corporation, Tokyo, Japón, [107]) como se puede ver en la Figura 3.16.



Figura 3.16: Lupa Leica CVM6 (Izq.) y microscopio óptico Olympus GX51 (Dch.).

Finalmente, para el análisis microestructural en detalle, composición química y fases presentes, se ha optado por utilizar un microscopio de barrido de emisión de campo (FEG-SEM) Ultra Gemini-II de Carl Zeiss SMT (Carl Zeiss SMT GmbH, Oberkochen, Alemania, [108]) equipado con una columna Gemini, un sistema de espectroscopia de rayos-x por energía dispersiva (EDX) y un sistema de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) de OXFORD INCA Synergy4 (OXFORD Instruments, Abingdon, Oxfordshire, Inglaterra, [109]).

La microscopía electrónica de barrido (SEM) es una técnica de caracterización avanzada que utiliza un haz de electrones para obtener una imagen de alta resolución de la superficie de la muestra. Se caracteriza por tener una gran profundidad de campo, por lo que permite enfocar simultáneamente una amplia zona de la muestra. Debido a que utiliza un haz de electrones para obtener la imagen, es necesario que la muestra sea conductora y que esté engastada en baquelita conductora, de lo contrario, la imagen obtenida no presenta la resolución necesaria.



Figura 3.17: Microscopio de barrido de emisión de campo (FEG-SEM) Ultra Gemini-II.

El SEM propuesto dispone de diferentes detectores, entre los que destacan el detector secundario (SE), el de retrodispersados (BSE), el de rayos-x de energía dispersa (EDX) o el de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) que posibilitan la adquisición de datos complementarios. El detector SE, se utiliza habitualmente a modo de imagen básica para obtener la microestructura de la muestra. El detector BSE por otro lado, se instala directamente sobre la muestra donde se interceptan los electrones primarios desviados. Dichos electrones también se utilizan con el detector EBSD, el cual analiza los BSE que sufren una difracción coherente por la interacción con los cristales de la muestra y que se emiten con una distribución angular especial. Finalmente, el detector EDX, cuenta los rayos-x que han sido emitidos en todas las direcciones en base a su energía, para obtener un análisis químico puntual, a lo largo de una línea o en un área. Los resultados de cada detector son estudiados por el software Aztec (OXFORD Instruments, Abingdon, Oxfordshire, Inglaterra, [109]).

### 6.3 Tratamiento térmico y ensayo de propiedades mecánicas

Finalmente, para el estudio de las propiedades mecánicas, en la metodología, se propone el uso de diversos equipos para aplicar tratamientos térmicos y realizar posteriormente los ensayos de tracción y evaluación de dureza. En el caso de analizar aleaciones tratables térmicamente, se emplean dos hornos diferentes (Figura 3.18): un horno Hobersal (Forns Hobersal S. L., Barcelona, España, [110]) con una temperatura máxima de

1300 °C, pero que no es estable a bajas temperaturas y una estufa Binder (Binder GmbH, Tuttlingen, Alemania, [111]) con una temperatura de trabajo máxima de 300 °C. Para asegurar la temperatura del tratamiento térmico, se emplean termopares tipo K en cada una de las muestras, pegadas utilizando una unión por cortocircuito. La captación de los datos se realiza utilizando el programa MX 100 Standard.



Figura 3.18: Estufa Binder (Izq.) y horno Hobersal (Dch.) para tratamientos térmicos.

Una vez las piezas se encuentran tratadas térmicamente, se analiza la dureza utilizando el durómetro Vickers EMCO-TEST DuraScan 20 (Figura 3.19, EMCO-TEST Prüfmaschinen GmbH, Kuchl, Austria, [112]).



Figura 3.19: Durómetro Vickers EMCO-TEST Durascan20.

Para estudiar las propiedades mecánicas a tracción, se utiliza una máquina ZwickRoell Z100 (Figura 3.20, ZwickRoell GmbH & Co. KG, Ulm, Alemania, [113]) con su correspondiente software testXpert para el tratamiento de los resultados.





Figura 3.20: Equipo de ensayos mecánicos a tracción Zwick/Roell Z100.

## 7. Análisis y procedimientos de medida

Con las técnicas y equipos detallados anteriormente, resulta posible la caracterización del hilo, la evaluación de la porosidad generada, la revelación de la microestructura obtenida (fases, tamaños de grano) después del proceso de fabricación por WAAM, así como, la evaluación de la dureza y el comportamiento mecánico a tracción. Para ello, se plantea un estudio particular de la anisotropía en las propiedades mecánicas, esto es, la evaluación de la diferencia entre las propiedades obtenidas en la dirección de ensayo paralela a la deposición del material (dirección horizontal) y la paralela al desplazamiento entre capas o dirección de crecimiento de la pieza (dirección vertical). A continuación, se detallan los métodos empleados para realizar cada caracterización mencionada.

### 7.1 Caracterización de hilos de aporte

Dentro de la metodología, para comprobar el estado de los hilos de aporte, se opta por realizar una preparación metalográfica utilizando los distintos equipos y procesos especificados anteriormente. La caracterización es preciso llevarla a cabo en una zona del hilo

aleatoria, y en el análisis se estudia la calidad superficial, morfología y presencia de partículas en la superficie.

Para la preparación de la muestra, se corta un trozo de hilo con unas tenazas y se introduce la muestra en el microscopio electrónico de barrido (SEM) para su correspondiente inspección. La superficie del hilo, cuanto más lisa, mejor procesabilidad tendrá durante la soldadura y por lo tanto menos problemática de arrastre y embotamiento habrá. Al mismo tiempo, cuantas menos cavidades existan, menos partículas y óxidos se introducirán en la pieza fabricada. Por otro lado, la presencia de grietas y cavidades superficiales está asociada a una mayor porosidad en la soldadura de aluminio, debido a que partículas de óxido hidratados ocluidos en estos defectos pueden generar la formación de hidrógeno durante la soldadura al arco [54].

## **7.2 Composición química de hilos de aporte y material depositado por WAAM**

Para las aleaciones con nanopartículas de carburos de titanio, es preciso estudiar la composición química real y la composición química de una pieza fabricada mediante WAAM. Para ello, se ha recurrido a los laboratorios del centro tecnológico Azterlan-BRTA, que cuentan con un equipo de espectroscopía de emisión por plasma (ICP-OES) que es capaz de medir todos los elementos a excepción del carbono.

Los resultados de composición química se comparan con los límites reportados en el “2015 Registration Record Sheets for Wrought Alloys (TEAL Sheets)” por *The Aluminium Association* [114].

De esta manera, se puede comparar la composición química real con la indicada por el fabricante del hilo en el certificado de calidad del material, y se puede conocer si existe pérdida de elementos durante la fabricación por WAAM que pueda relacionarse con la generación de defectos como la porosidad.

## **7.3 Medida de porcentaje de porosidad**

Tal y como se ha indicado anteriormente, para el análisis de la porosidad, se ha diseñado un procedimiento específico extrayendo muestras transversales de las geometrías fabricadas por WAAM y analizando las muestras en un microscopio óptico. Para ello, se realizan tres fotografías a cada muestra a aumentos 5x de forma aleatoria: una en la zona baja o cercana al metal base, una en la zona central y otra en la zona superior o cercana a las últimas capas depositadas. En todos los casos, se barre la sección analizada de la muestra para detectar los poros más grandes.

Una vez obtenidas las imágenes, se utilizará el software ImageJ (Figura 3.21) para cuantificar la cantidad y distribución de tamaños de poros en cada muestra. Se desestiman todos los poros observados que sean menores de  $10 \mu\text{m}^2$  en área, debido a que por debajo de ese tamaño no es posible diferenciar entre si son generados durante el proceso de fabricación o durante el proceso de preparación metalográfica. De este programa, se extrae la cantidad de

poros de una imagen, el tamaño de cada uno de esos poros y el porcentaje en área que ocupan dichos poros. Una vez obtenidos estos resultados de las tres imágenes de la misma muestra, se calcula la media para conocer el porcentaje en área medio de porosidad en la muestra.

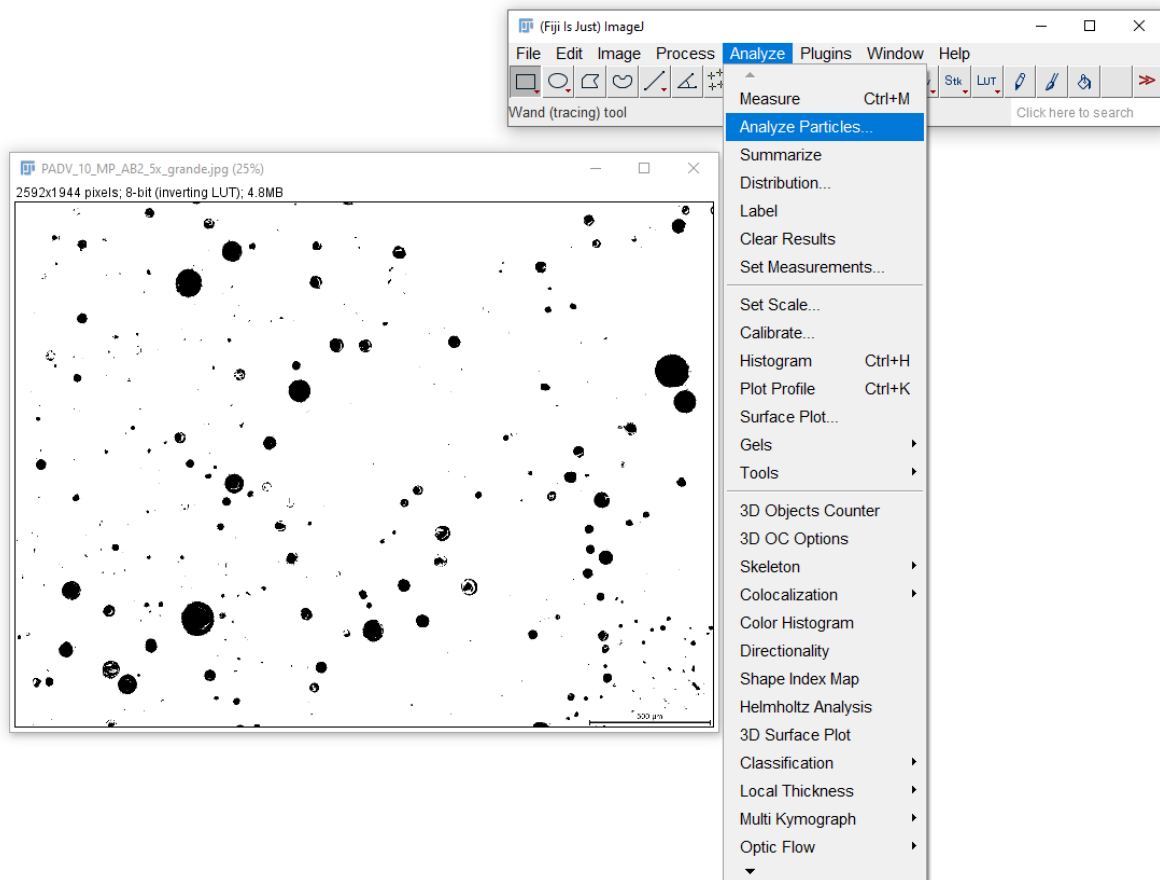


Figura 3.21: Software ImageJ utilizado en esta tesis para cuantificar la cantidad y tamaño de porosidad presente en la muestra.

## 7.4 Microestructura

Para el análisis de la microestructura, se realiza la preparación metalográfica descrita anteriormente. Primero se analiza la muestra en el microscopio óptico para conocer su morfología y distribución de granos, para después introducir la muestra en el SEM para su estudio de la composición por EDX.

En el estudio inicial del microscopio, se extraen micrografías en todos los aumentos para obtener una imagen global de distribución de tamaño de granos (son más pequeños en zonas concretas o es una distribución homogénea) y morfología de los mismos (columnares o equiaxiales).

A continuación, la espectroscopía de rayos-x por energía dispersa (EDX) es una técnica utilizada para el análisis semicuantitativo de la composición elemental de las muestras. Al colisionar el haz de electrones del SEM con la muestra, estos interactúan dando lugar a los rayos-x característicos. Estos, son registrados por el detector EDX para la medición de la

composición elemental de la muestra. Cada elemento posee un espectro de emisión de rayos-x característicos, y en base a ello se puede diferenciar y medir su concentración en la muestra.

Como se ha descrito anteriormente, para el tratamiento de los datos adquiridos por los detectores, se utiliza el programa Aztec de Oxford (OXFORD Instruments, Abingdon, Oxfordshire, Inglaterra, [109]), y las imágenes han sido tomadas con un voltaje de 15 kV y una distancia de trabajo de 8 mm.

## 7.5 Medida del tamaño de grano

En el estudio del tamaño de grano, se plantea utilizar la norma ASTM E112 -13 para lo cual se han extraído 10 micrografías por cada muestra atacada a analizar a unos aumentos de 20x para las muestras sin nanopartículas y a 100x para las muestras con nanopartículas, que presentaban un tamaño de grano menor.

Una vez obtenidas las micrografías, se superpone una plantilla cuadrícula con 25 cuadrados (5 columnas y 5 filas). Se ha calibrado la imagen, sabiendo la longitud de cada línea de la plantilla cuadrícula y el tamaño de la barra de escala (Figura 3.22).

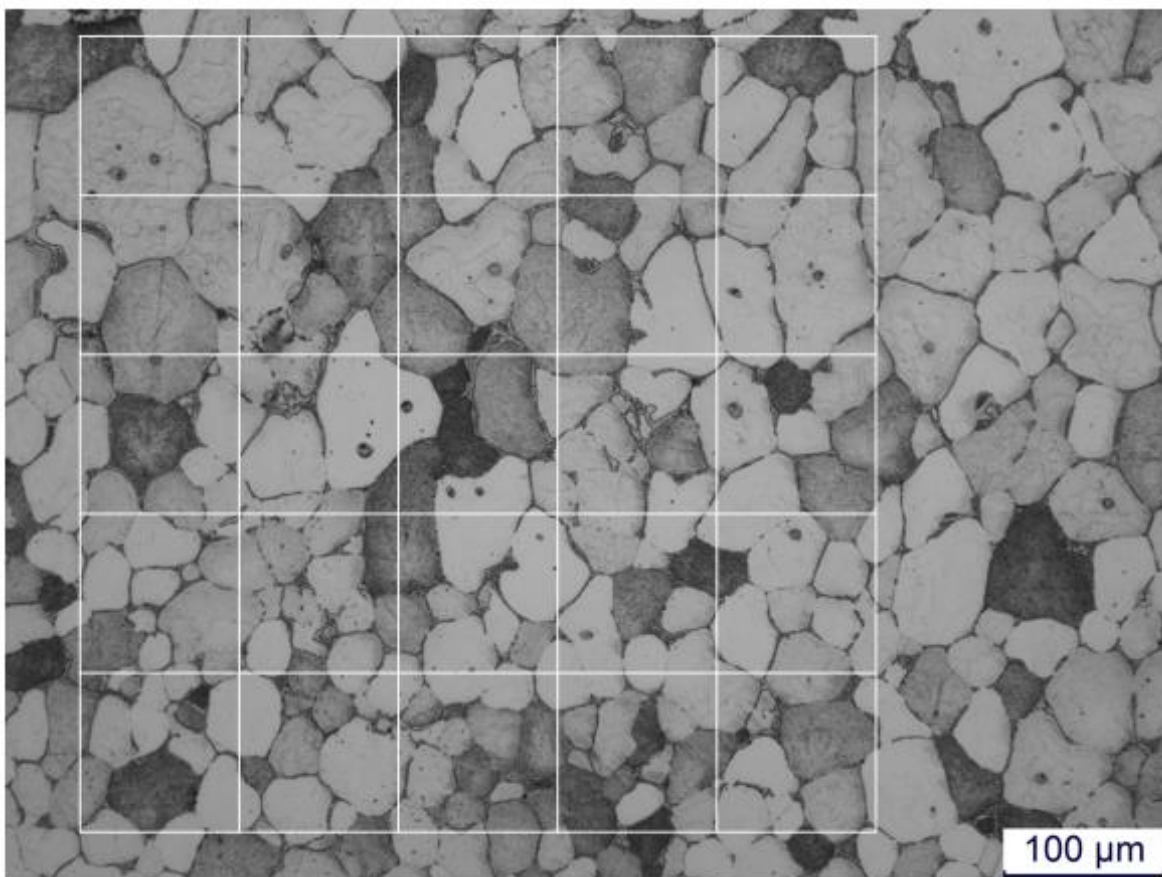


Figura 3.22: Ejemplo de plantilla cuadrícula superpuesta a micrografía obtenida a 100x por microscopio óptico para analizar el tamaño de grano.

Dicha plantilla se coloca con el objetivo de contar la cantidad de intersecciones que existen entre los bordes de grano y las líneas dibujadas por cada línea horizontal y vertical. A

continuación, se calcula la media de valor de intersecciones  $l$  horizontal ( $l_h$ ) y vertical ( $l_v$ ), y para ello se utiliza la siguiente ecuación (3.2):

$$l = \frac{L/M}{N_i} \quad (3.2)$$

Donde,

$N_i$  = la media del número de intersecciones en horizontal o vertical.

$L$  = la longitud de la línea dibujada. Igual en ambas direcciones en este caso.

$M$  = la magnificación de la imagen, en caso de que se introduzca la  $L$  calibrada en la formula utilizando la escala, este valor será 1.

Una vez se tiene el valor de intersecciones, se utiliza la “*Tabla 4: Cálculo de relación de tamaño de grano para granos uniformes, aleatoriamente orientados, equiaxiales*” presente en la norma ASTM E112-13 para calcular la media del área de tamaño de grano y su diámetro equivalente. El cálculo de los tamaños de grano de cada muestra y aleación analizadas se encuentra en el Apéndice A: Cálculo del tamaño de grano.

## 7.6 Dureza

El estudio de la dureza de las muestras realiza utilizando el equipo EMCO-TEST Durascan 20 (EMCO-TEST Prüfmaschinen GmbH, Kuchl, Austria, [112]). Antes de poder realizar las mediciones de dureza, la muestra debe pasar la preparación metalográfica, hasta obtener un pulido espejo y una superficie plana paralela a la mesa de trabajo.

Dentro de la metodología, se plantea realizar cinco medidas en cada zona de la muestra a diferentes alturas o capas desde el sustrato: zona inferior o cercana al metal base dejando un espacio de 50 mm desde el metal base, zona central y zona superior llegando a medir hasta la última capa depositada, por lo que en total se obtienen 15 medidas de dureza. La distancia entre indentaciones se fija en 5 mm, dejando seis veces el diámetro de la indentación entre puntos para evitar el efecto de que la propia medición de dureza afecte a la siguiente medición. Dichas medidas se realizan con un HV0,5 y una fuerza de 0,5 kgf (4,9 N). Una vez obtenidos los resultados, se calcula la media de cada muestra y con ese valor se comparan las muestras. Todos los resultados pueden encontrarse en el Apéndice B: Resultados de microdureza.

## 7.7 Tracción

De cada fabricación se han extraído tres probetas horizontales en la dirección XZ (transversal a la dirección de crecimiento de la fabricación) y tres probetas verticales en la dirección XZ (paralela a la dirección de crecimiento de la fabricación). Dichas probetas se han extraído acorde a la norma ASTM E8M, evitando los bordes de las piezas. Las dimensiones de las probetas pueden verse en la Figura 3.23.

Las probetas han sido extraídas mediante corte de electroerosión por hilo y después la zona calibrada se ha mecanizado para eliminar la superficie oxidada que deja el proceso de

extracción. Además, se ha medido la anisotropía obtenida utilizando los resultados de ambas direcciones estudiadas y aplicando la siguiente fórmula (3.3):

$$\text{Anisotropía} = \frac{x_{max} - x_{min}}{x_{min}} \times 100 \quad (3.3)$$

Donde,

$x_{max}$  = el mayor de los dos valores a comparar

$x_{min}$  = el menor de los dos valores a comparar

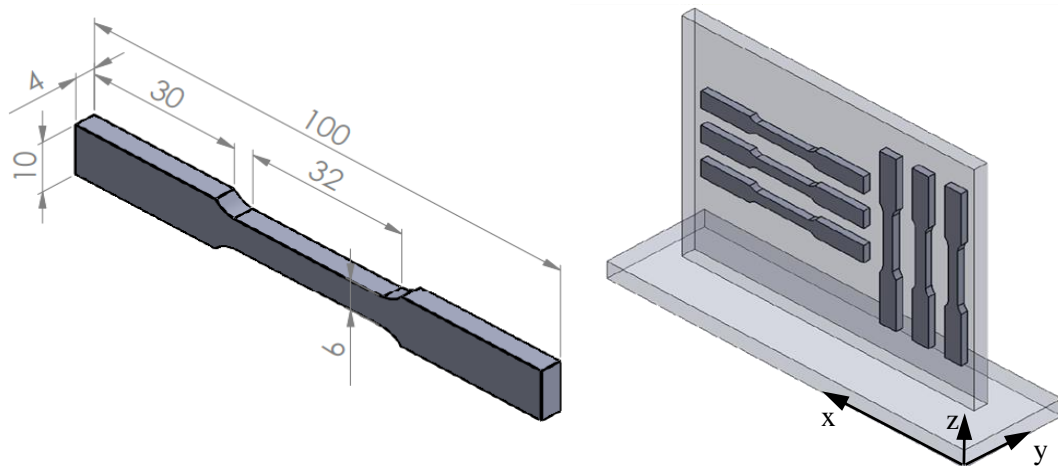


Figura 3.23: Dimensiones de las probetas de tracción de acuerdo con la norma ASTM E8M (izq.) y dirección de análisis (dch.).

## 8. Contribuciones del capítulo

En este trabajo, se propone utilizar una metodología con la cual se llega a relacionar parámetros de fabricación y estrategias con los defectos y microestructuras que se generan. De esta forma, comprender el comportamiento de la fabricación aditiva de aleaciones de aluminio de alta resistencia y obtener condiciones de fabricación con las que se asegure una baja porosidad y propiedades mecánicas isotrópicas y similares o superiores a las obtenidas mediante la fabricación convencional (Figura 3.24).

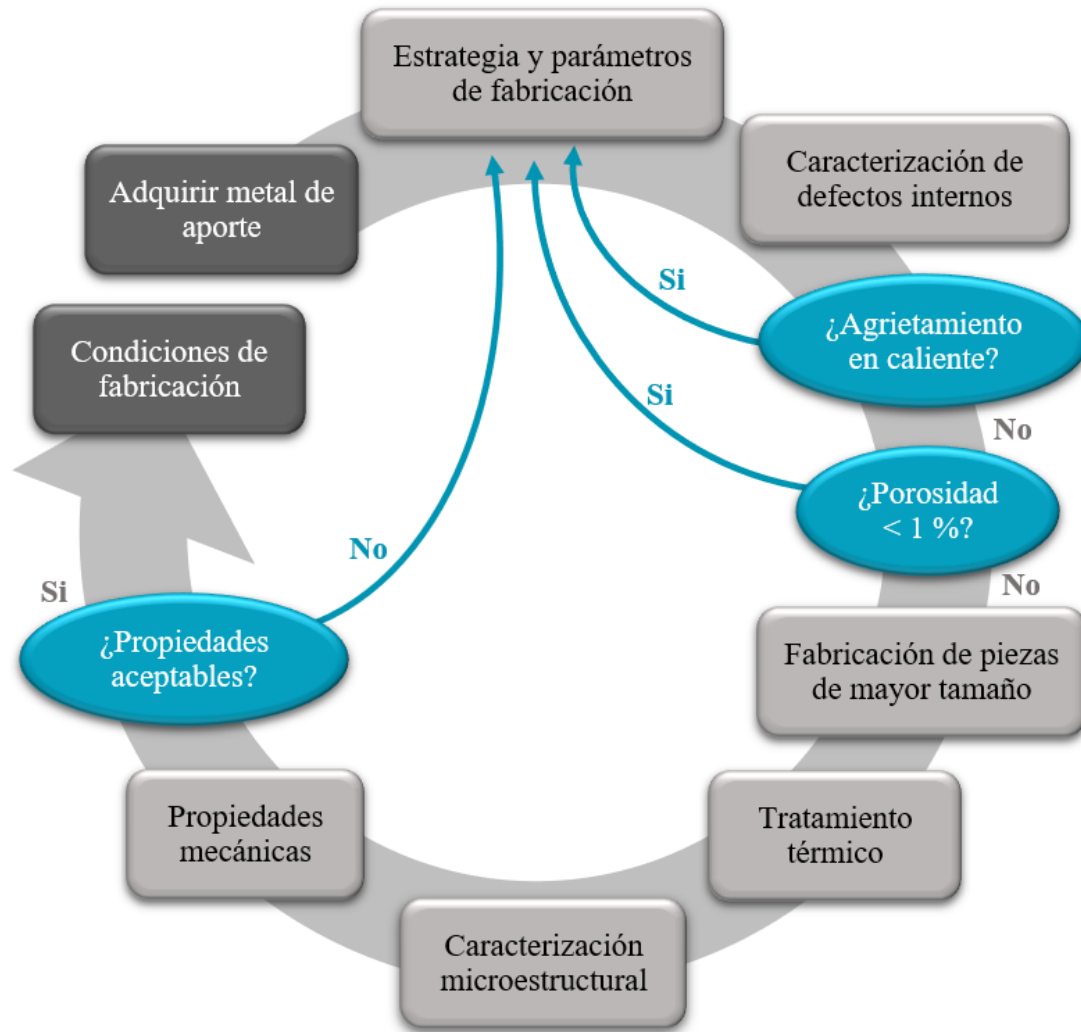


Figura 3.24: Metodología aplicada en esta tesis con todas las aleaciones estudiadas.

Esta metodología destaca la necesidad de no encontrar agrietamiento en caliente en las muestras y que la porosidad se encuentre por debajo del 1 % para poder avanzar a estudiar las propiedades mecánicas.

A lo largo de este capítulo se ha desarrollado la metodología que se ha empleado en el estudio del proceso WAAM con las diferentes aleaciones de aluminio. Se han descrito los materiales de aporte y materiales base empleados, además de los equipos y parámetros de fabricación y las distintas estrategias de deposición y tratamientos térmicos aplicadas. Finalmente, como parte de la metodología desarrollada, se han descrito los análisis y procedimientos llevados a cabo para caracterizar la superficie de los metales de aporte, composición química, porcentaje de porosidad, microestructura, tamaño de grano, y propiedades mecánicas mediante la evaluación de la dureza y la resistencia a la tracción, así como, los métodos empleados para llevar a cabo estos análisis.





## **CAPÍTULO IV: Estudio de los parámetros de fabricación en aleaciones de aluminio de media y alta resistencia**



## **RESUMEN**

En el siguiente capítulo, se describen los resultados del trabajo de investigación realizado para optimizar el proceso de fabricación por WAAM de las aleaciones de aluminio comerciales y experimentales seleccionadas y estudiar su comportamiento y propiedades mecánicas. Dichos resultados se estructuran por cada tipo de aleación en formato de hilo estudiada. En todos los casos se ha seguido la metodología propuesta en el anterior capítulo, que comienza por el estudio de la caracterización del material de aporte en forma de hilo, continúa con las condiciones de fabricación por WAAM (parámetros eléctricos, estrategia de deposición, condiciones de protección, etc.) teniendo en cuenta su influencia en la porosidad, caracterización del tamaño de grano y microestructura obtenidas y finalmente se completa con la determinación de las propiedades mecánicas obtenidas tras distintos tratamientos térmicos. A continuación, se expone el análisis de los resultados comparando los resultados obtenidos entre todas las aleaciones. Finalmente, se describe la relación de aprendizaje que se ha aplicado entre las distintas aleaciones y la innovación que aportan los resultados y conclusiones a la comunidad científica.



## 1. Aleación Al-Mg (ER5356)

### 1.1 Caracterización del material de aporte

Para el estudio de aleaciones Al-Mg, se ha optado por trabajar con la aleación ER5356, por ser una de las más representativas y extendidas. En el caso del hilo empleado, la superficie analizada mediante el microscopio SEM muestra que la superficie (Figura 4.1) es lisa y regular. El hecho de que la superficie no tenga imperfecciones como grietas, huecos o ranuras, contribuye a la estabilidad del arco al mejorar el contacto eléctrico de la punta de contacto con el hilo y reduce la probabilidad de que, durante la fabricación, los óxidos y otro tipo de impurezas puedan quedarse atrapadas, o que se genere hidrógeno y porosidad en las piezas finales debido a la descomposición de los óxidos hidratados al generarse el arco eléctrico.

La superficie del material de aporte tiene una pequeña presencia de partículas aleatorias de un tamaño por debajo de 10 micras que se componen de impurezas típicas presentes en las aleaciones de aluminio (como hierro, carbono o calcio). La composición de estas partículas puede verse en la siguiente Figura 4.2, donde también se aprecia que la matriz del material se compone principalmente de aluminio y magnesio, uniformemente disueltos.

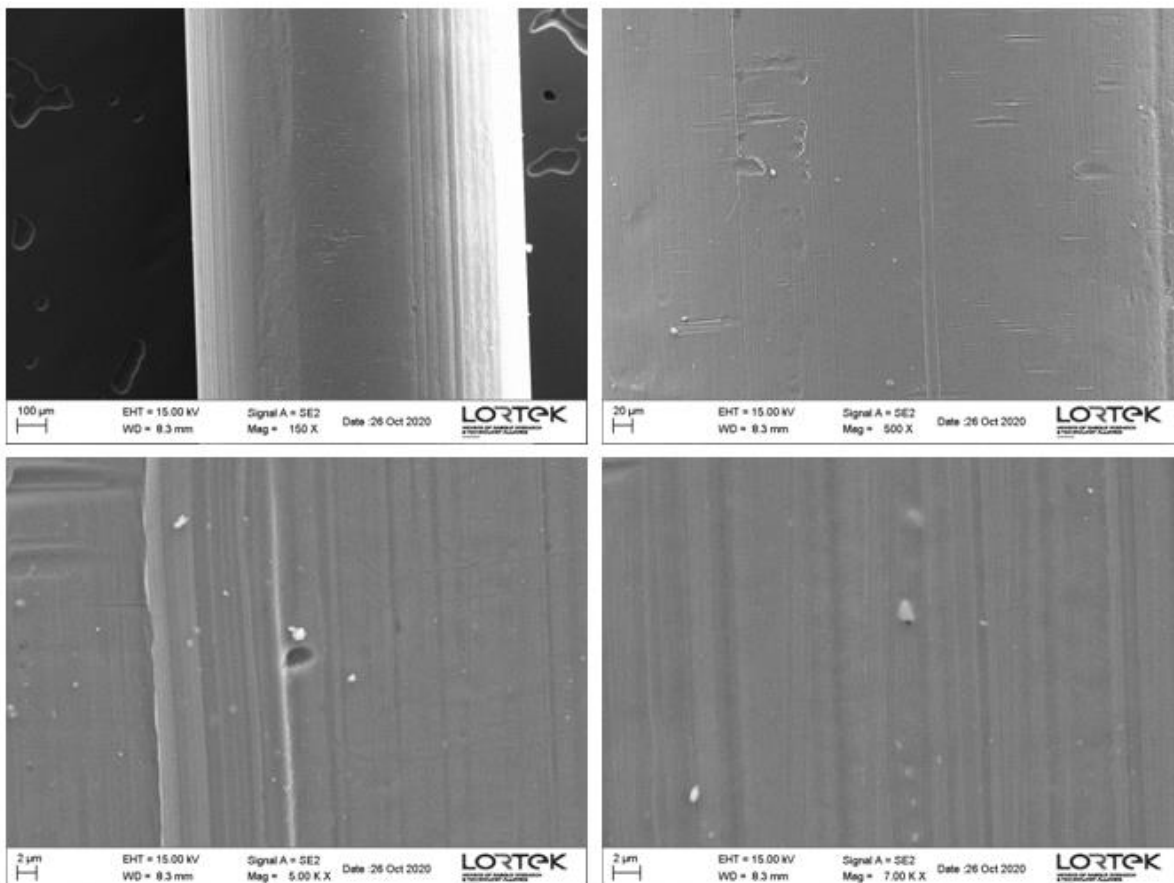


Figura 4.1: Micrografías tomadas en el FEG-SEM del material de aporte ER5356.

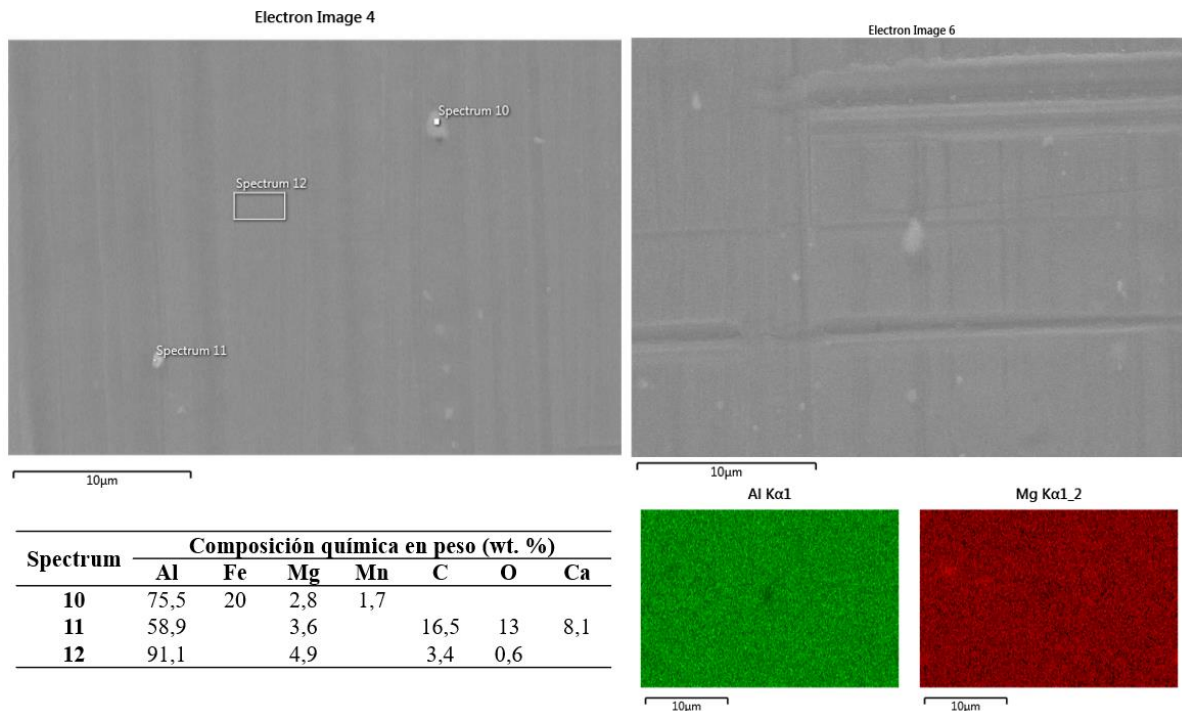


Figura 4.2: Micrografías tomadas en el FEG-SEM del material de aporte ER5356 para la composición de la matriz y las partículas aleatorias presentes.

## 1.2 Condiciones de fabricación por WAAM

La tecnología estudiada para esta aleación ha sido CMT, ya que, gracias a la transferencia del metal de aporte mediante un proceso asistido mecánicamente, reduce el aporte térmico en comparación a otras tecnologías de soldadura al arco y, por tanto, reduce la generación y acumulación de calor durante la deposición multicapa del proceso, lo que posibilita el crecimiento estable con un espesor de pared y altura de capa constantes y reduce los tiempos de espera entre pasada.

### 1.2.1 Condiciones de fabricación para cordones unitarios

Para comenzar con la búsqueda de parámetros de soldadura con los cuales fabricar piezas capa a capa, se ha analizado la influencia del tipo de gas de protección y su caudal en las dimensiones del cordón de la pasada inicial. Para ello, se han realizado pruebas de deposición de un cordón unitario sobre sustratos de AA6082-T6 de 10 mm de espesor. En todas las pruebas se ha utilizado una intensidad de 130 A y una velocidad de alimentación de hilo de 8,3 m/min y velocidad de avance de 0,6 m/min, parámetros cercanos a los empleados por los diferentes estudios realizados con esta aleación en la bibliografía ([42], [37], [115], [38]), y estrategias de deposición hatching (H) y circling (C). Esta intensidad es necesaria en la primera capa para asegurar un buen mojado y fusión entre el material depositado y el metal base. Para el movimiento circling, se han especificado la amplitud ( $A_m$ ) y frecuencia ( $F$ ), que se han mantenido en 2 mm y 3 Hz durante todo el estudio de este material.

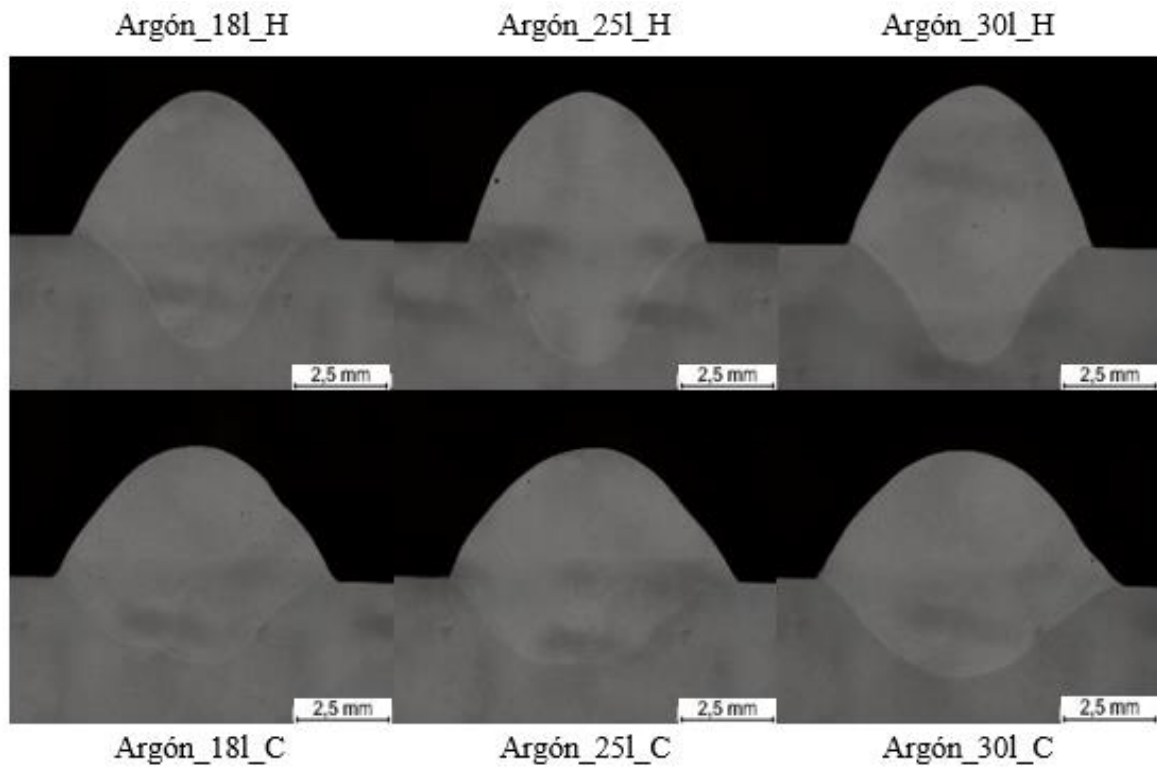


Figura 4.3: Secciones transversales de cordones de soldadura con tecnología CMT, dos estrategias de deposición diferentes (H=hatching y C=circling) y Argón como gras de protección en diferentes caudales.

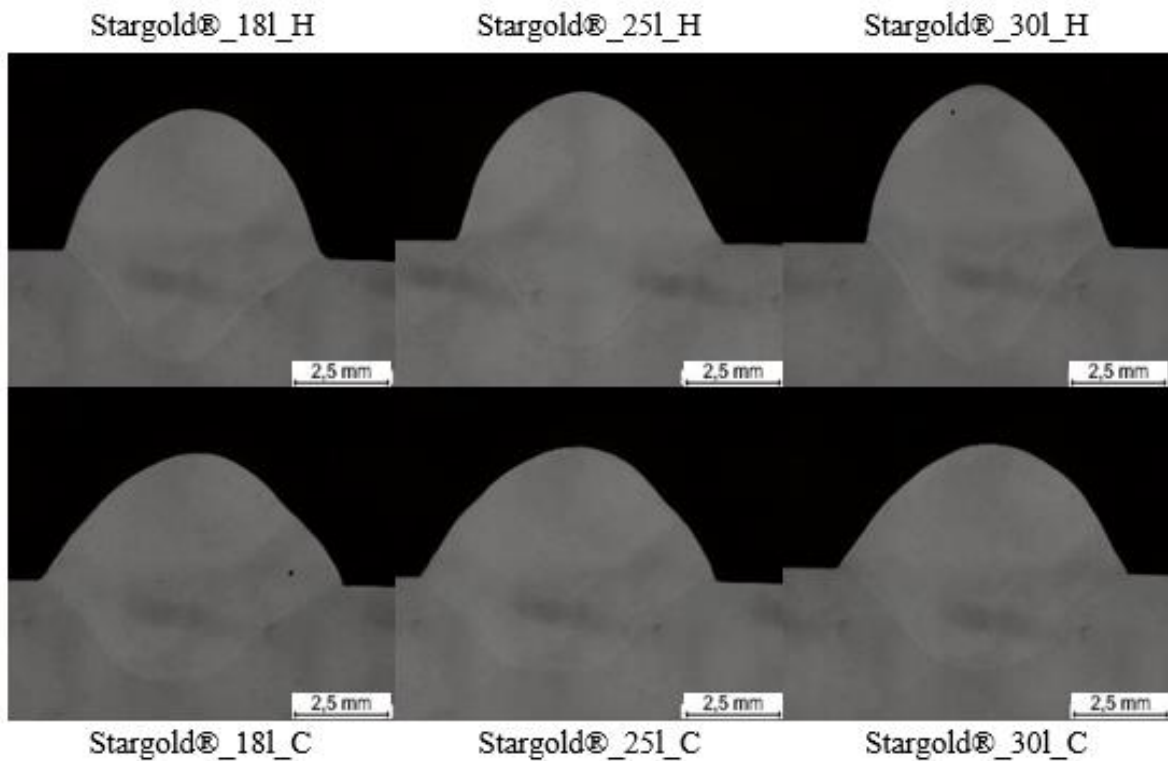


Figura 4.4: Secciones transversales de cordones de soldadura con tecnología CMT, dos estrategias de deposición diferentes (H=hatching y C=circling) y Stargold® como gras de protección en diferentes caudales.

En las Figura 4.3 y Figura 4.4 pueden observarse las macrografías de los cordones depositados empleando argón y Stargold® como gas de protección. Las macrografías, muestran unos cordones libres de porosidad, a excepción de algún poro aislado no mayor de 100  $\mu\text{m}$  en diámetro. Sin embargo, no se aprecia influencia del tipo de gas de protección o caudal en cuanto a porosidad se refiere.

Por otro lado, se han medido las dimensiones de los cordones depositados (altura, anchura y penetración) con el objetivo de analizar si, a pesar de que el tipo de gas no afecta a la porosidad, afecta en cambio a la forma del cordón. Dichas medidas se han tomado como se indica en la siguiente Figura 4.5:

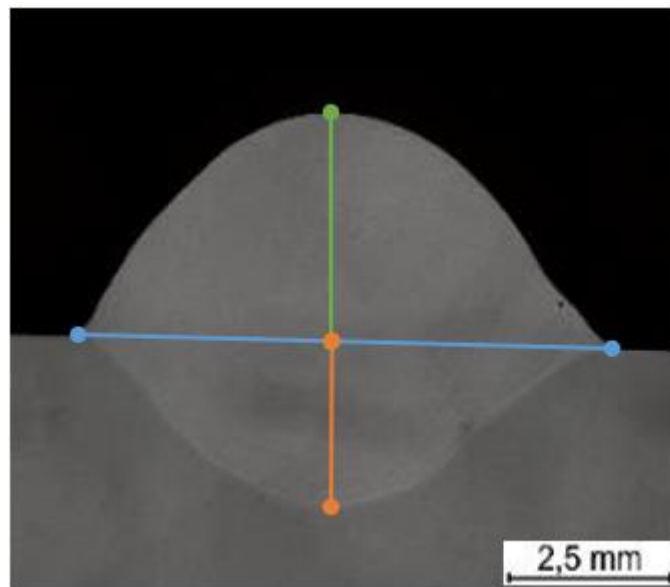


Figura 4.5: Metodología de medida de las dimensiones de los cordones depositados (verde = altura, azul = anchura y naranja = penetración).

Puede apreciarse en la Figura 4.6, que el gas de protección no es el factor clave influyente, sino la estrategia de deposición. En las soldaduras realizadas con hatching se obtienen unos cordones notablemente más estrechos (entre 6,5 y 7,5 mm) y altos (entre 4 y 3,5 mm) con mayor penetración (entre 3,9 y 2,5 mm), mientras que los depositados empleando la estrategia circling, debido a que tiene un movimiento de oscilación lateral y reparte de forma más uniforme el material, obtiene unos cordones más anchos (entre 8,3 y 7,8 mm), bajos (entre 3,2 y 3,3 mm) y con menor penetración (entre 2 y 2,4 mm).



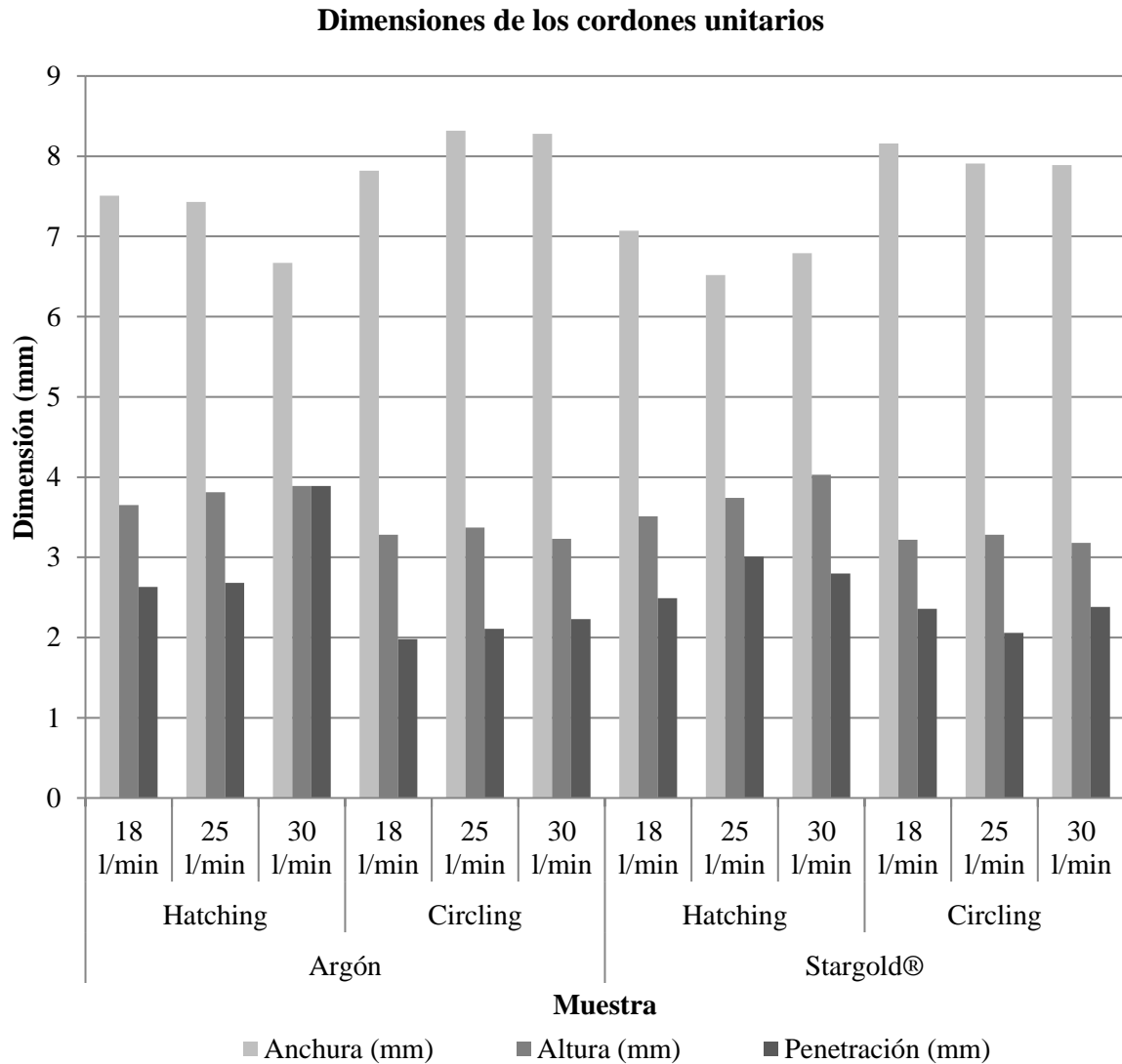


Figura 4.6: Dimensiones de los cordones unitarios fabricados con el metal de aporte ER5356.

En la tecnología WAAM, no se estudia la dilución como en los procesos en los que el material base tiene implicación cercana en el producto final (como el láser cladding), ya que, en la fabricación aditiva por arco e hilo, donde las piezas que se fabrican tienen más capas depositadas en altura, la composición química del material base no es influyente a partir de la tercera capa y este no siempre forma parte del producto final. Asimismo, antes de realizar las soldaduras, se ha asegurado una compatibilidad química entre las dos aleaciones a combinar.

### 1.2.2 Condiciones de fabricación para piezas multi-capa

Para el estudio de las piezas multi-capa solapando en altura cordones, los parámetros de soldadura utilizados han sido los mostrados en la siguiente Tabla 4.1. Como se puede ver, se ha reducido el amperaje y la velocidad de alimentación de hilo empleados en comparación con las empleadas para cordones unitarios. Esto es debido a la inestabilidad de fabricación cuando se crece en altura, debido a que hay demasiado calor y la pared no crece regularmente (Figura 4.7).

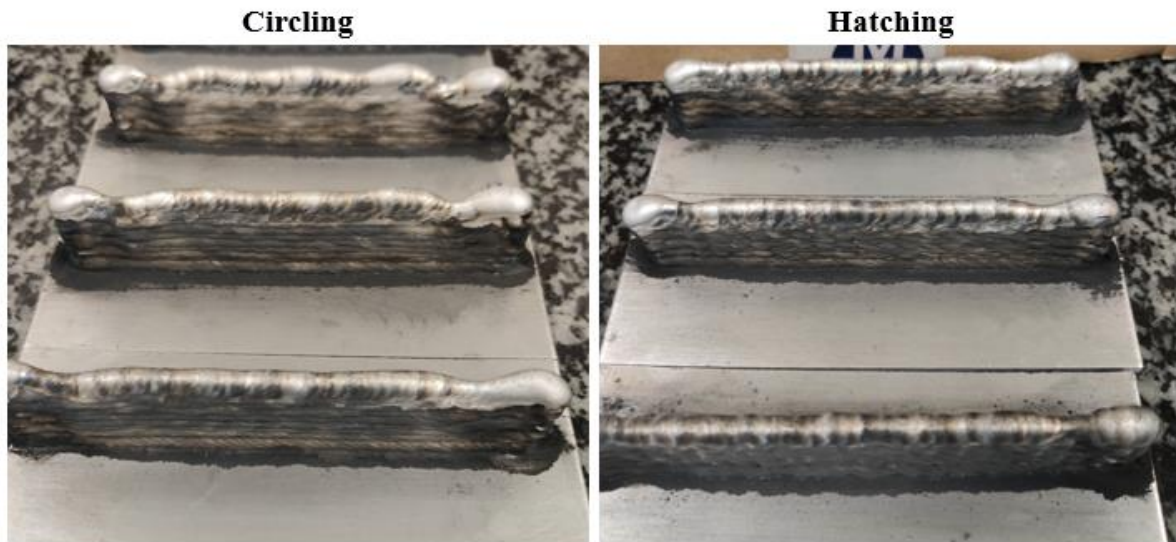


Figura 4.7: Estudio de los parámetros de fabricación con estrategia de deposición hatching y circling y el metal de aporte ER5356. De arriba abajo con ambas estrategias: 130 A, 85 A y 77 A (los parámetros de WFS y tensión son sinérgicos).

En este estudio, se ha analizado la influencia que tiene el tipo de gas de protección y el caudal en el resultado porcentaje en área de porosidad, empleando los gases argón Q1 y Stargold® con caudales 18, 25 y 30 l/min al igual que se ha hecho con el estudio de cordones unitarios.

Tabla 4.1: Parámetros de fabricación empleados con el metal de aporte ER5356.

| Nombre  | Parámetro | Unidad |
|---|-----------|--------|
| Corriente   | 77        | A      |
| Tensión   | 11,7      | V      |
| Velocidad de alimentación de hilo (WFS)                           | 5,2       | m/min  |
| Velocidad de avance (TS)  | 0,6       | m/min  |
| Tiempo de espera entre capas                                      | 90        | s      |
| Desplazamiento de crecimiento                                     | 2         | mm     |
| Diámetro de tobera  | 18        | mm     |
| Distancia de la punta de la tobera a la base de deposición (NTWD) | 12        | mm     |
| Amplitud del movimiento Circling (Am)                             | 2         | mm     |
| Frecuencia del movimiento Circling (F)                            | 3         | Hz     |

Asimismo, para evitar el defecto *necking* se ha realizado una reducción secuencial de los parámetros de fabricación durante las primeras capas de deposición con la estrategia hatching, mientras que circling únicamente necesita un mayor aporte de calor en la primera capa para romper la capa de alumina y penetrar en el metal base. La reducción secuencial de parámetros se muestra en la siguiente Tabla 4.2:

Tabla 4.2: Parámetros utilizados durante las primeras capas de deposición con ambas estrategias de deposición para evitar el defecto *necking*.

| Nº de capa | Hatching  |     |         | Circling  |     |         |
|------------|-----------|-----|---------|-----------|-----|---------|
|            | Corriente | WFS | Tensión | Corriente | WFS | Tensión |
| Primera    | 130 A     | 8,3 | 14,8    | 130 A     | 8,3 | 14,8    |
| Segunda    | 95 A      | 6,6 | 13,1    | 77 A      | 5,2 | 11,7    |
| Tercera    | 85 A      | 5,8 | 11,9    | 77 A      | 5,2 | 11,7    |
| Siguientes | 77 A      | 5,2 | 11,7    | 77 A      | 5,2 | 11,7    |

Con esta combinación de parámetros de fabricación, se obtienen unos espesores de pared de 6 a 8 mm con la estrategia hatching y circling, respectivamente.

Como se puede apreciar en la siguiente Figura 4.8, con la estrategia de deposición hatching es necesario la reducción secuencial en las primeras cuatro capas como se ha propuesto en la Tabla 4.2, ya que si únicamente se aplica un mayor amperaje en la primera capa para obtener un buen mojado, aparece el efecto *necking*, mientras que con la estrategia de deposición circling, no es necesaria la reducción secuencial.

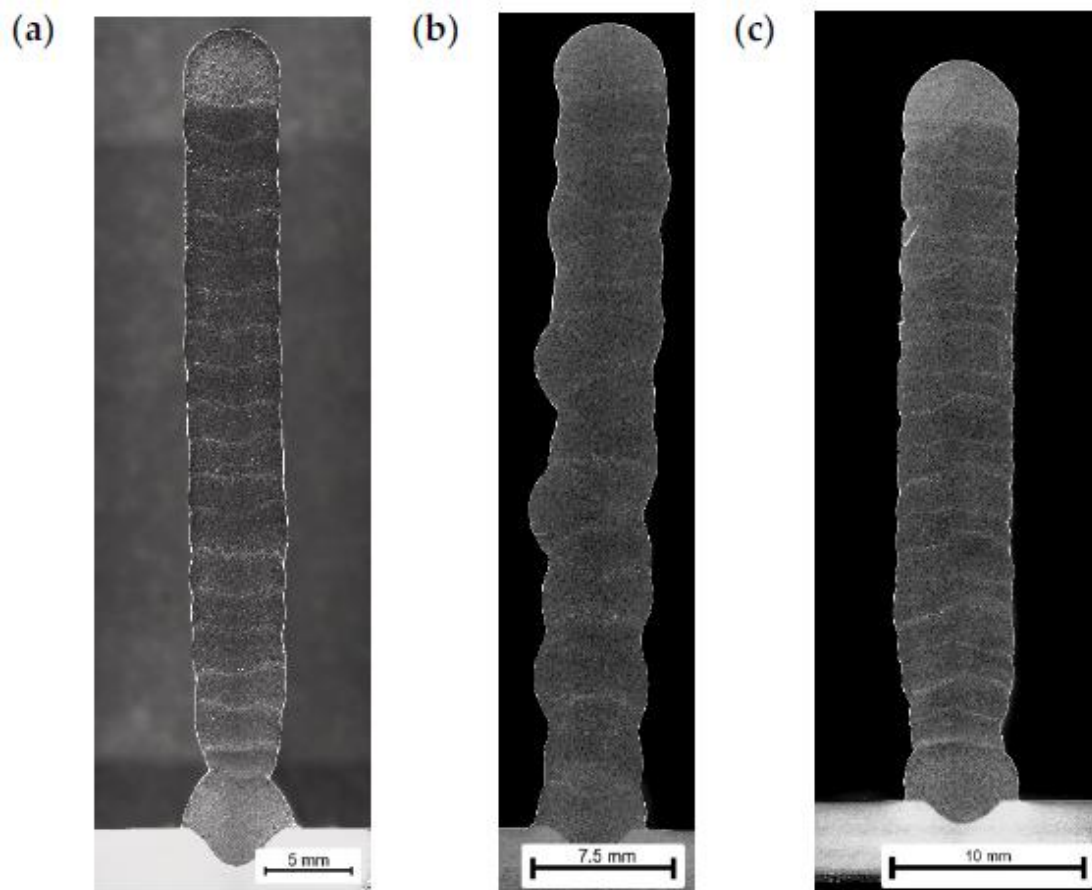


Figura 4.8: Corrección secuencial del defecto *necking* con (a) Argón Q1 y 18 l/min de caudal de gas con estrategia de deposición hatching y sin reducción secuencial de los parámetros eléctricos, (b) Argón Q1 y 18 l/min de caudal de gas con estrategia de deposición hatching y con reducción secuencial de los parámetros eléctricos y (c) Argón Q1 y 30 l/min de caudal de gas con estrategia de deposición circling.

El porcentaje en área de porosidad obtenido a partir de micrografías de las paredes WAAM multicapa depositadas con los dos tipos de gases de protección y caudales se muestran en la Tabla 4.3. Utilizando un caudal de gas de 18 l/min, mayor a 15 l/min como se reporta en muchos de los trabajos reportados en la bibliografía ([38], [43], [40]), se observa un gran incremento de la porosidad a diferencia de los resultados obtenidos con un caudal de 25 o 30 l/min.

Tabla 4.3: Porcentaje en área de porosidad (%) con diferentes parámetros de fabricación.

| Gas de protección | Estrategia de deposición | Caudal de gas de protección |          |          |
|-------------------|--------------------------|-----------------------------|----------|----------|
|                   |                          | 18 l/min                    | 25 l/min | 30 l/min |
| Argón             | Circling                 | 3,662                       | 0,162    | 0,056    |
|                   | Hatching                 | 2,918                       | 0,932    | 0,557    |
| Stargold®         | Circling                 | 1,101                       | 0,278    | 0,426    |
|                   | Hatching                 | 0,811                       | 0,224    | 0,121    |

En la mayoría de los casos, es evidente la reducción del porcentaje de porosidad cuando se aumenta el caudal de gas, a excepción de un caso: Stargold® con circling, en el cual la porosidad aumenta al incrementar el caudal de gas de 25 a 30 l/min. De todos modos, incluso en este caso, la reducción del porcentaje de porosidad en comparación con el caudal de gas de 18 l/min es muy elevada. El impacto es especialmente relevante en las condiciones de argón circling y Stargold® circling, que muestran los menores porcentajes de porosidad, por debajo de 0,06 % y 0,12 % respectivamente.

Otros autores, reportan un porcentaje de porosidad superior al obtenido en este estudio. B. F. Gomes et al. [43] emplea argón Q1 con un caudal de 15 l/min con el cual obtiene un 0,54 % de porosidad en área con la tecnología CMT, pero emplea una geometría de fabricación distinta en la que deposita el material de forma continua. Por otro lado, E. Aldalur et al. [37] el mismo gas de protección pero con 30 l/min obteniendo una porosidad de 0,13% en el mejor de los casos. Como se puede ver, el empleo de un caudal superior mejora la protección del baño, y en este estudio se ha conseguido superar los valores obtenidos por los demás autores.

La reducción de la porosidad al aumentar el caudal de gas se debe a la efectiva protección del baño de fusión. Con un bajo caudal, el baño de fusión no queda completamente protegido por lo que el líquido está en contacto con el ambiente y aumenta la porosidad. Sin embargo, empleando un mayor caudal con la misma tobera de 18 mm de diámetro, se consigue proteger toda la superficie del baño de fusión líquido, lo que evita la aparición de porosidad elevada.

A continuación (Figura 4.9), pueden observarse las micrografías tomadas con diferentes gases de protección, caudales y estrategias de deposición.

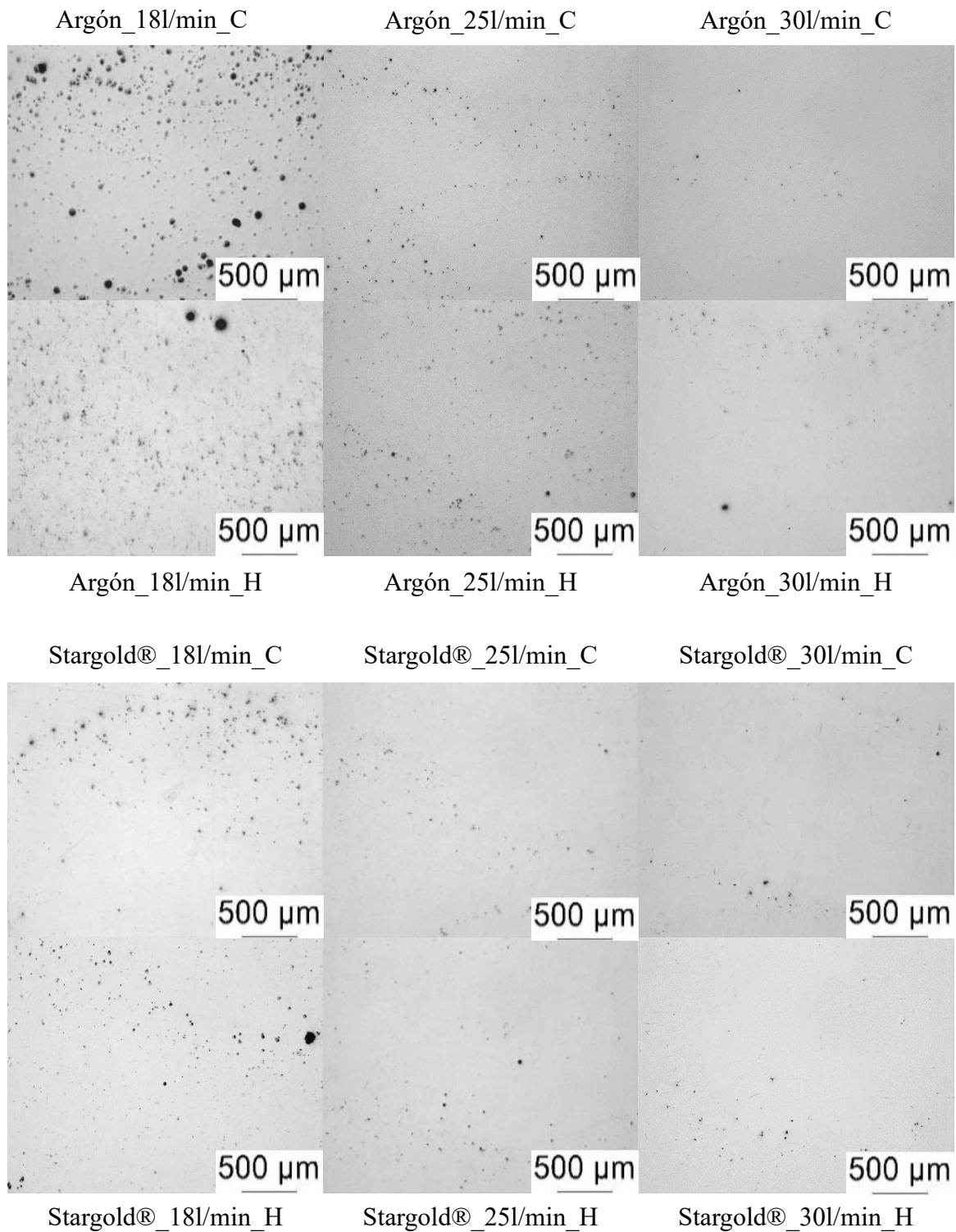


Figura 4.9: Micrografías de porosidad presente en las muestras fabricadas por WAAM con aporte ER5356.

En los casos de menor caudal de gas de protección (18 l/min), se observan (Figura 4.10) poros de gran tamaño con tendencia a alinearse en la zona entre capas con poros de menor tamaño, distribuidos aleatoriamente en la pieza, mientras que con caudales de 30 l/min solo se encuentran poros pequeños distribuidos aleatoriamente. Los poros alineados entre

capas están a una distancia aproximada de 2 mm en la dirección vertical que coincide con el desplazamiento en z empleado entre capas durante la fabricación por WAAM.

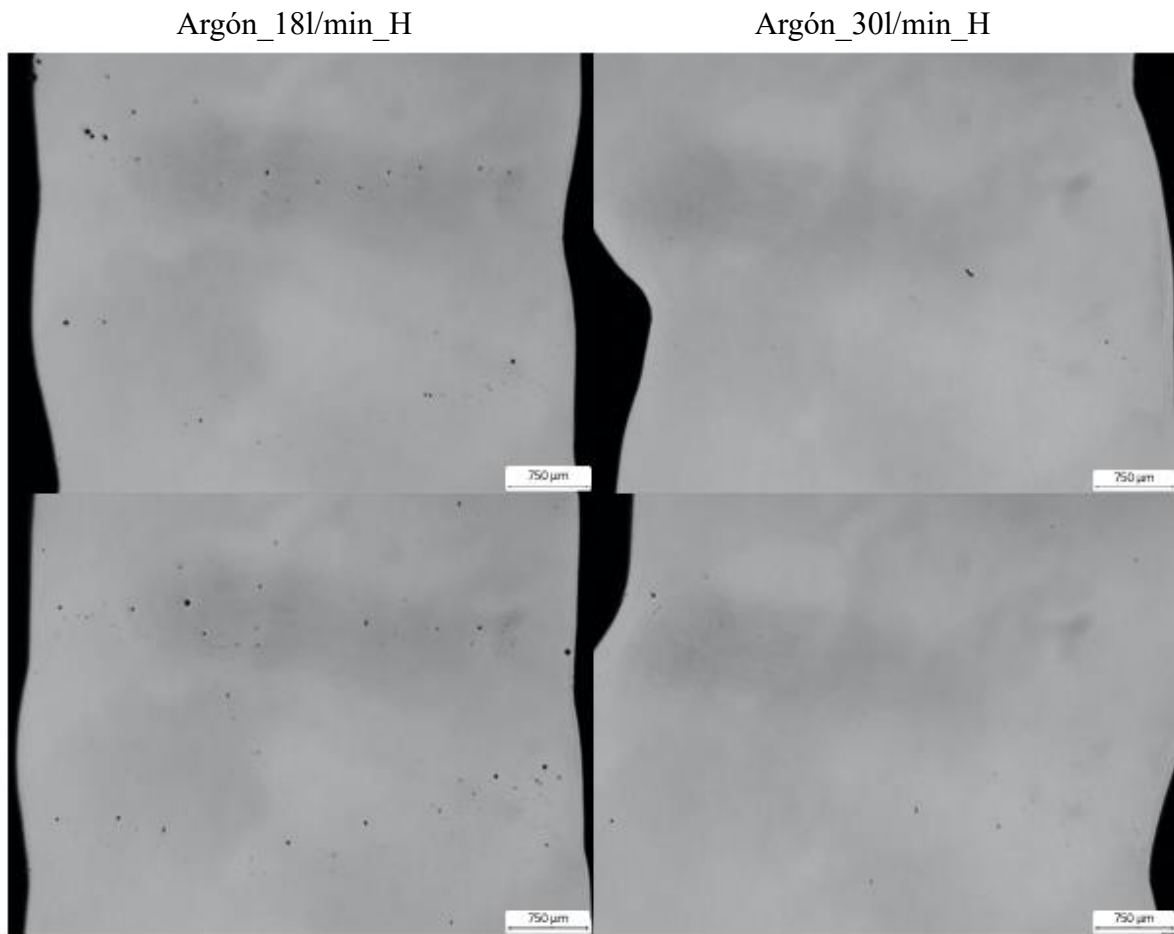


Figura 4.10: Porosidad alineada con baja protección de gas (18l/min) y alta protección de gas (30l/min).

Para entender mejor el fenómeno de la generación de porosidad y la influencia de las condiciones de fabricación, se recurre a analizar la temperatura del baño fundido en cada capa, midiéndola con un pirómetro durante la deposición tal y como se mostró en la Figura 3.3 en el CAPÍTULO III: Diseño de la metodología de análisis. Cabe destacar que las mediciones realizadas con el pirómetro y presentadas en este trabajo se emplean a modo de comparativa únicamente, debido a que el equipo no se encuentra calibrado. Además, se ha de tener en cuenta, que la antorcha no gira 90° cuando se añade una nueva capa, por lo que el pirómetro apunta detrás del arco cuando se fabrican las capas impares, y apunta delante del arco cuando se fabrican las pares.

En la Figura 4.11, puede apreciarse que en las capas pares se registra una mayor temperatura que en las capas impares, donde el pirómetro va por delante del arco. Dicha temperatura se mide cada milisegundo (100 Hz) mientras el arco está encendido. En la gráfica

se han dibujado las temperaturas medias de cada capa descartando un segundo del inicio y final de cada cordón depositado.

En este análisis, se observa que la estrategia de deposición circling lleva a una mayor acumulación de calor y un incremento de la temperatura media del baño de fusión en comparación con la estrategia hatching. Por otro lado, en base a las temperaturas determinadas para el Argón se puede concluir que con este gas aumenta todavía más la temperatura del baño de fusión a medida que aumenta el número de capas que en los casos equivalentes con Stargold®.

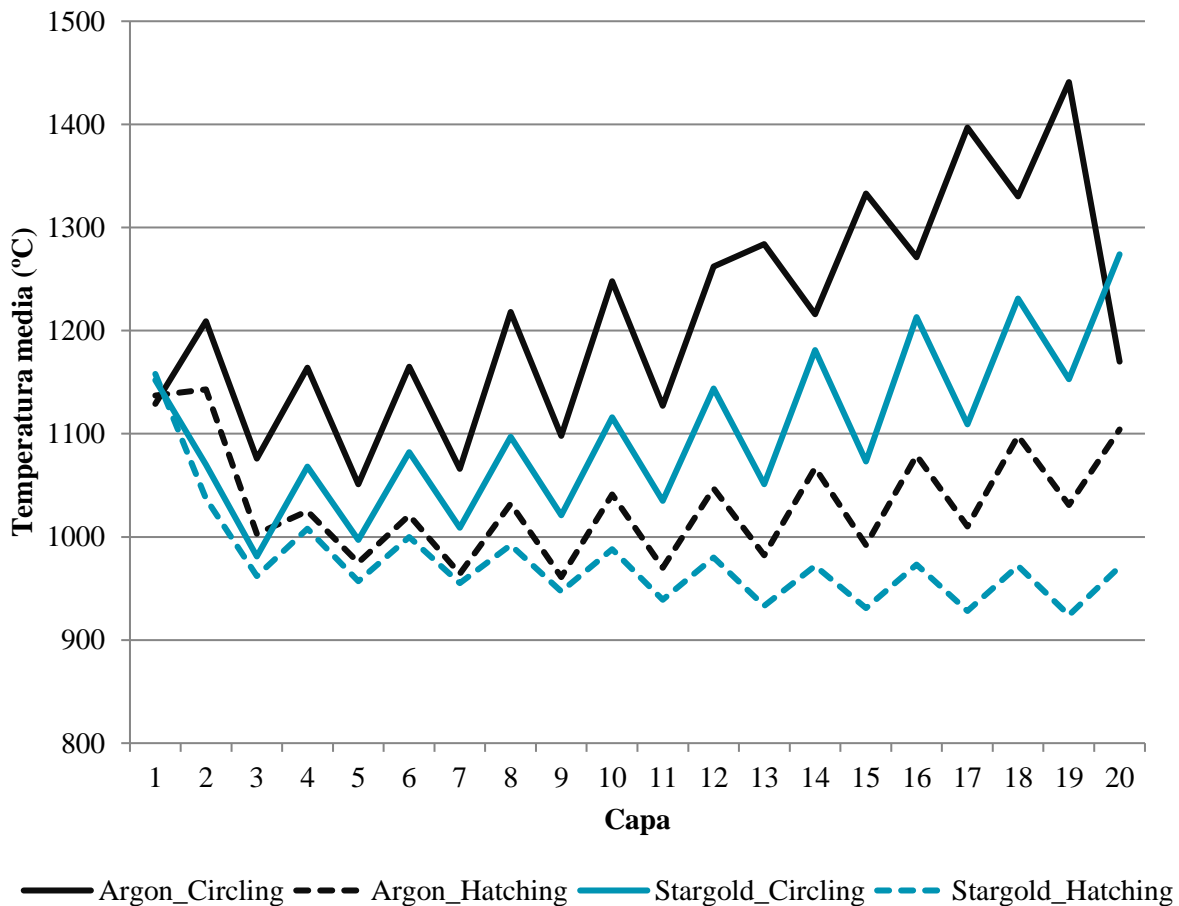


Figura 4.11: Evolución de las temperaturas medias del baño de fusión durante diferentes capas de piezas fabricadas con 30 l/min de caudal de gas de protección.

En la siguiente Figura 4.12 se representa la evolución de la temperatura del baño de fusión a lo largo del cordón depositado en las capas número 19 de ambas estrategias de deposición y gases de protección a 30 l/min de caudal. Se puede concluir, que existe una clara diferencia de temperatura entre las estrategias de deposición hatching y circling, alcanzándose temperaturas más elevadas con la estrategia circling. Debido al movimiento oscilante de la antorcha que superpone círculos durante la deposición del material por soldadura, la temperatura oscila entre un rango de temperaturas en la estrategia circling, mientras que con

hatching dicha temperatura se mantiene más constante a lo largo del tiempo y sin ondulaciones.

Como se ha mencionado antes, para el cálculo de la temperaturas medias de cada capa representadas en la Figura 4.11, se han tenido en cuenta los datos de temperatura entre el segundo uno y doce, es decir, los datos recogidos entre las dos franjas negras, ya que, debido al incremento de potencial durante el cebado del arco y el tiempo del mantenimiento durante la extinción final, la temperatura aumenta notablemente en los comienzos y finales del cordón.

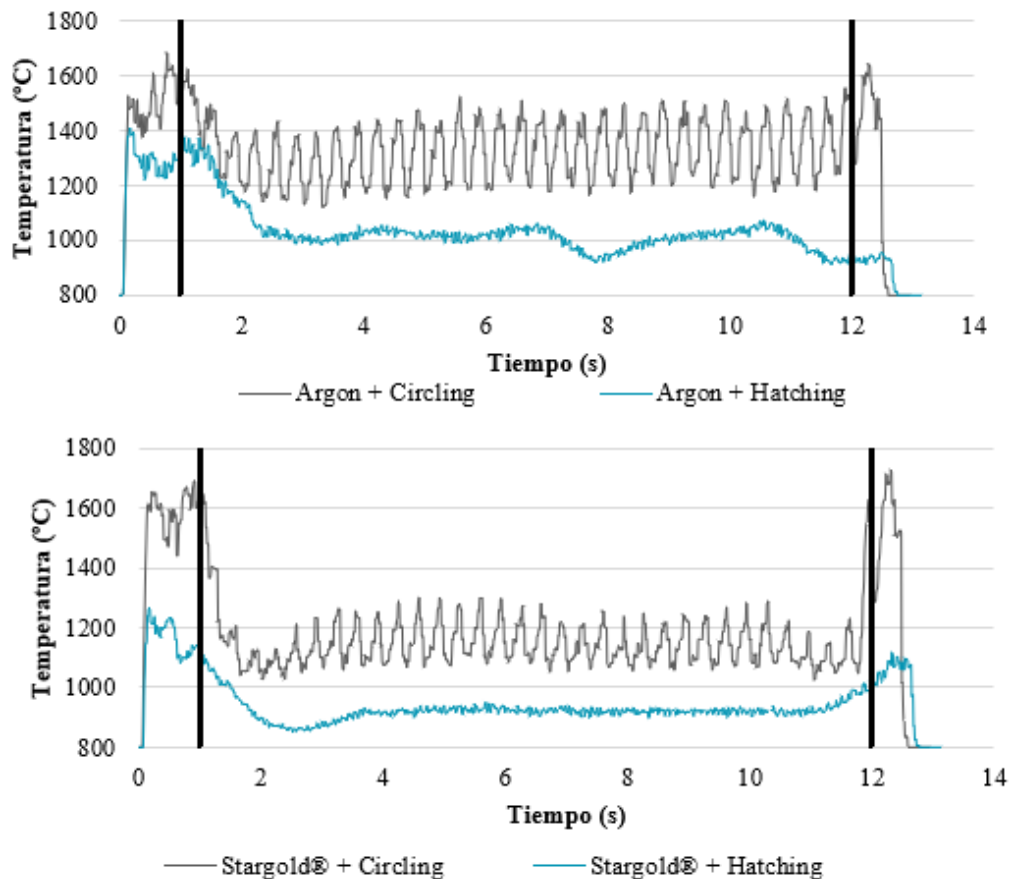


Figura 4.12: Representación de la evolución de la temperatura en la decimonovena capa de fabricación con 30 l/min de gas de protección.

En las imágenes de las microestructuras obtenidas en este estudio (Figura 4.13), se observan que la microestructura no es completamente uniforme en la zona entre capas, pero no existen aglomeraciones de porosidad entre capas como en otros trabajos [41]. A causa de las estrategias de deposición seleccionadas y la altura de capa resultante de 3,75 mm aproximadamente, se produce un refundido completo de la capa previamente depositada y un tratamiento térmico a la inmediatamente inferior a esta, lo que afina el tamaño de grano y elimina la estructura dendrítica original.

Estas micrografías han sido obtenidas mediante la Lupa Leica CVM6 (Figura 3.16) y no en el microscopio Olympus GX51 (Figura 3.16) debido a la dificultad de atacar las muestras de las aleaciones Al-Mg por las que no se consigue una resolución necesaria en el microscopio.



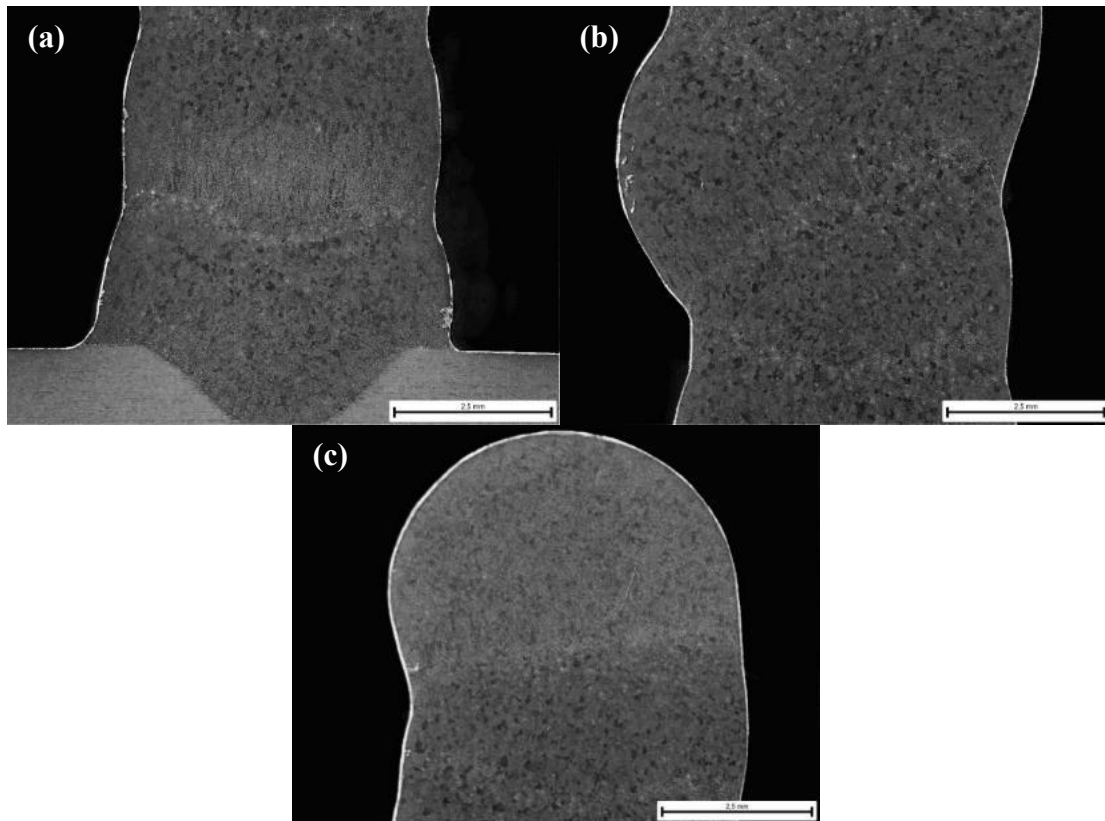


Figura 4.13: Ejemplo de microestructura de una pieza fabricada por WAAM con argón Q1, caudal de 30 l/min y estrategia hatching. (a) zona inferior de la pieza, (b) zona media de la pieza, (c) zona superior de la pieza (Escala 2,5 mm).

### *1.2.3 Condiciones de fabricación para piezas de gran tamaño*

Tras un análisis de los resultados de porosidad en piezas multi-capa, se han depositado por WAAM muestras de mayor tamaño de las cuales se han extraído las probetas de tracción de acuerdo con la norma ASTM E8M como se ha descrito en el apartado 7.7 Tracción dentro del apartado 7 Análisis y procedimientos de medida en el CAPÍTULO III: Diseño de la metodología de análisis. Las combinaciones de parámetros para el estudio de propiedades mecánicas son los siguientes: argón a 18 l/min + hatching, argón a 30 l/min + hatching, argón a 30 l/min + circling, y Stargold® a 30 l/min + hatching. Es decir, las tres condiciones con menor cantidad de porosidad y una condición con mayor cantidad de porosidad respecto a los resultados observados en la Tabla 4.3 para piezas multi-capa.

En estas muestras de mayor tamaño, se han vuelto a estudiar los porcentajes en área de porosidad, la distribución de tamaño de poros y los diámetros máximos de poros. Se han buscado manualmente los poros de mayor tamaño en la sección estudiada, mientras que para calcular el porcentaje en área de porosidad y las distribuciones de tamaños de poro, se ha estudiado la sección aleatoriamente, sin buscar la mayor concentración de poros ni zonas libres de porosidad.

Las probetas de tracción planas de 4 mm de espesor se extraen de las piezas fabricadas mediante WAAM con las condiciones de estrategia de deposición y caudal de protección de gas mencionadas anteriormente en ambas direcciones de estudio, vertical y horizontal, o lo

que es lo mismo, paralelo a la dirección de crecimiento o perpendicularmente a la dirección de crecimiento, respectivamente (Figura 4.14). Cabe destacar, que para cada dirección de estudio se ha fabricado una pieza, de la cual se han extraído tres probetas en una de las direcciones. Es por ello, que las piezas de las que se han extraído las probetas a ensayar en dirección vertical son más altas (130 mm) con mayor número de capas, pero más cortas (70 mm), y de las que se han extraído la dirección horizontal son más largas con cordones más largos (130 mm) pero más bajas (70 mm).

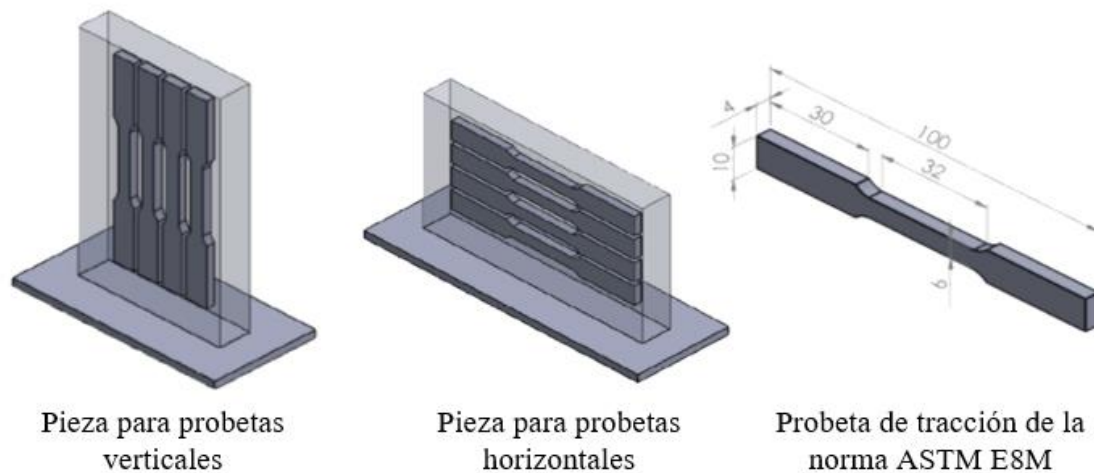


Figura 4.14: Configuración de extracción de las probetas de tracción de las piezas fabricadas.

Como ha ocurrido en ensayos previos en piezas multi.capa, en estas muestras con un mayor número de capas, las condiciones de fabricación argón a 30 l/min + circling (Ar\_C\_30l) y Stargold® a 30 l/min + hatching (Star\_H\_30l) han sido las combinaciones con menor porcentaje de porosidad (Tabla 4.4). Además, el tamaño máximo de poro es comparativamente más pequeño para estas dos condiciones. Estos resultados son consistentes con la distribución de tamaño de poros (Figura 4.15).

Tabla 4.4: Porcentaje en área (%) de porosidad en piezas fabricadas por WAAM con aporte ER5356 para estudio de propiedades mecánicas.

| Gas de protección     | Estrategia de deposición | Dirección de estudio | Porosidad (%) | Diámetro máximo de poro (µm) |
|-----------------------|--------------------------|----------------------|---------------|------------------------------|
| Argón<br>18 l/min     | Hatching                 | Horizontal           | 2,865         | 259                          |
|                       |                          | Vertical             | 0,393         | 180                          |
| Argón<br>30 l/min     | Hatching                 | Horizontal           | 0,480         | 253                          |
|                       |                          | Vertical             | 0,241         | 184                          |
|                       | Circling                 | Horizontal           | 0,019         | 77                           |
|                       |                          | Vertical             | 0,028         | 94                           |
| Stargold®<br>30 l/min | Hatching                 | Horizontal           | 0,031         | 90                           |
|                       |                          | Vertical             | 0,034         | 165                          |

Tras el análisis de la distribución de tamaños de poros, se ha observado que la mayoría de los poros presentes en las muestras son menores a 50 µm en diámetro, como se observa en

Figura 4.15, pero en el caso de la combinación Argón + hatching con 18 y 30 l/min de caudal (Ar\_H\_18L y Ar\_H\_30L) se han observado poros mayores a 100  $\mu\text{m}$  en diámetro distribuidos aleatoriamente en la sección.

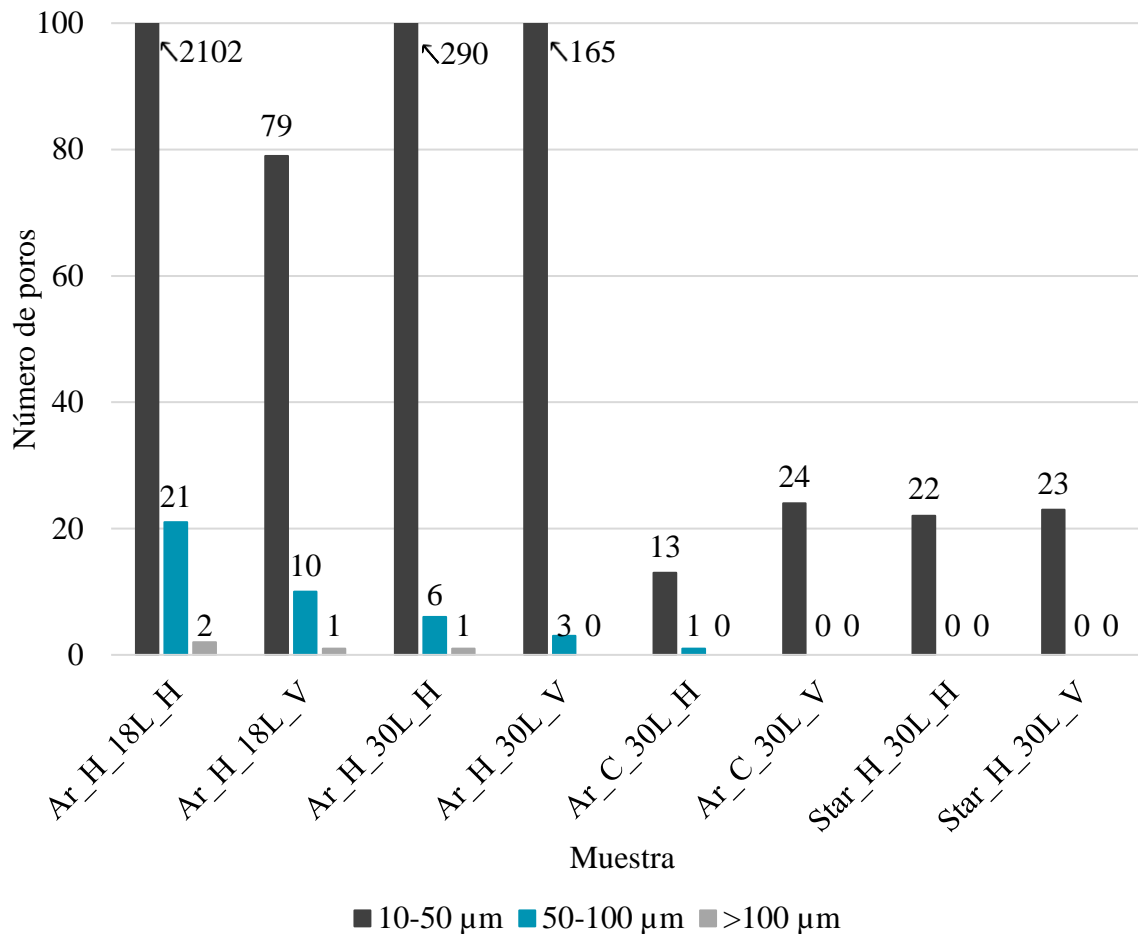


Figura 4.15: Histograma de la distribución de porosidad en piezas fabricadas mediante WAAM con aporte ER5356 para análisis de propiedades mecánicas. Secuencia de nombramiento: Tipo de gas de protección\_Estrategia de deposición\_Caudal de gas\_Orientación de probeta.

Cabe destacar, que existe una notable diferencia en los resultados de porosidad obtenidos en las paredes para probetas verticales (90 mm de largo) y horizontales (130 mm de largo) como se muestra en la Tabla 4.4. Esto se debe a la acumulación de temperatura durante el proceso de fabricación por WAAM. Tomando como objeto de análisis la combinación argón + hatching a 18 l/min, ya que es en la que más diferencia de porosidad se ha obtenido entre las paredes para probetas verticales y horizontales, se ha estudiado la evolución de la temperatura media por cada capa. Para ello, se ha estudiado la acumulación de calor en el baño de fusión mediante el uso del pirómetro (Figura 4.16). Como se ha mencionado anteriormente, se debe tener en cuenta que la antorcha no rota cuando se cambia de dirección de soldeo entre las capas, por lo que en las capas impares el pirómetro apunta detrás del TCP de la antorcha al baño de fusión mientras que en las capas pares apunta delante del TCP, donde se registran temperaturas comparativamente menores.

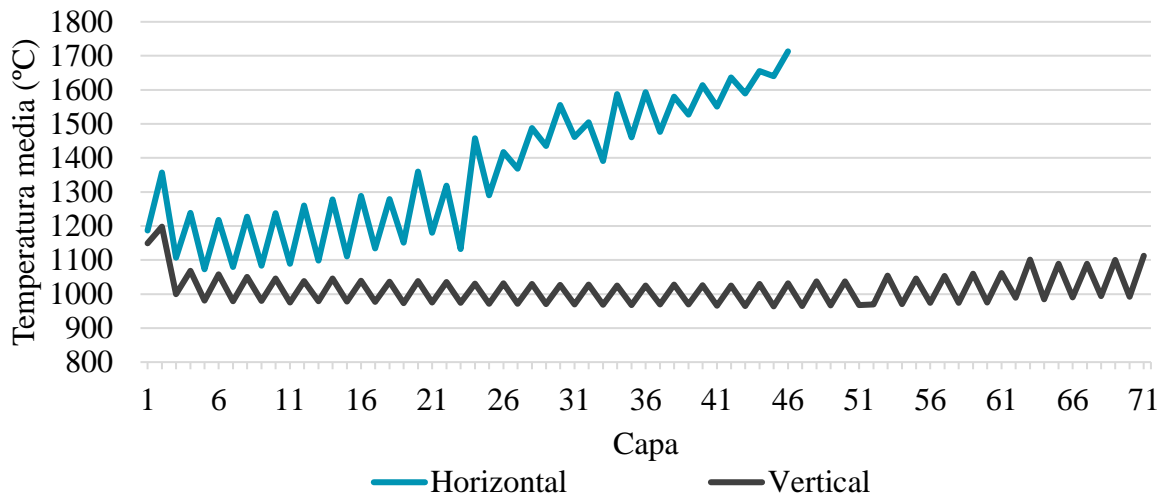


Figura 4.16: Temperatura media del baño de fusión en cada capa en paredes altas fabricadas con Argón 18 l/min + hatching para propiedades mecánicas del aporte ER5356.

Por otro lado, también se ha analizado la acumulación de calor en el metal base mediante el uso de termopares tipo K soldados (Figura 4.17). A medida que la pared crece en altura y se aleja el foco de calor del punto de medida de los termopares, estos pierden capacidad de detección de cambios de temperatura, ya que dicho cambio ocurre cada vez más lejos. Estas medidas muestran que la temperatura de la pieza (sustrato y capas depositadas) tiende a estabilizarse a temperaturas entre 65 y 85 °C.

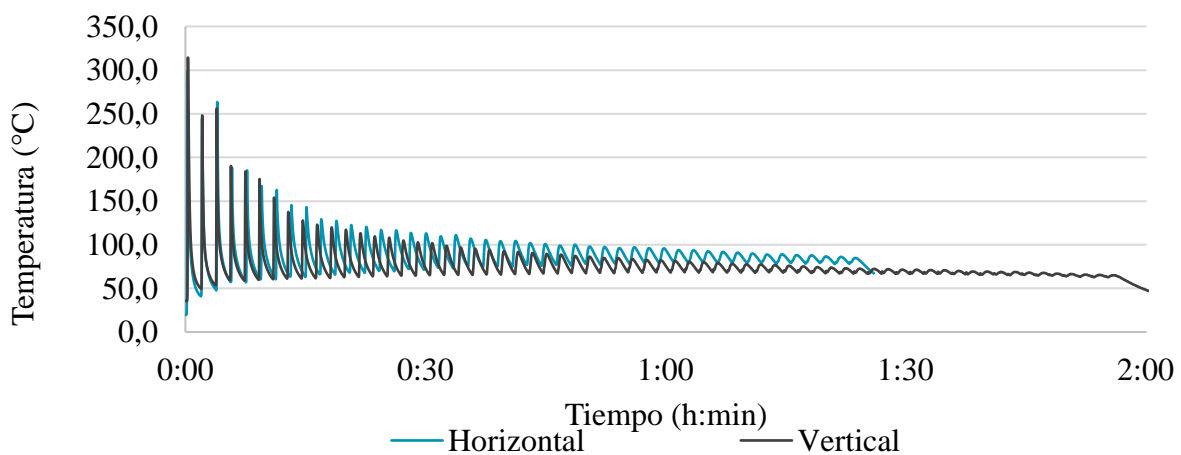


Figura 4.17: Temperaturas registradas con termopares en el metal base de paredes fabricadas con Argón 18 l/min + hatching para propiedades mecánicas del aporte ER5356.

Se puede ver, en ambos gráficos, que la pieza horizontal acumula más calor que la vertical alcanzándose valores medios por capa cada vez mayores y picos de temperatura en el material base comparativamente más elevados, aunque esta diferencia no es tan notable con los termopares. En las medidas tomadas con pirómetro, en la geometría horizontal se produce un pico mayor de temperatura desde la primera capa, y además, mientras que la vertical mantiene una temperatura estable a lo largo del tiempo durante la deposición, la geometría horizontal muestra una clara acumulación, incrementando la temperatura de deposición. La

temperatura pico disminuye a medida que avanza el tiempo debido a que el arco, por el crecimiento de la pieza fabricada por WAAM, está cada vez más alejado del sustrato, que es donde están los termopares registrando la temperatura. Sin embargo, este efecto es capturado por el pirómetro, donde puede observarse que la acumulación de calor en las piezas horizontales (con cordones de soldadura más largos) es mucho mayor que en la pieza vertical, donde la temperatura se mantiene prácticamente constante a lo largo de toda la pieza a pesar de contar con más número de capas.

### 1.3 Ensayos de tracción

Las probetas de tracción se han mecanizado de las piezas fabricadas para analizar las propiedades mecánicas, de las cuales se han extraído tres probetas por cada condición de estudio. En este caso, como se muestra en la Tabla 4.4, se han estudiado piezas con diferentes niveles de porosidad, fabricadas con los parámetros mencionados anteriormente para estudiar su influencia.

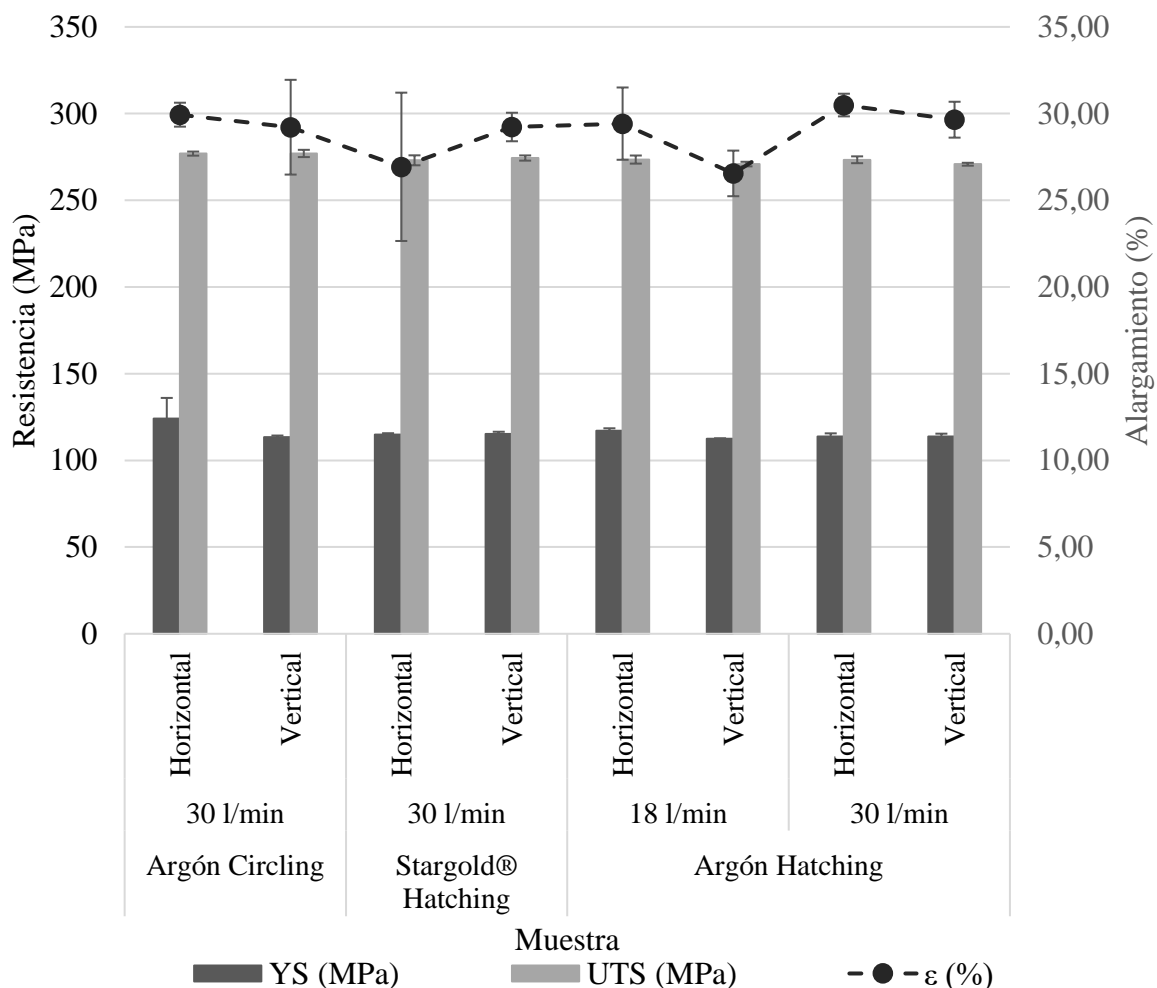


Figura 4.18: Propiedades mecánicas del material de aporte ER5356.

Como se muestra en la Figura 4.18, en todas las muestras se obtienen unas propiedades similares indistintamente al porcentaje en área de porosidad, con una muy baja anisotropía

(Tabla 4.5), especialmente en resistencia a la rotura (<1 %) y límite elástico (< 9 %). La mayor anisotropía se ha obtenido en alargamiento (11 %) en el caso del argón a 18 l/min + hatching, que coincide con el mayor porcentaje de porosidad. Del análisis de los resultados se concluye que la estrategia de deposición hatching tiende a incrementar la anisotropía en el alargamiento, mientras que circling induce a mayor variabilidad del límite elástico comparando las direcciones de ensayos vertical y horizontal.

Tabla 4.5: Porcentaje de anisotropía en las propiedades mecánicas obtenidas con el aporte ER5356.

| Gas de protección  | Estrategia de deposición | Anisotropía (%)      |                            |                  |
|--------------------|--------------------------|----------------------|----------------------------|------------------|
|                    |                          | Límite elástico (YS) | Resistencia a rotura (UTS) | Alargamiento (ε) |
| Argón 18 l/min     | Hatching                 | 4,13                 | 0,95                       | 10,81            |
| Argón 30 l/min     | Hatching                 | 0,04                 | 0,94                       | 2,85             |
|                    | Circling                 | 9,37                 | 0,03                       | 2,47             |
| Stargold® 30 l/min | Hatching                 | 0,43                 | 0,48                       | 8,53             |

En trabajos previos, se han analizado las propiedades mecánicas a tracción de esta aleación en concreto. En la siguiente Tabla 4.6 puede verse los resultados obtenidos por otros autores en comparación a los obtenidos en este estudio. Se puede ver, que los valores obtenidos en este estudio, se consigue mejorar los resultados tanto de referencia como lo reportado por otros autores.

Tabla 4.6: Propiedades mecánicas a tracción obtenidas por diferentes autores y el valor de referencia del aporte ER5356.

| Autor                   | Límite elástico (YS) | Resistencia a rotura (UTS) | Alargamiento (ε) |
|-------------------------|----------------------|----------------------------|------------------|
| M. Köhler et al. [38]   | 115                  | 260                        | 22,7             |
| K. Derekar et al. [39]  | 120                  | 255                        | 22,5             |
| Valor referencia ER5356 | 120                  | 265                        | 26               |
| Este estudio            | 119                  | 277                        | 29,5             |

Durante los ensayos de tracción, la curva tensión deformación mostraba unos pequeños picos en todas las probetas de tracción ensayadas. Los resultados obtenidos son coherentes con el trabajo previamente publicado por M. Gierth et al. [41], donde el comportamiento registrado se asocia al efecto Portevin-Le Chatelier, que es típico de las aleaciones AlMg(Mn) y depende del contenido de magnesio. Para aquellas aleaciones con un contenido superior a 0,5 % de magnesio, durante la deformación plástica, los átomos de magnesio permanecen en las proximidades de las dislocaciones y bloquean su desplazamiento, incrementando la resistencia a la rotura. Este incrementa hasta un valor crítico, en el cual las dislocaciones sobrepasan el bloqueo de los átomos de magnesio y la resistencia cae drásticamente. Posteriormente la dislocación avanza hasta encontrarse con el siguiente bloqueo. Un ejemplo de este efecto se muestra en la siguiente Figura 4.19:

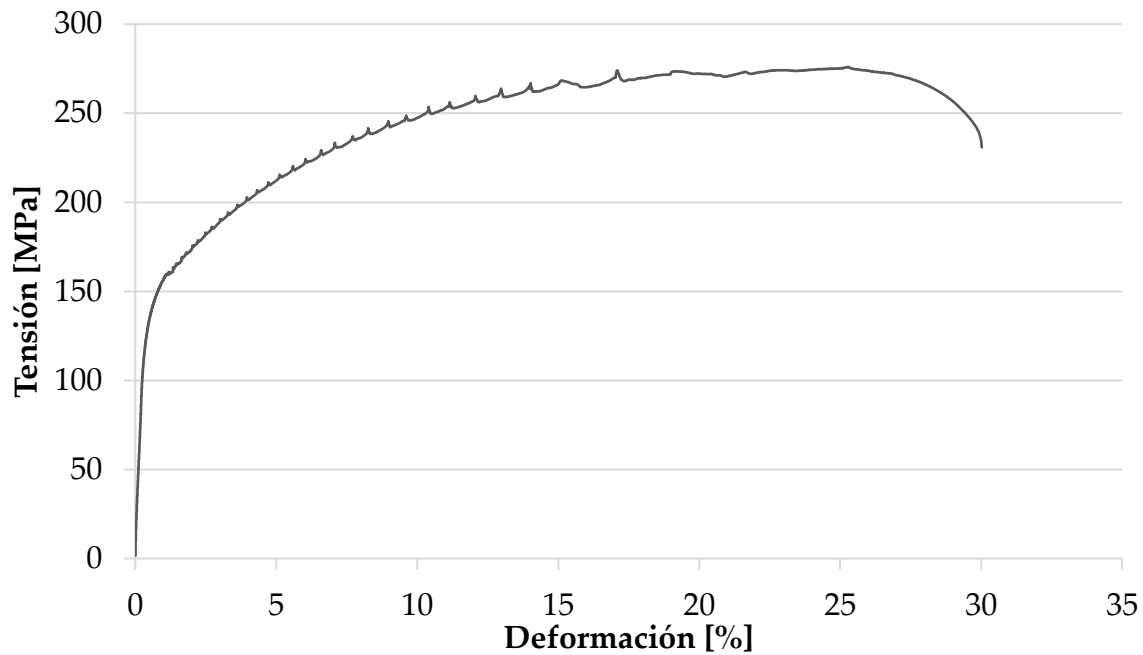


Figura 4.19: Curva tensión deformación de una probeta de tracción extraída en dirección horizontal y fabricada con Argón 30 l/min + circling con el efecto Portevin-Le Chatelier.

Debido a los buenos resultados obtenidos con esta aleación cuando se emplea una protección de gas de 30 l/min y con argón Q1, se ha decidido realizar el estudio de las demás aleaciones con este parámetro constante. Otros parámetros que se han mantenido constantes se muestran en la siguiente Tabla 4.7:

Tabla 4.7: Parámetros constantes a lo largo del estudio.

| Nombre  | Parámetro | Unidad |
|---|-----------|--------|
| Velocidad de avance (TS)  | 0,6       | m/min  |
| Diámetro de tobera  | 18        | mm     |
| Distancia de la punta de la tobera a la base de deposición (NTWD) | 12        | mm     |
| Tipo de gas de protección   | Argón Q1  | -      |
| Caudal de gas de protección                                       | 30        | l/min  |

## 2. Aleación Al-Cu (ER2319)

### 2.1 Caracterización del metal de aporte

Siguiendo la metodología establecida, la caracterización superficial del hilo se ha realizado en el microscopio FEG-SEM. En este caso, el estudio se ha llevado a cabo empleando como material de referencia la aleación de aporte ER2319, la superficie en la Figura 4.20 muestra una superficie lisa a excepción de pequeñas cavidades (señaladas con flechas en la Figura 4.20) y partículas esféricas blancas distribuidas uniformemente. Esta aleación se ha desarrollado específicamente para poder soldar la aleación AA2219, considerada no soldable, por lo que sólo puede encontrarse en formato hilo.

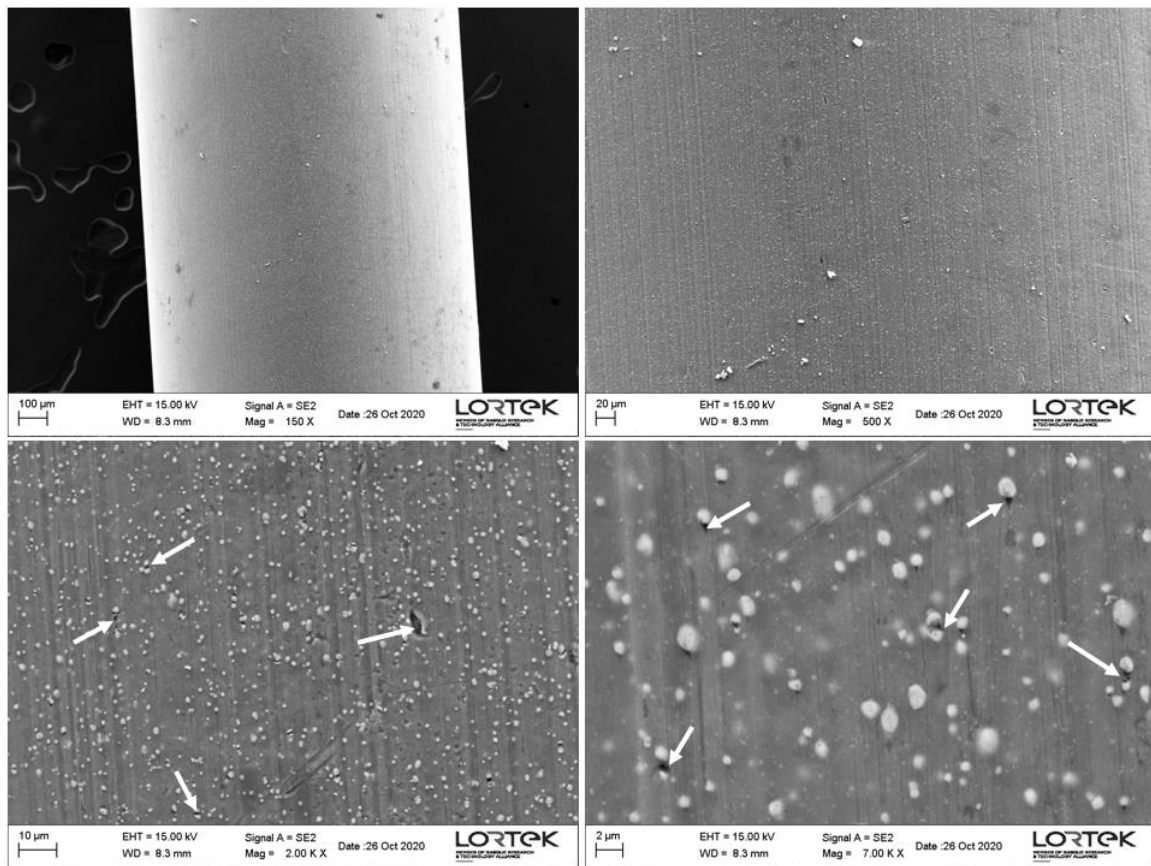


Figura 4.20: Imágenes a diferentes aumentos tomadas en el FEG-SEM del material de aporte ER2319.

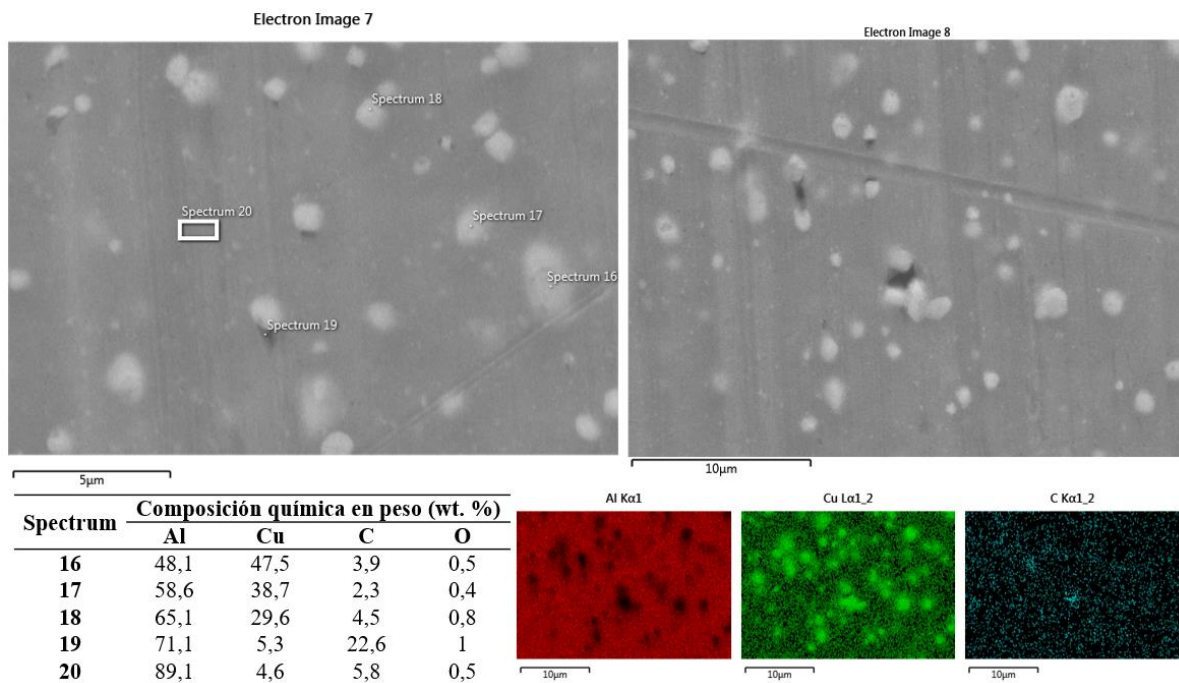


Figura 4.21: Micrografías tomadas en el FEG-SEM del material de aporte ER2319 para la composición de la matriz y las partículas aleatorias presentes.

Dichas partículas blancas presentan un alto contenido de cobre y aluminio (Figura 4.21), mientras que en las cavidades se observan partículas con un alto contenido en carbono



y oxígeno. Las cavidades facilitan que las impurezas queden atrapadas resultando en defectos una vez se realiza la soldadura y dan lugar al aprisionamiento del hidrogeno presente en la atmósfera, ocasionando mayores cantidades de porosidad.

## 2.2 Condiciones de fabricación por WAAM

La aleación ER2319, tiene un alto contenido de cobre, lo que la hace mucho más sensible a la porosidad, debido a que el cobre contribuye a la reducción del coeficiente de solubilidad del hidrógeno en la matriz de aluminio [31].

La tecnología utilizada para el estudio ha sido CMT-PADV, ya que reduce aún más el aporte térmico que el CMT gracias al cambio de polaridad. Esta técnica se ha empleado anteriormente para la fabricación mediante WAAM con hilos de esta aleación y se ha comprobado los efectos beneficiosos de uso en términos de porosidad [16]. Durante la soldadura con polaridad directa, el hilo sufre un efecto limpieza que elimina las impurezas que hayan podido formarse cerca de su extremo contribuyendo aún más a la eliminación de la porosidad.

Con los resultados obtenidos con el metal de aporte ER5356, se han establecido parámetros constantes para reducir la porosidad al mínimo. Estos parámetros se muestran a continuación en la Tabla 4.8:

Tabla 4.8: Parámetros de fabricación empleados con el metal de aporte ER2319.

| Nombre  | Parámetro | Unidad |
|---|-----------|--------|
| Velocidad de avance (TS)  | 0,6       | m/min  |
| Tiempo de espera entre capas                                      | 90        | s      |
| Desplazamiento de crecimiento                                     | 2,1-2,4   | mm     |
| Diámetro de tobera  | 18        | mm     |
| Distancia de la punta de la tobera a la base de deposición (NTWD) | 12        | mm     |
| Tipo de gas de protección   | Argón Q1  | -      |
| Caudal de gas de protección                                       | 30        | l/min  |
| Amplitud del movimiento Circling (Am)                             | 1         | mm     |
| Frecuencia del movimiento Circling (F)                            | 2         | Hz     |

Con la intención de obtener piezas de crecimiento estable y espesores similares a los obtenidos con la anterior aleación (6 mm con estrategia de deposición hatching y 8 mm con estrategia de deposición circling) se ha realizado un estudio de los parámetros eléctricos a emplear (Figura 4.22) y estos se han mantenido unos parámetros eléctricos constantes con esta aleación de 96 A de corriente, velocidad de alimentación de hilo de 6 m/min y una tensión de 11,7 V.

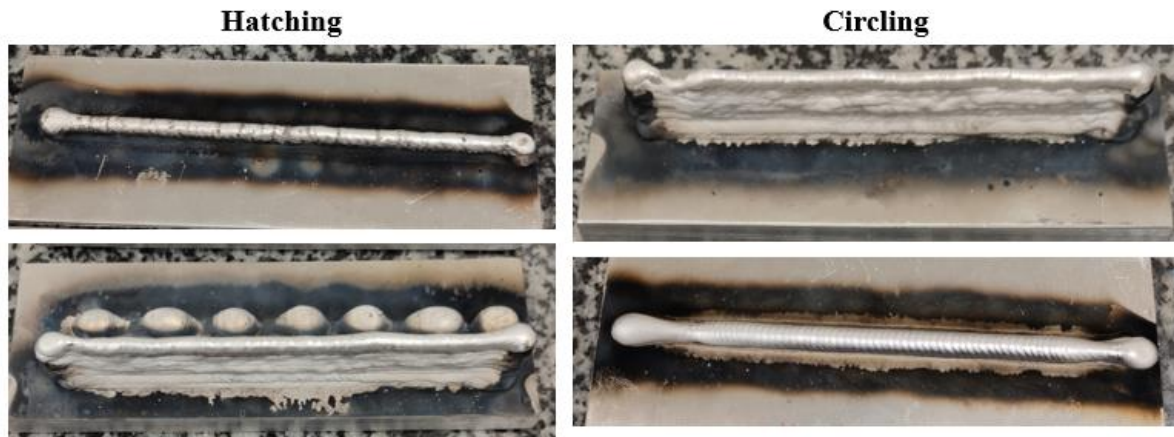


Figura 4.22: Estudio de los parámetros eléctricos a emplear con ambas estrategias de deposición y el metal de aporte ER2319. Hatching de arriba a abajo: 77 A, 130 A y 96 A; Circling de arriba a abajo: 77 A y 96 A (los parámetros de WFS y tensión son sinérgicos).

La tecnología CMT-PADV cuenta con un parámetro adicional denominado balance EP/EN, que varía la relación entre el número de ciclos en polaridad positiva y negativa. Se ha estudiado este parámetro, para conocer el alcance que tiene en la generación de porosidad.

Para ello, debido al impacto de la estrategia en la porosidad, tal y como se ha reflejado en el estudio previo, en esta primera fase se han fabricado paredes rectas multicapa con estrategias de deposición hatching y circling ( $A_m = 1 \text{ mm}$ ,  $F = 2 \text{ Hz}$ ) con valores de EP/EN -1, 0 y +1. Cabe destacar, que en la Tabla 4.8, el desplazamiento de crecimiento se da en un intervalo, esto se debe a que en la condición hatching el cordón depositado es ligeramente más alto por lo que necesita un mayor desplazamiento (de 2,4 mm) mientras que el depositado con circling, debido al movimiento oscilante, crece menos por lo que necesita un desplazamiento inferior (2,1 mm).

Para el valor EP/EN -1 se dan un mayor número de ciclos en polaridad negativa, mientras que para el valor +1 hay un número mayor de ciclos en polaridad positiva y un aporte térmico mayor. En todos los casos, la primera capa que se ha depositado se ha utilizado una velocidad de alimentación de hilo de 10 m/min, amperaje de 126 A, y tensión de 12,3 V, con un balance EP/EN de +4, para obtener un buen mojado con el metal base (Figura 4.23).



Figura 4.23: Parámetros eléctricos de la primera capa para asegurar un buen mojado entre el metal de aporte ER2319 y el metal base. De arriba abajo: 126 A, 103 A y 96 A (los parámetros de WFS y tensión son sinérgicos).

El efecto de la polaridad puede verse reflejado en los resultados de porosidad (Tabla 4.9), donde se observa que, utilizando un balance de 0, se consiguen los menores porcentajes en área de porosidad. A su vez, la estrategia circling reduce comparativamente aún más dicha porosidad en el caso del balance 0. Los porcentajes en área de porosidad reportados se han obtenido analizando tres micrografías obtenidas aleatoriamente de cada muestra estudiada. Un ejemplo de cada muestra se puede observar en la Figura 4.24.

Tabla 4.9: Porcentajes en área de porosidad obtenidos con distintas estrategias de deposición y balance EP/EN para el aporte ER2319.

| Estrategia de deposición | Balance EP/EN | % Porosidad |
|--------------------------|---------------|-------------|
| Hatching                 | -1            | 1,14        |
|                          | 0             | 1,21        |
|                          | +1            | 2,31        |
| Circling                 | -1            | 2,29        |
|                          | 0             | 0,62        |
|                          | +1            | 1,08        |

Tal y como se deduce de los resultados, la mejor estrategia para esta aleación es mantener el balance EP/EN en 0, y se ha procedido a analizar el efecto de la estrategia de deposición y el tratamiento térmico en la microestructura resultante y por lo tanto en las propiedades mecánicas. El balance EP/EN, se ha mantenido en 0 también en el resto de las aleaciones estudiadas.

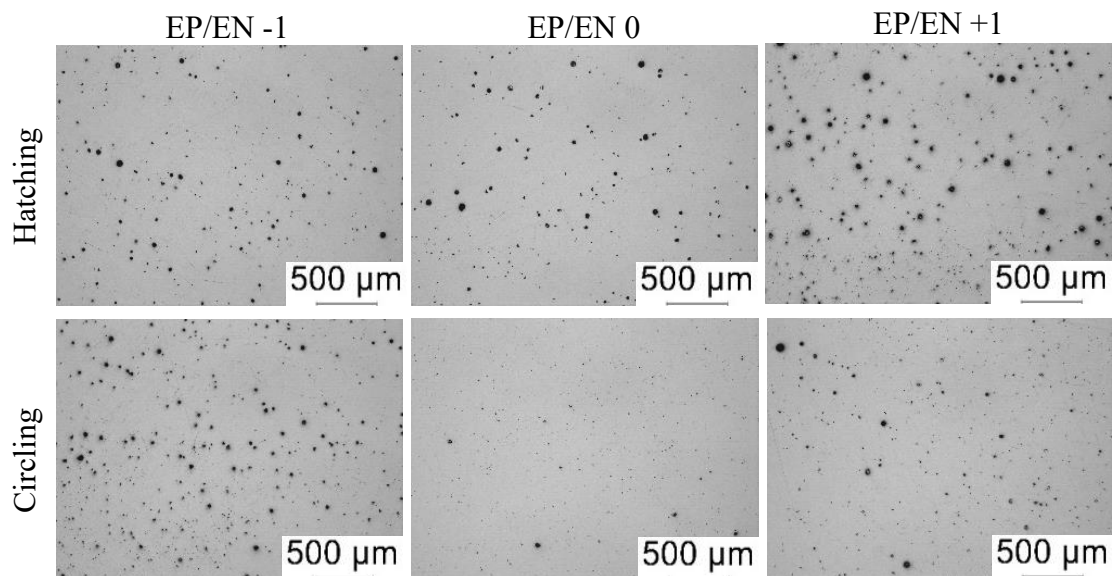


Figura 4.24: Micrografías obtenidas del análisis del efecto de la estrategia de deposición y balance EP/EN en la porosidad resultante para la aleación ER2319.

Para ello, además de la geometría de pared recta en la que se trabaja con cordones discretos y con un tiempo de espera entre ellos, se ha estudiado una nueva geometría denominada Rectangular (Figura 4.25), que crece en forma de espiral de forma continua, por lo que no se necesitan tiempos de espera entre las capas. Esta geometría se ha empleado en

trabajos previos sobre WAAM en los que se han estudiado propiedades mecánicas de otras aleaciones de aluminio de alta resistencia para extraer probetas de tracción [43] [77]. Sin embargo, la bibliografía no compara los resultados que se obtienen en cuanto a porosidad o propiedades mecánicas con ambas tecnologías, por lo que se desconoce la influencia de la geometría empleada y se desconoce el alcance de la comparabilidad entre los resultados fabricados mediante una geometría u otra. En este estudio, se pretende llegar a conocer estas incógnitas que la bibliografía no resuelve.

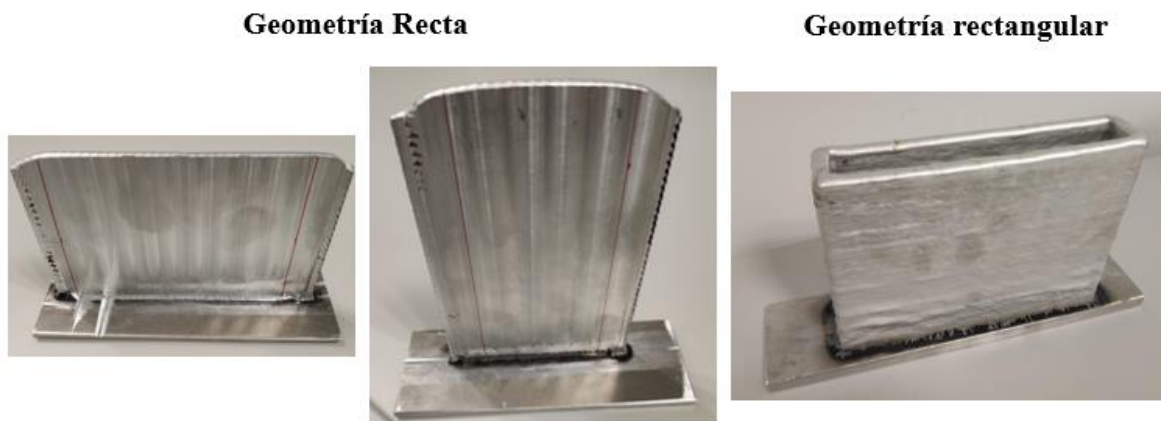


Figura 4.25: Geometrías empleadas con el metal de aporte ER2319.

Para estas muestras, se ha utilizado una reducción de los parámetros de fabricación secuencial, como con la anterior aleación con la geometría recta, mientras que, con la geometría rectangular, al no disponer de paradas entre capas, se ha aplicado una primera capa con unos parámetros que aporten más calor para romper la capa de alumina y penetrar el metal base, y después se ha procedido a utilizar los mismos parámetros durante el resto de la deposición. Para ello, se han utilizado los siguientes parámetros (Tabla 4.10):

Tabla 4.10: Parámetros utilizados durante las primeras capas de deposición con ambas geometrías de deposición para evitar el defecto *necking*.

| Geometría de fabricación | Nº de capa | WFS (m/min) | Corriente (A) | Tensión (V) | Balance EP/EN |
|--------------------------|------------|-------------|---------------|-------------|---------------|
| Geometría recta          | Primera    | 10          | 126           | 12,3        | +4            |
|                          | Segunda    | 8           | 109           | 11,8        | +2            |
|                          | Tercera    | 7           | 103           | 11,7        | +1            |
|                          | Siguientes | 6           | 96            | 11,7        | 0             |
| Geometría rectangular    | Primera    | 10          | 126           | 12,3        | +4            |
|                          | Siguientes | 6           | 96            | 11,7        | 0             |

En la siguiente Figura 4.26 se pueden apreciar las diferencias de microestructura dependiendo de la geometría y estrategia de deposición utilizadas. Las paredes de geometría recta presentan una microestructura dendrítica con granos columnares alargados en dirección vertical mientras que en la geometría rectangular obtiene granos equiaxiales.

Debido a que la geometría rectangular es una espiral continua sin tiempos de espera ni interrupciones del arco durante toda la fabricación por WAAM, la pieza no puede enfriarse tanto como en la geometría recta con 90 segundos de tiempo de espera entre capas consecutivas. Durante este tiempo en el que el arco está apagado, el calor acumulado se evacua mediante conducción y convección de modo más rápido.

Por lo tanto, la ausencia de tiempo de espera de la geometría rectangular puede asociarse a una disminución del gradiente de temperatura en la dirección vertical y a una menor velocidad de enfriamiento durante la solidificación, lo que conlleva a esa microestructura equiaxial. En procesos de fabricación aditiva metálica, gradientes de temperatura elevados en la dirección vertical o de crecimiento se han asociado a la generación de microestructuras compuestas por granos alargados en esa dirección [6] [116] [117] [118].

Asimismo, la estrategia de deposición (hatching y circling) también afecta a las condiciones de solidificación y a la acumulación de calor del proceso, tal como se ha observado con la aleación ER5356. Dado que durante la oscilación aplicada en la estrategia circling la antorcha sufre un movimiento hacia atrás, esto provoca un recalentamiento del material depositado previamente, reduciéndose la velocidad de solidificación. Por el contrario, en la estrategia hatching, al ser una deposición de avance recto, no se produce este efecto y la solidificación del material depositado es directa.

Existe un último factor influyente en la microestructura final, que es la dimensión de la pieza final y que es diferente para las paredes a partir de las cuales se extraen probetas verticales y horizontales. Tal y como se ha mostrado antes para la aleación ER5356, la longitud de los cordones influye mucho en la acumulación de calor y el aumento de temperatura entre capas.

Durante la deposición de la pared recta para probetas horizontales, se emplea un menor número de capas o cordones de soldadura, pero más largas en comparación con la pared para probetas verticales. En consecuencia, el arco está encendido de forma continua durante un tiempo más prolongado resultando en una mayor acumulación puntual de calor y una variación de las condiciones de enfriamiento y solidificación. Tal y como se observa en la Figura 4.26 esto tiene una influencia en la microestructura final. Este efecto puede explicarse de la siguiente manera.

Tal y como se ha explicado anteriormente, debido a la falta de tiempo de espera entre capas en la geometría rectangular, se reduce el gradiente de temperatura vertical a través de las capas previamente depositadas, favoreciendo la generación de granos equiaxiales en una microestructura homogénea y sin cambios microestructurales significativos entre capas. Para la geometría recta y con tiempo de espera entre pasadas, se observa una microestructura heterogénea compuesta por granos columnares alargados en la dirección vertical y zonas entre capas donde se ha producido un afinado del tamaño de grano.

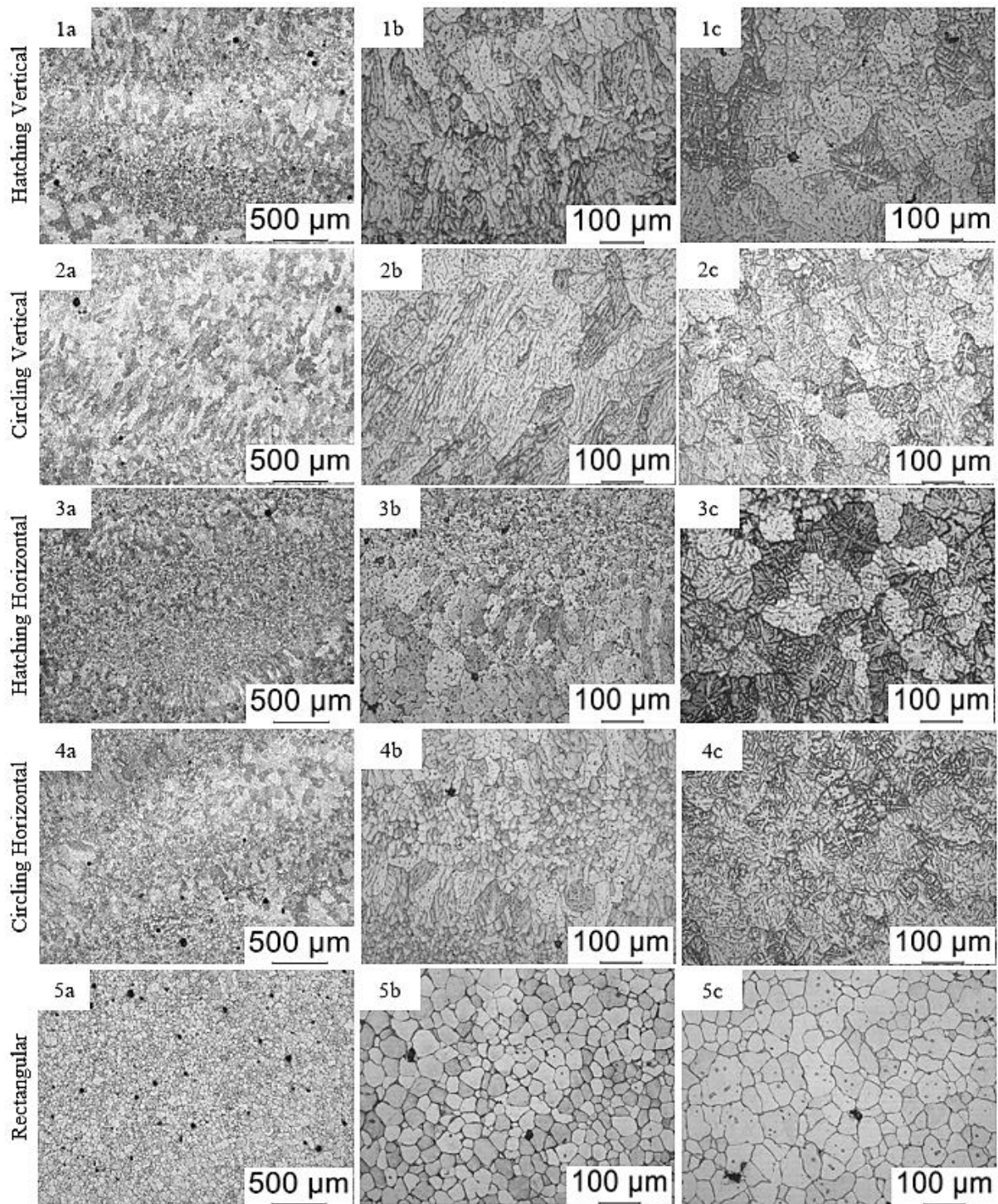


Figura 4.26: Micrografías tomadas de paredes WAAM con cada estrategia de deposición para la aleación ER2319 sin tratamiento térmico. (1) Geometría recta hatching verticales, (2) Geometría recta circling verticales, (3) Geometría recta hatching horizontales, (4) Geometría recta circling horizontales y (5) Geometría rectangular. (a) Cambios microestructurales a lo largo de las capas, (b) microestructura en la zona entre capas y (c) microestructura en la capa.

El uso de distintas estrategias de deposición también afecta a la porosidad resultante en la pieza. De las muestras estudiadas para la determinación de la microestructura, se ha analizado el porcentaje en área de porosidad. Los resultados se muestran en la siguiente Tabla 4.11:

Tabla 4.11: Efecto de la estrategia de deposición en el porcentaje de área de porosidad con el aporte ER2319.

| Condición de fabricación                | % área porosidad | Ø Poro máximo. ( $\mu\text{m}$ ) |
|---|------------------|----------------------------------|
| Geometría recta – Hatching – Vertical   | 0,83             | 70                               |
| Geometría recta – Circling – Vertical   | 0,67             | 60                               |
| Geometría recta – Hatching – Horizontal | 0,47             | 59                               |
| Geometría recta – Circling – Horizontal | 0,40             | 77                               |
| Geometría Rectangular - Hatching        | 0,84             | 92                               |

Los valores obtenidos por diferentes autores son diversos en cada estudio. Zhang et al. [48] reporta unos valores de porcentaje de porosidad hasta el 0,98 % incluso para las mejores condiciones de soldadura (CMT-PADV) mientras que Cong et al. [16] indica que no encuentran poros mayores a 10  $\mu\text{m}$  de diámetro en una sección representativa de 15 mm de ancho y 100 mm de largo, fabricada con CMT-PADV, pero no se especifica el porcentaje en área de porosidad. Por otro lado, Fang et al. [83] mide la porosidad mediante tomografía obteniendo un resultado en volumen de 0,46  $\text{mm}^3$  de porosidad en una muestra de 106  $\text{mm}^3$ .

Existe una relación directa entre la acumulación del calor debido al proceso y el porcentaje de porosidad resultante. Cabe destacar, que las condiciones de fabricación de geometría recta con menor acumulación de calor obtienen los porcentajes de porosidad más altos, y se reduce gradualmente a medida que disminuye esa tendencia a acumular el calor. Sin embargo, la geometría rectangular obtiene el mayor porcentaje de porosidad y el diámetro de poro máximo más alto, pese a ser el proceso con mayor acumulación de calor. Cabe destacar que todos los resultados se encuentran por debajo del 1 % de porosidad y con un diámetro por debajo de las 100  $\mu\text{m}$ .

En el Apéndice A: Cálculo del tamaño de grano se muestran los datos obtenidos en el cálculo del tamaño de grano de las micrografías mostradas en la Figura 4.26. En la Figura 4.27 se muestra el resumen de los resultados de dicho análisis, y puede observarse que en las fabricaciones de paredes más cortas para extracción de probetas verticales se obtiene un tamaño de grano mayor que en las horizontales, pero, además, la desviación estándar de los resultados es mayor, lo que indica una mayor heterogeneidad en el tamaño de grano. Para la geometría rectangular se obtiene un tamaño de grano mayor que para la dimensión horizontal y menor que la vertical, pero lo más importante es que la desviación estándar es comparativamente más baja, indicando una mayor homogeneidad del tamaño de grano. Tal y como se ha indicado previamente, en esta geometría se observa una microestructura compuesta por granos equiaxiales de un tamaño regular y sin capas de granos finos entre granos columnares como la que se observa en el resto de las geometrías.

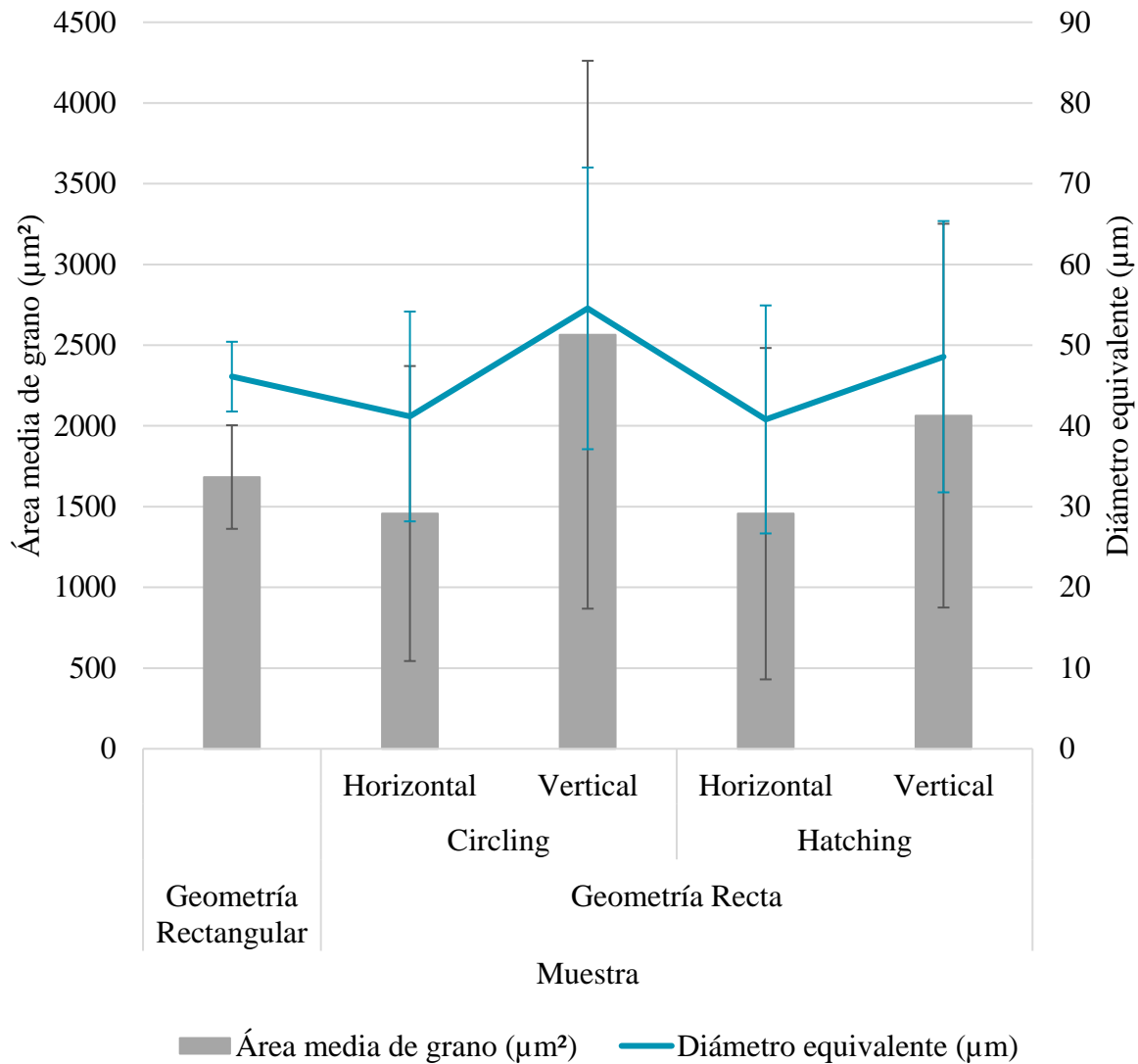


Figura 4.27: Resultados de tamaño de grano calculados en base a la norma ASTM E112 – 13 con distintas estrategias de deposición para la aleación ER2319.

### 2.3 Ensayos de tracción

Para el estudio de las propiedades mecánicas a tracción, se han aplicado distintos tratamientos térmicos a las geometrías fabricadas con diferentes estrategias de deposición previamente indicadas. Durante el tratamiento térmico y tras una solubilización inicial a 535 °C durante 70 minutos, se han utilizado dos temperaturas en la etapa de envejecimiento artificial (175 °C y 190 °C) con dos tiempos de mantenimiento en cada una de esas dos temperaturas (3 y 6 horas, y 18 y 26 horas respectivamente). Estos tratamientos o parecidos se emplearon previamente en trabajos anteriores [46] para WAAM de esta aleación, pero sin una justificación ni evidencia clara de la influencia de los mismos. Incluso un mismo grupo de investigación aplicó por un lado tratamientos a 175 °C durante tiempos cortos y por otro a 190 °C durante tiempos largos y comparó los resultados obtenidos en muestras fabricadas con diferentes parámetros y geometrías, por lo que la comparación no puede considerarse completa [46] [81]. Esto indica, que la bibliografía no es coherente con el tratamiento térmico



que hay que aplicarle a esta aleación de aluminio en concreto. Así, en el presente estudio se pretende llevar a cabo un estudio de distintos tratamientos térmicos para cuantificar la influencia de los mismos en la resistencia a tracción bajo distintas condiciones.

Para estudiar la evolución del endurecimiento e incremento de resistencia durante los tratamientos térmicos de envejecimiento artificial, se ha analizado la dureza a lo largo de los tiempos de mantenimiento, como se ha mostrado en la Figura 3.11.

En los resultados de dureza, puede observarse un evidente efecto de la temperatura de envejecimiento (Figura 4.28). Las muestras envejecidas a 175 °C, dan lugar a unas durezas comprendidas entre 138 y 152 HV, mientras que en aquellas envejecidas a 190 °C se obtienen unas durezas menores entre 130 y 143 HV. Es decir, en las muestras tratadas a menor temperatura de envejecimiento se obtienen unos valores de dureza notablemente mayores a las muestras tratadas a mayor temperatura. Por el contrario, cabe señalar que, tanto la estrategia como la geometría de deposición, no presentan una influencia clara en la dureza.

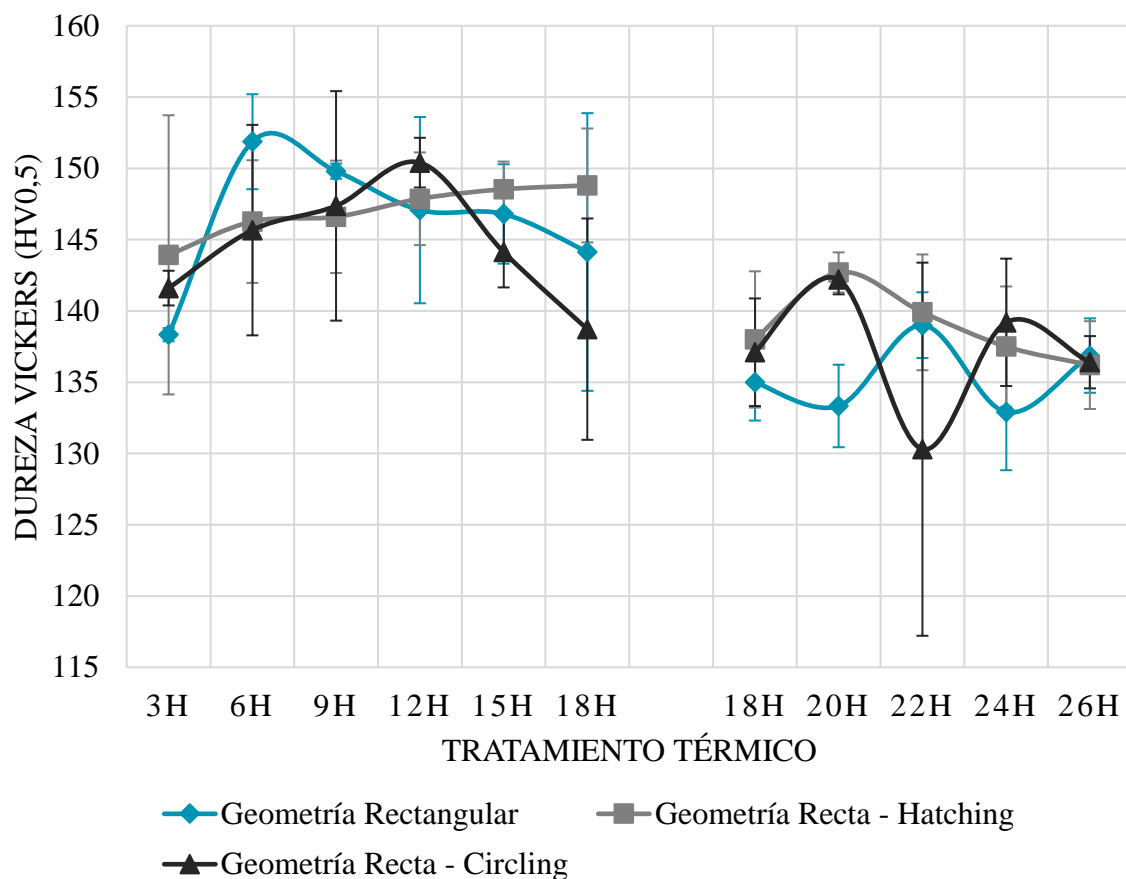


Figura 4.28: Evolución de la dureza a lo largo del envejecimiento artificial a 175 °C (izq.) y 190 °C (dch.) para distintas geometrías y estrategias de deposición.

En los resultados de tracción (Tabla 4.12), en cambio, se observa una clara influencia de la geometría de deposición en las propiedades mecánicas a tracción obtenidas. Estos valores se han obtenido mediante el cálculo de una media entre las tres probetas estudiadas en

cada condición como se ha indicado en el apartado 7.7 Tracción dentro del apartado 7 Análisis y procedimientos de medida en el CAPÍTULO III: Diseño de la metodología de análisis.

A modo de referencia, se puede tomar como referencia los valores de propiedades mecánicas a tracción de la aleación de aluminio AA2219, ya que la aleación ER2319 se suministra únicamente como hilo para soldadura por lo que no existe un valor de referencia de las propiedades a tracción. De cualquier modo, la diferencia entre ambas aleaciones es mínima en cuanto a composición química, con una variación del contenido de Ti de 0,02-0,1 a 0,1-0,2, respectivamente, para mejorar su procesabilidad en soldadura, por lo que se consideran comparables. Los valores de la aleación de aluminio AA2219 para la condición T6 (190 °C – 26h) son de 400 MPa en resistencia a la rotura, 275 MPa en límite elástico y 8% de alargamiento [119].

Cabe destacar que en la Tabla 4.12 se muestran resultados de límite elástico y alargamiento en 0. Esto se debe a que ninguna de las tres probetas de esta condición de estudio ha alcanzado la deformación plástica.

Tabla 4.12: Propiedades mecánicas a tracción obtenidas para distintas geometrías, estrategias de deposición y tratamientos térmicos con la aleación ER2319.

| Geometría                  | Tratamiento térmico        | Extracción  | Límite elástico | Resistencia a rotura | Alargamiento   |             |
|----------------------------|----------------------------|-------------|-----------------|----------------------|----------------|-------------|
|                            |                            |             | YS (MPa)        | UTS (MPa)            | $\epsilon$ (%) |             |
| Rectangular                | 175°C - 3h                 | Vertical    | 272 ± 1         | 386 ± 6              | 5,60 ± 0,1     |             |
|                            |                            | Horizontal  | 283 ± 1         | 452 ± 3              | 15,25 ± 2,7    |             |
|                            | 175 °C - 6h                | Vertical    | 306 ± 4         | 396 ± 15             | 3,59 ± 1,1     |             |
|                            |                            | Horizontal  | 303 ± 3         | 434 ± 3              | 10,16 ± 1,1    |             |
|                            | 190 °C - 18h               | Vertical    | 319 ± 2         | 414 ± 2              | 4,15 ± 0,4     |             |
|                            |                            | Horizontal  | 322 ± 5         | 439 ± 4              | 9,41 ± 0,2     |             |
|                            | 190 °C - 26h               | Vertical    | 321 ± 2         | 443 ± 10             | 6,12 ± 2,3     |             |
|                            |                            | Horizontal  | 324 ± 3         | 452 ± 1              | 8,93 ± 0,8     |             |
|                            | Geometría Recta - Hatching | 175 °C - 3h | Vertical        | 0                    | 163 ± 13       | 0,00        |
|                            |                            |             | Horizontal      | 287 ± 4              | 459 ± 14       | 18,36 ± 0,8 |
|                            |                            | 175 °C - 6h | Vertical        | 0                    | 251 ± 65       | 0,08 ± 0,1  |
|                            |                            |             | Horizontal      | 332 ± 8              | 470 ± 18       | 9,10 ± 2,1  |
| 190 °C - 26h               |                            | Vertical    | 304 ± 2         | 405 ± 18             | 3,09 ± 1,1     |             |
|                            |                            | Horizontal  | 321 ± 8         | 445 ± 5              | 8,44 ± 0,8     |             |
| Geometría Recta - Circling | 175 °C – 3h                | Vertical    | 0               | 131 ± 14             | 0,00           |             |
|                            |                            | Horizontal  | 317 ± 10        | 463 ± 11             | 14,55 ± 1,3    |             |
|                            | 175 °C – 6h                | Vertical    | 0               | 150 ± 16             | 0,00           |             |
|                            |                            | Horizontal  | 300 ± 8         | 436 ± 30             | 7,83 ± 2,9     |             |
|                            | 190 °C - 26h               | Vertical    | 298 ± 1         | 415 ± 510            | 5,45 ± 1,5     |             |
|                            |                            | Horizontal  | 322 ± 8         | 446                  | 8,38 ± 0,8     |             |

Las probetas con geometría recta muestran un alargamiento nulo cuando se utilizan temperaturas de envejecimiento bajas (175 °C) con tiempos de mantenimiento cortos (3-6 h). Analizando la microestructura obtenida por SEM, se puede concluir, que esto se debe a que el tratamiento térmico da lugar a una precipitación de fases ricas en Al y Cu de gran tamaño (10-20 micras) y alargadas en bordes de grano. El tamaño y grosor de estas fases es incluso superior a las observadas en el estado *as-built*, aunque el porcentaje de estas fases en área parece menor (Figura 4.29). La combinación de estas fases alargadas y gruesas en los bordes de grano con la geometría columnar de esos granos en el sentido vertical observado en las geometrías rectas resulta en una fractura prematura de las probetas sin alcanzarse deformaciones plásticas elevadas, por lo que estas muestras rompen incluso antes de alcanzarse el límite elástico.

Por el contrario, con el tratamiento de 190 °C durante 26 horas, se forman fases ricas en Al y Cu con un tamaño inferior a 5 micras y geometría esférica (forma redonda en las micrografías de SEM) que evitan la rotura prematura de las probetas ensayadas en la dirección vertical.

La resistencia y alargamiento de la geometría rectangular es notablemente mayor en comparación con la geometría recta (hasta un 4 % mayor en límite elástico y un 5 % en resistencia a la rotura) en la misma condición de tratamiento térmico a 190 °C durante 26 h. Además, en esta geometría rectangular, la diferencia entre la dirección vertical y horizontal en límite elástico y resistencia a la rotura es extraordinariamente baja, lo cual significa que la resistencia es isotrópica (Tabla 4.13). La microestructura de la geometría rectangular muestra (Figura 4.26) unos granos equiáxicos en el estado tras fabricación, pero da lugar a propiedades mecánicas con menor resistencia y mayor anisotropía con tratamientos térmicos cortos y de baja temperatura. Sin embargo, se obtiene un mejor balance e isotropía cuando el tratamiento térmico se da en mayores temperaturas con más tiempo de mantenimiento.

Tabla 4.13: Anisotropía de las propiedades mecánicas a tracción obtenidas con distintas geometrías, estrategias de deposición y tratamientos térmicos con el metal de aporte ER2319.

| Geometría                  | Tratamiento térmico | Anisotropía (%) |                      |              |
|----------------------------|---------------------|-----------------|----------------------|--------------|
|                            |                     | Límite elástico | Resistencia a rotura | Alargamiento |
| Geometría Rectangular      | 190 °C - 18h        | 1,17            | 5,99                 | 126,63       |
|                            | 190 °C - 26h        | 0,94            | 2,01                 | 45,94        |
| Geometría recta – Hatching | 190 °C - 26h        | 5,54            | 9,91                 | 173,31       |
| Geometría recta – Circling | 190 °C - 26h        | 7,77            | 7,49                 | 53,76        |

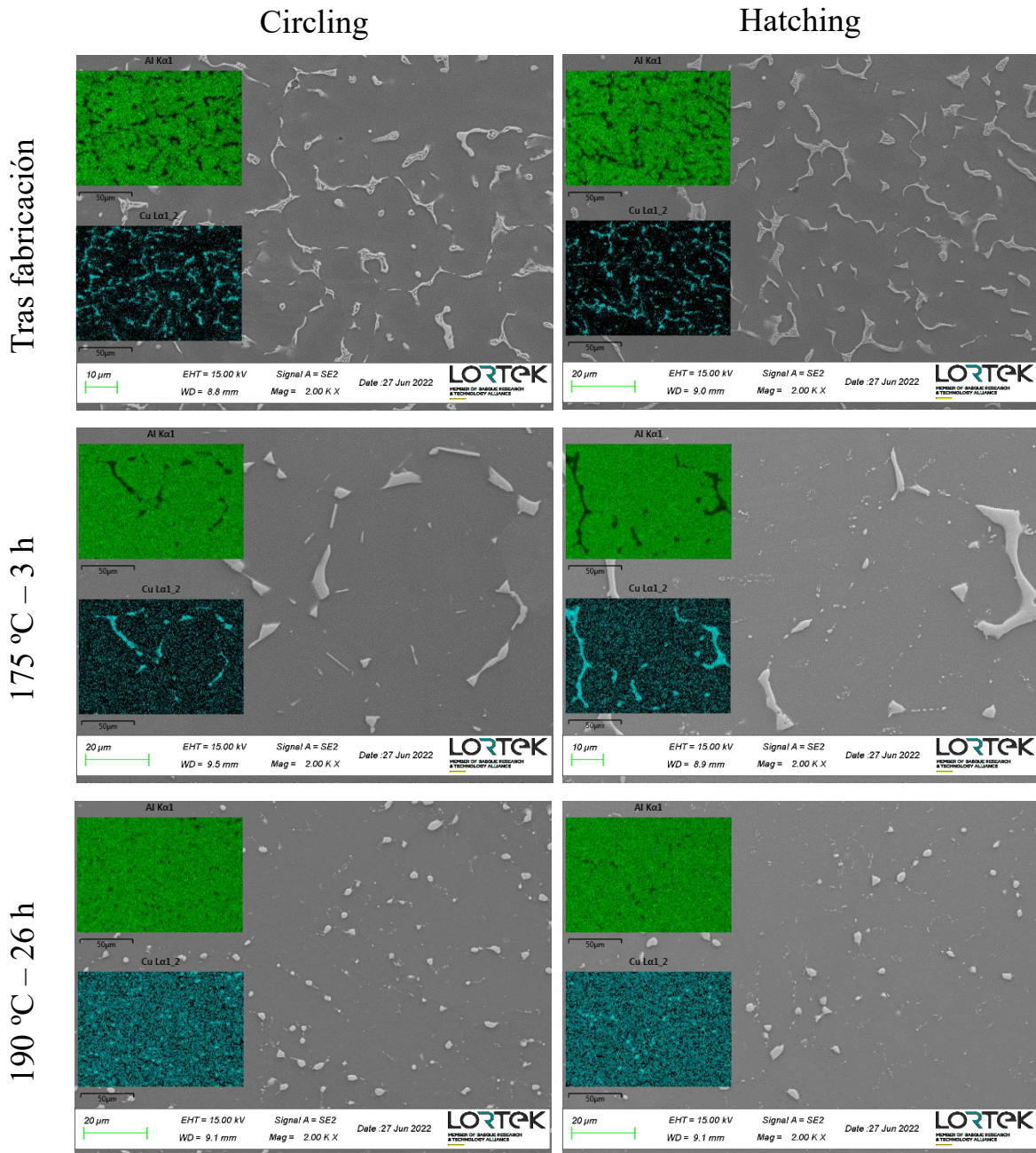


Figura 4.29: Microestructura y análisis de fases en muestras con diferentes tratamientos térmicos para la geometría recta con metal de aporte ER2319. En verde el contenido de Al y en azul el contenido de Cu.

### 3. Aleación Al-Zn-Mg nano-modificada con TiC (7075 TiC)

#### 3.1 Caracterización del metal de aporte

Esta aleación experimental similar a la AA7075 contiene nanopartículas de carburos de titanio (TiC) con el objetivo de actuar como zonas de nucleación durante la solidificación y afinar el tamaño de grano y consecuentemente evitar el agrietamiento en caliente. Esta misma aleación se ha empleado previamente de forma satisfactoria en aplicaciones de soldadura TIG [69] [70], sin embargo, la información que existe es limitada.

En la Tabla 4.14 se muestra el análisis de composición química del hilo mediante la técnica ICP-OES. Los valores de la segunda línea (IK=2) corresponden a la incertidumbre para un intervalo de confianza del 95 %. En la tabla también se indican los límites de composición química de cada elemento para la aleación 7075 especificado por *The Aluminum Association* [120], y el rango para la composición suministrada por el fabricante del hilo.

Tabla 4.14: Composición química real del hilo de aleación 7075 TiC calculada por Azterlan mediante la técnica ICP-OES.

| Referencia        |               | Zn      | Mg      | Cu      | Fe   | Si    | Cr        | Ti      | C         | Otros |
|-------------------|---------------|---------|---------|---------|------|-------|-----------|---------|-----------|-------|
| <b>Hilo 7075</b>  | Al en balance | 5,93    | 2,37    | 1,54    | 0,16 | 0,063 | <0,03     | 1,48    | 0,29      | <0,03 |
| <b>TiC</b>        | (IK =2)       | (*)0,25 | 0,09    | 0,04    | 0,04 | 0,012 |           | (*)0,09 | (*)       |       |
| <b>7075 [114]</b> | Al en balance | 5,1-6,1 | 2,1-2,9 | 1,2-2,0 | 0,50 | 0,40  | 0,18-0,28 | 0,10    | -         | 0,05  |
| <b>7075 TiC</b>   | Al en balance | 5,1-6,1 | 2,1-2,9 | 1,2-2   | <0,5 | <0,4  | < 0,2     | 0,4-1   | 0,12-0,26 |       |

(\*) Fuera de rango

Con estos resultados se determina que el hilo cuenta con una composición química dentro de los valores de la aleación 7075, a excepción del titanio y carbono, pero esto se debe a las nanopartículas de TiC. En la composición no ha determinado el contenido de C, debido a que es un elemento de bajo peso atómico, no detectable mediante la técnica de ICP-OES. Este contenido se ha determinado utilizando un analizador de combustión con detector infrarrojo. Si se tiene en cuenta la incertidumbre para un intervalo de confianza del 95 %, la cantidad de Zn también se sale del límite establecido por la norma y los valores indicados por el fabricante, por lo que no podría considerarse una aleación 7075.

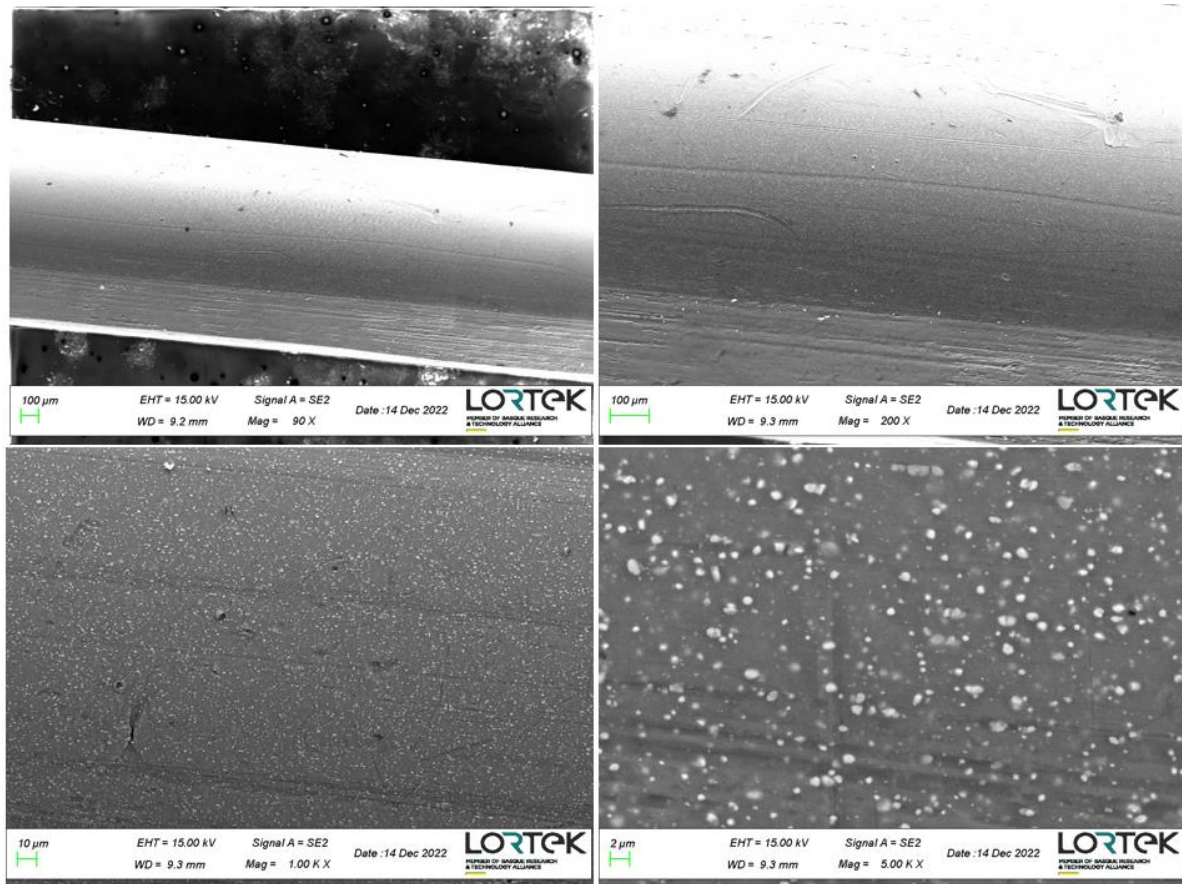
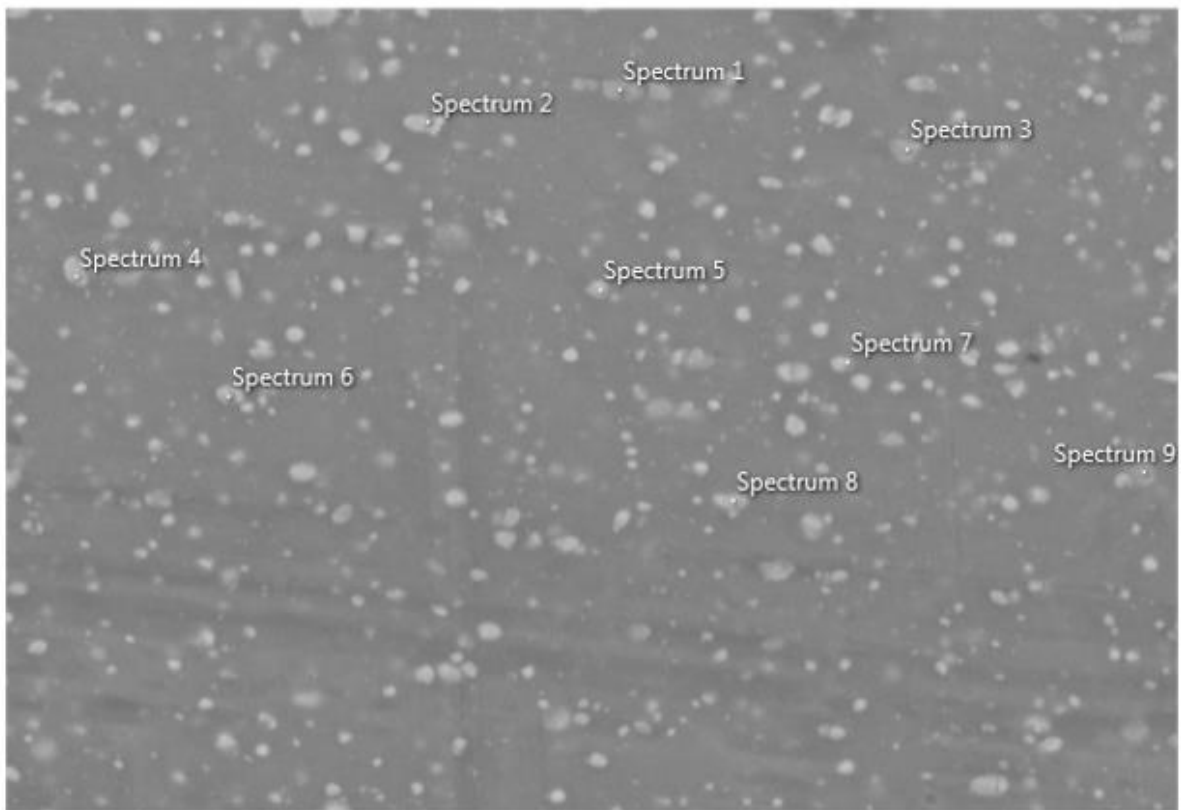


Figura 4.30: Micrografías tomadas en el FEG-SEM de la superficie del metal de porte del hilo de aleación 7075 TiC.

En el análisis de la superficie del hilo mediante FEG-SEM (Figura 4.30) se observa que la superficie del hilo es lisa, con alto contenido de unas partículas redondas blancas con distintas tonalidades distribuidas aleatoriamente por toda la superficie. Dichas partículas se dividen en dos composiciones (Figura 4.31 y Figura 4.32): unas ricas en aluminio y zinc y otras ricas en aluminio y cobre. Aquellas con alto contenido en zinc se ven claramente blancas mientras que las que tienen un alto contenido en cobre se presentan más grisáceas.

**Electron Image 1**



| Spectrum | Composición química en peso (wt. %) |      |      |     |     |
|----------|-------------------------------------|------|------|-----|-----|
|          | Al                                  | Zn   | Cu   | Mg  | Ti  |
| 1        | 64,1                                | 3,8  | 22,3 | 6,6 | 2,5 |
| 2        | 51,3                                | 31,8 | 7,5  | 6,9 | 0,7 |
| 3        | 54,1                                | 5    | 29,4 | 9,2 | 0,8 |
| 4        | 50,4                                | 31   | 8    | 6,3 | 3,8 |
| 5        | 59,4                                | 26,5 | 6,8  | 6,2 | 0,3 |
| 6        | 74,8                                | 16,6 | 4,1  | 3,1 | 0,7 |
| 7        | 73,3                                | 17,3 | 4,2  | 3,7 | 0,5 |
| 8        | 56,9                                | 28,3 | 8,1  | 5   | 0,7 |
| 9        | 56,9                                | 5,2  | 27,2 | 8,7 | 1,6 |

Figura 4.31: Micrografía tomada en el FEG-SEM para análisis de la composición de las partículas presentes en el metal de aporte del hilo de aleación 7075 TiC y composición de diferentes partículas determinadas por EDX.

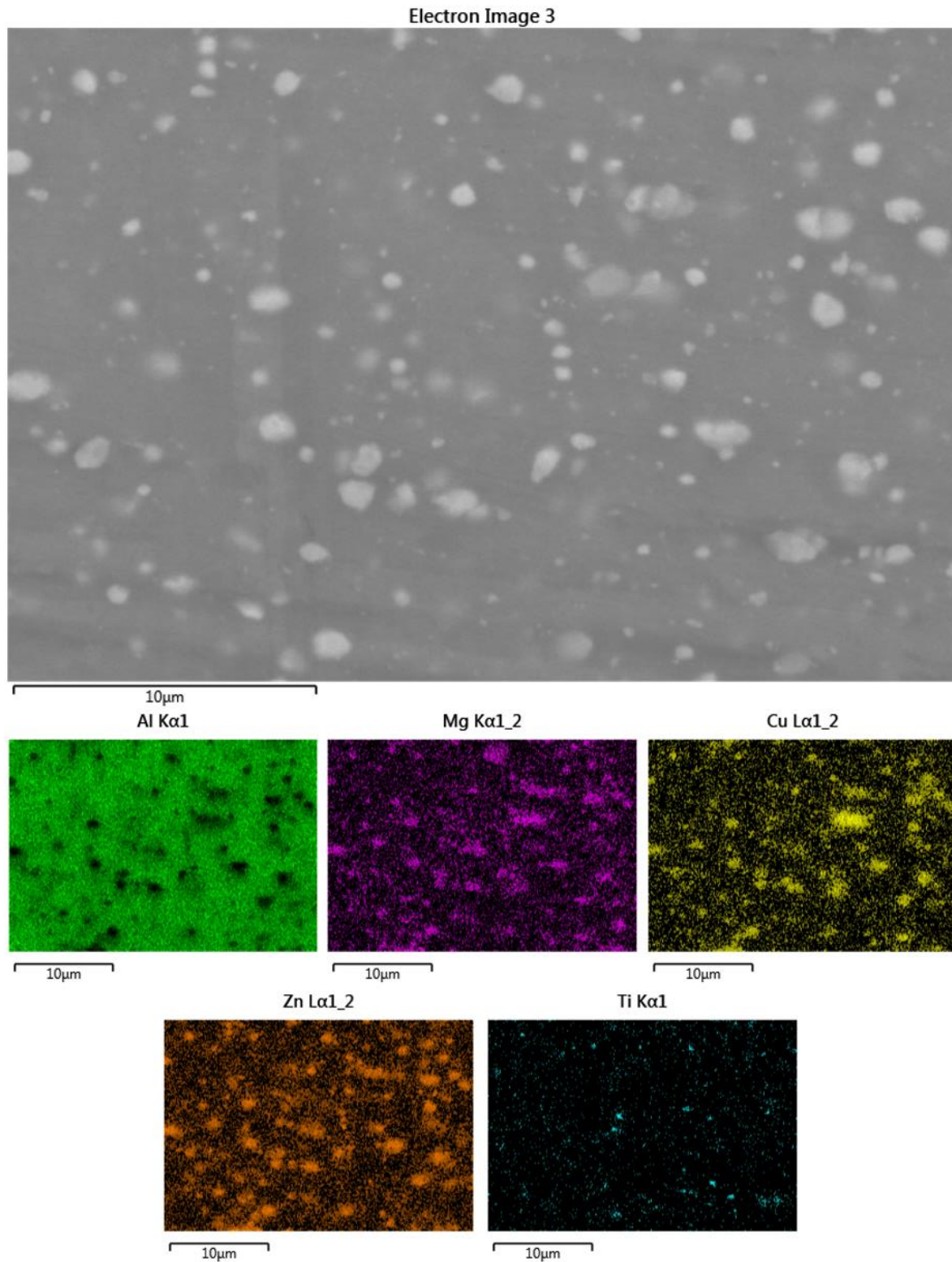


Figura 4.32: Micrografía tomada en el FEG-SEM para análisis de la composición de las partículas presentes en el metal de aporte del hilo de aleación 7075 TiC.



### 3.2 Condiciones de fabricación por WAAM

En el estudio de la aleación experimental 7075 con nanopartículas de carburos de titanio (7075 TiC), se han analizado las cuatro tecnologías CMT existentes: CMT, CMT-P, CMT-ADV y CMT-PADV. Cabe señalar que no existían trabajos previos sobre la soldadura por MIG-MAG ni sobre WAAM con esta aleación. A lo largo de todo el estudio con esta aleación, se han mantenido parámetros constantes por las lecciones aprendidas en las aleaciones anteriores. Estos parámetros se muestran en la Tabla 4.15:

Tabla 4.15: Parámetros de fabricación empleados con el metal de aporte del hilo de la aleación 7075 TiC.

| Nombre  | Parámetro | Unidad |
|---|-----------|--------|
| Balance EP/EN   | 0         | -      |
| Velocidad de avance (TS)  | 0,6       | m/min  |
| Tiempo de espera entre capas                                      | 90        | s      |
| Desplazamiento de crecimiento                                     | 2,1-2,4   | mm     |
| Diámetro de tobera  | 18        | mm     |
| Distancia de la punta de la tobera a la base de deposición (NTWD) | 12        | mm     |
| Tipo de gas de protección   | Argón Q1  | -      |
| Caudal de gas de protección                                       | 30        | l/min  |
| Amplitud del movimiento Circling (Am)                             | 2         | mm     |
| Frecuencia del movimiento Circling (F)                            | 3         | Hz     |

Con cada tecnología de fabricación empleada, se han utilizado los parámetros eléctricos que se muestran en la Tabla 4.16, asimismo, cada combinación de parámetros ha generado un cordón que ha necesitado de un crecimiento diferente para asegurar la estabilidad de la pieza. Esta combinación de parámetros eléctricos genera unos espesores de pieza de 6 a 8 mm, para hatching y circling respectivamente, como en las anteriores aleaciones estudiadas (Figura 4.33).

Tabla 4.16: Parámetros eléctricos empleados con cada tecnología de fabricación con el metal de aporte del hilo de la aleación 7075 TiC.

| Tecnología de fabricación | WFS (m/min) | Corriente (A) | Tensión (V) | Desplazamiento de crecimiento (mm) |
|---------------------------|-------------|---------------|-------------|------------------------------------|
| CMT                       | 5,3         | 95            | 12,7        | 1,4                                |
| CMT-P                     | 6,3         | 130           | 17,9        | 1,3                                |
| CMT-ADV                   | 6,3         | 127           | 14,1        | 1,4                                |
| CMT-PADV                  | 10,5        | 129           | 12,4        | 2                                  |

En los casos de usar una tecnología *Advanced* con el parámetro de balance EP/EN, este se ha mantenido constante a 0. Otros parámetros que se han mantenido constantes durante todas las fabricaciones han sido el tiempo de espera entre capas a 90 segundos y el caudal de gas de protección Argón Q1 a 30 L/min. En todos los casos, para evitar el defecto *necking* se ha empleado la tecnología CMT-P en la primera capa con 129 A de intensidad y 5,6 m/min de alimentación de hilo para asegurar un buen mojado en el metal base.

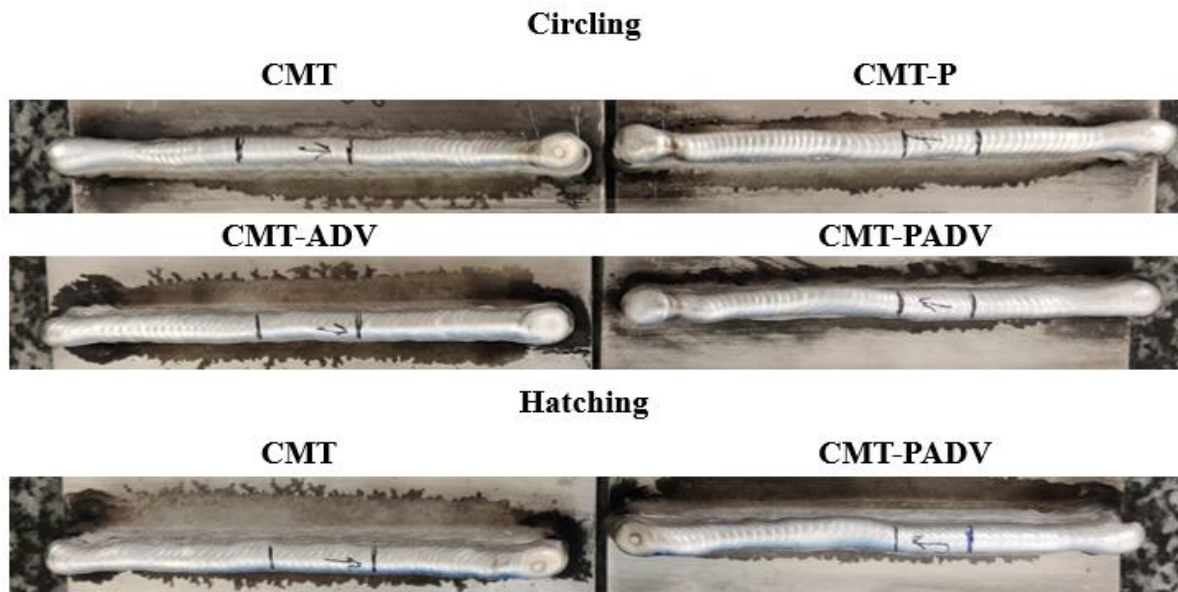


Figura 4.33: Piezas fabricadas con las distintas tecnologías CMT y estrategias de deposición con el metal de aporte del hilo de aleación 7075 TiC.

El estudio ha comenzado por un análisis de la influencia de los parámetros de fabricación en la porosidad resultante (Tabla 4.17), se ha observado el efecto que tiene la estrategia de deposición (hatching o circling) en dicho defecto para las diferentes curvas de CMT en paredes rectas de 20 capas (Figura 4.34).

Tabla 4.17: Resultados de porosidad resultante con distintas tecnologías CMT y estrategias de deposición con el metal de aporte del hilo de aleación 7075 TiC.

| Estrategia de deposición | Tecnología de fabricación | % Porosidad |
|--------------------------|---------------------------|-------------|
| Circling                 | CMT                       | 0,38        |
|                          | CMT-P                     | 0,26        |
|                          | CMT-ADV                   | 0,47        |
|                          | CMT-PADV                  | 0,89        |
| Hatching                 | CMT                       | 1,08        |
|                          | CMT-PADV                  | 3,01        |

Para la estrategia circling, el cual se ha mantenido con una amplitud ( $A_m$ ) de 2 mm y frecuencia ( $F$ ) de 3 Hz, los resultados de porcentaje de porosidad en área se encuentran por debajo del 1 %, mientras que con hatching la porosidad es mucho mayor, particularmente para la curva CMT-PADV. En la estrategia de deposición circling, la tecnología CMT utilizada no afecta notoriamente, ya que en todos los casos se obtiene un resultado parecido, a excepción nuevamente del CMT-PADV, con la cual se obtiene una porosidad superior (0,89 %). En ninguno de los casos se ha observado la presencia de agrietamiento en caliente, por lo que se confirma el efecto de las partículas de TiC para evitar este problema.

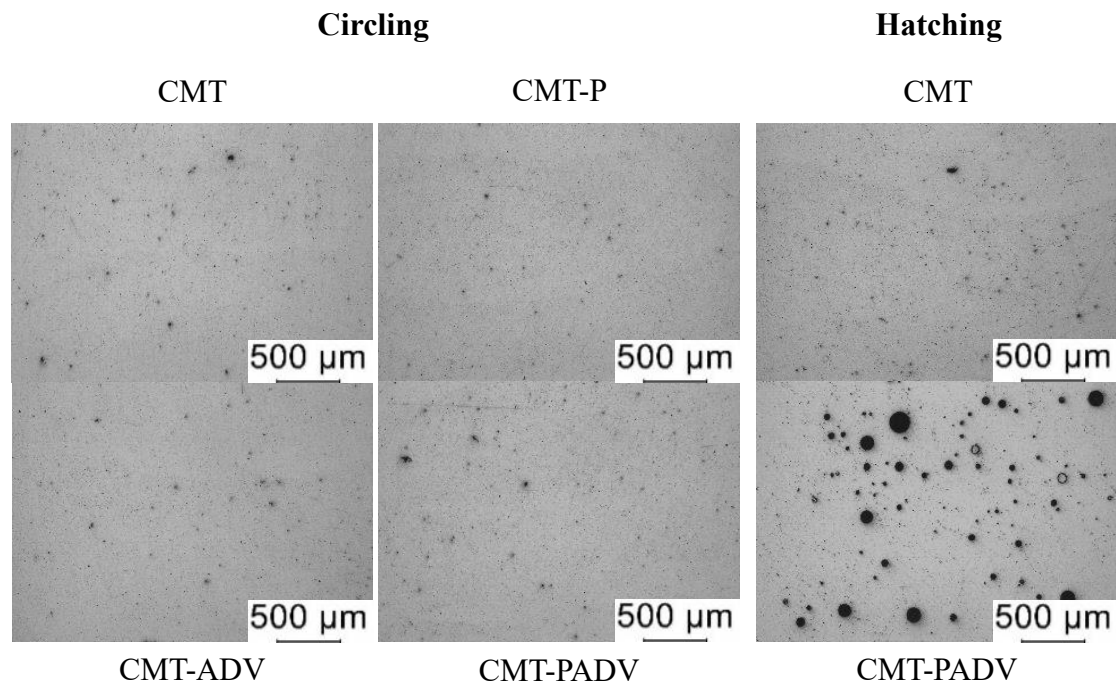


Figura 4.34: Micrografías que muestran la porosidad resultante con distintas tecnologías CMT y estrategias de deposición para la aleación 7075 TiC.

En las micrografías de la Figura 4.34 se muestran los distintos niveles de porosidad en zonas intermedias del aporte. A continuación, en la Figura 4.35 se muestra un corte de una sección transversal completa analizada de cada muestra, donde puede apreciarse que la única tecnología CMT que ha evitado poros de gran tamaño es CMT-P. Además, en la estrategia de deposición hatching, la diferencia respecto a circling se hace mucho más notoria cuando se analiza la sección transversal al completo, y una vez más se corrobora que la tecnología CMT tiene más porosidad de gran tamaño que la tecnología CMT-PADV.

Esta aleación de aluminio, 7075 con nanopartículas de TiC, únicamente se ha empleado para generar soldaduras ([69], [70]), no en la fabricación aditiva, por lo que la porosidad obtenida en este trabajo no puede compararse con ningún otro estudio.

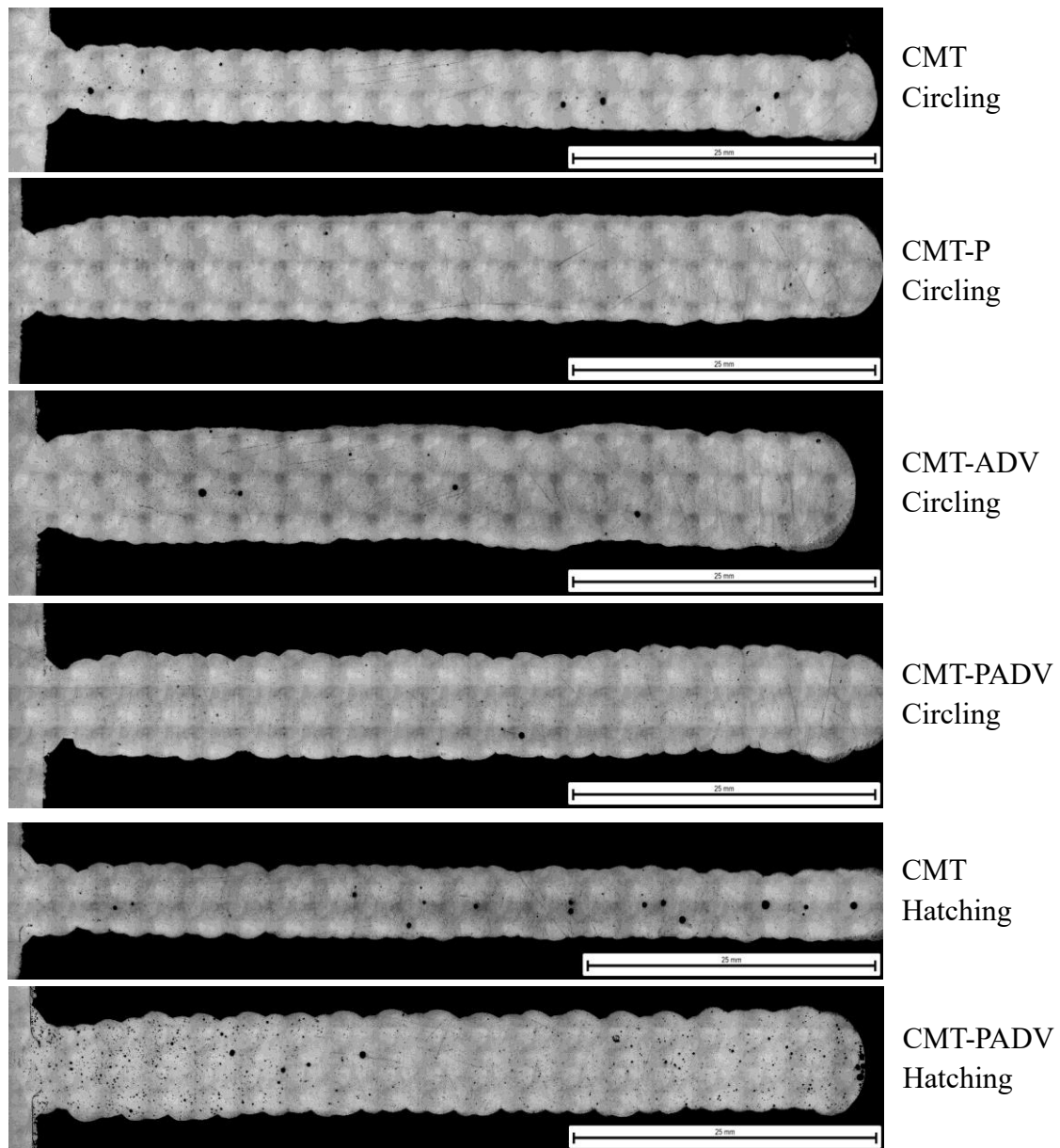


Figura 4.35: Corte de la sección transversal de paredes WAAM con distintas tecnologías CMT y estrategias de deposición para la aleación 7075 TiC (Escala 25 mm).

El análisis microestructural de las paredes WAAM en el estado de fabricación, muestra granos equiaxiales y de similar tamaño a lo largo de toda la pared en todos los casos analizados, independientemente de la estrategia utilizada, lo que sugiere un gradiente térmico similar en todos los casos. También se observa la presencia de una fase gris con forma de estrella. Como se muestra en la Figura 4.36, la formación de esta fase es debido a que tiene un alto contenido en aluminio y titanio. Tras analizar la microestructura de las muestras tratadas térmicamente se puede observar que esta fase no se disuelve tras el tratamiento térmico.

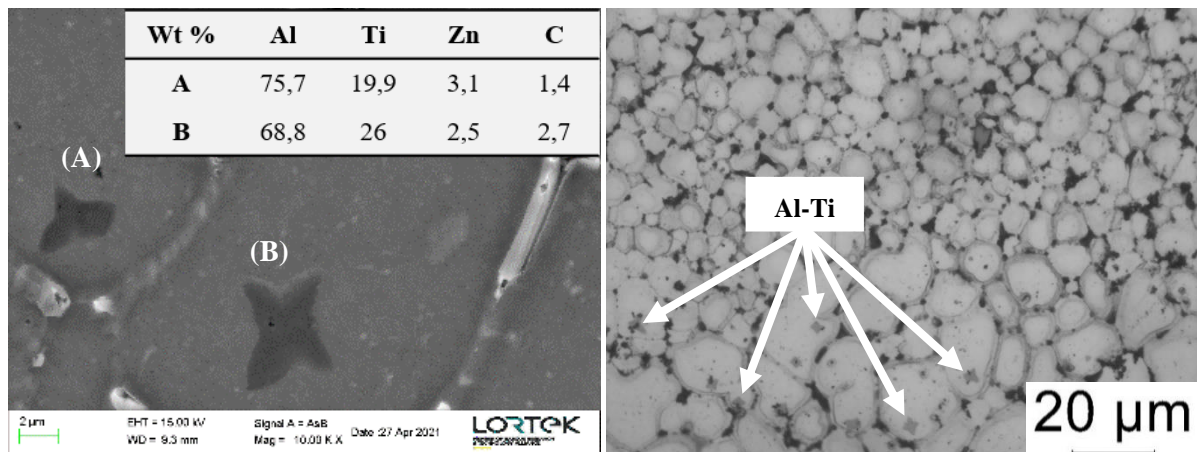


Figura 4.36: Micrografías obtenidas en el SEM (izq.) y en el microscopio óptico (dch.) de la microestructura obtenida con el aporte de metal de hilo de aleación 7075 TiC.

Analizando la microestructura se concluye que las nanopartículas han resultado ser efectivas para evitar el agrietamiento en caliente, pero además aseguran una microestructura compuesta por granos equiaxiales muy homogénea a lo largo de toda la muestra. El análisis del tamaño de grano ha mostrado unos resultados con muy baja desviación estándar como puede verse en la siguiente Tabla 4.18:

Tabla 4.18: Resultado de tamaño de grano determinado en paredes WAAM de la aleación 7075 TiC.

| Muestra  | Área media de grano ( $\mu\text{m}^2$ ) | Diámetro equivalente ( $\mu\text{m}$ ) |
|----------|---|--|
| 7075 TiC | $315 \pm 140$                           | $20 \pm 4,5$                           |

En el análisis de composición química llevada a cabo, se pueden ver diferencias en algunos elementos (Tabla 4.19). En ella, se muestra la composición química del hilo 7075 TiC anteriormente mencionada.

La muestra fabricada por WAAM presenta una pérdida significativa de Zn y de Mg (12,6 % y 18,1 % significativamente) compatible con la evaporación de ciertos compuestos durante el proceso de soldadura.

Tabla 4.19: Composición química final de una pieza fabricada con hilo de aleación 7075 TiC mediante WAAM calculada por Azterlan mediante la técnica ICP-OES.

| Referencia                          | Zn            | Mg      | Cu   | Fe   | Si   | Cr    | Ti      | C    | Otros      |
|-------------------------------------|---------------|---------|------|------|------|-------|---------|------|------------|
| <b>Hilo 7075 TiC</b>                | Al en balance | 5,93    | 2,37 | 1,54 | 0,16 | 0,063 | <0,03   | 1,48 | 0,29 <0,03 |
|                                     | (IK =2)       | (*)0,25 | 0,09 | 0,04 | 0,04 | 0,012 | (*)0,09 | (*)  |            |
| <b>Pieza fabricada con 7075 TiC</b> | Al en balance | 5,18    | 1,94 | 1,67 | 0,22 | 0,062 | <0,03   | 1,35 | 0,30 <0,03 |
|                                     | (IK=2)        | 0,22    | 0,07 | 0,05 | 0,05 | 0,012 | (*)0,08 | (*)  |            |

(\*) Fuera de rango

### 3.3 Ensayos de tracción

En base a los resultados de porosidad obtenidos, se descarta el uso de la estrategia hatching con esta aleación, y de la tecnología CMT convencional, debido al alto contenido de poros aleatorios de gran tamaño, para el estudio de las propiedades mecánicas.

Por tanto, se analiza el efecto de las otras tres tecnologías CMT analizadas (CMT-P, CMT-ADV y CMT-PADV) en las propiedades a tracción. Para ello se han fabricado paredes con geometría recta de las cuales extraer tres probetas de tracción en las direcciones de ensayos vertical y horizontal como se describe en el apartado 7.7 Tracción dentro del apartado 7 Análisis y procedimientos de medida en el CAPÍTULO III: Diseño de la metodología de análisis. Las piezas se han fabricado como con la aleación ER5356, es decir, se han fabricado unas más estrechas y altas (70 x 130 mm, respectivamente) para extraer las probetas verticales, y se han fabricado otras más anchas y bajas (130 x 70 mm, respectivamente) para extraer las probetas horizontales. A estas piezas, antes de extraer las probetas, se les ha aplicado un tratamiento térmico T73 similar al que se indica para la aleación AA7075, que consiste en una etapa de solubilización a 480 °C durante 70 minutos, seguido de un temple al agua y finalizado con una etapa de precipitación dividida en dos fases: la primera a 107 °C durante 6 horas y seguido la segunda a 163 °C durante 24 horas. Con este metal de aporte, no se han estudiado distintas temperaturas y tiempo de envejecimiento debido a que no hay incoherencia en la bibliografía como la había con la aleación ER2319.

Cabe destacar, que tal como ocurre con la porosidad, este metal de aporte no se ha empleado para realizar piezas mediante fabricación aditiva, por lo que no hay estudios con los que comparar los resultados de propiedades mecánicas a tracción obtenidas en este trabajo. Sin embargo, se ha tomado como referencia los valores de propiedades mecánicas a tracción que presenta la aleación 7075 a modo de comparación. Esta aleación, reporta unos valores de resistencia a la rotura de 462 MPa, límite elástico de 386 MPa y alargamiento de 8% [121].

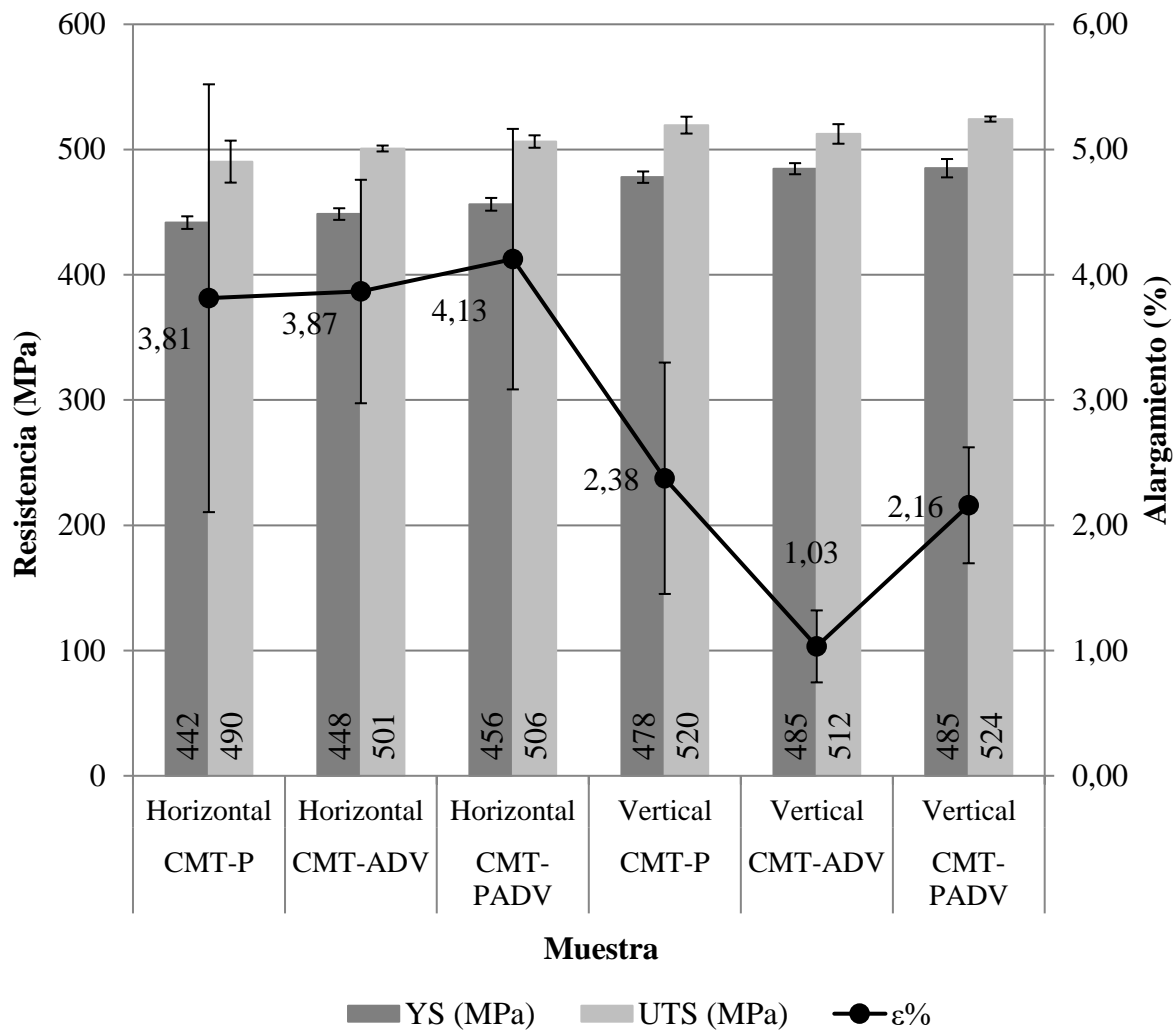


Figura 4.37: Propiedades mecánicas obtenidas con distintas tecnologías CMT con el aporte del hilo de aleación 7075 TiC.

Los resultados obtenidos (Figura 4.37) muestran que la tecnología CMT utilizada tiene influencia sobre todo en el alargamiento en la dirección vertical, que como se ha visto a lo largo del estudio, es el más crítico. Con CMT-ADV el alargamiento se ve severamente reducido especialmente en la dirección vertical, mientras que el resto de los resultados la reducción no es tan severa. A pesar de ello, es la tecnología CMT-PADV la que obtiene las mayores resistencias y alargamientos, a excepción del alargamiento en dirección vertical, muy similar al resultado obtenido con CMT-P.

En paralelo, se ha estudiado la evolución de la dureza a lo largo del tratamiento térmico de una muestra WAAM fabricada con CMT-PADV, extrayendo muestras cada dos horas durante la etapa de precipitación. La metodología aplicada para estudiar esta dureza ha sido la detallada en el apartado 7.6 Dureza del CAPÍTULO III: Diseño de la metodología de análisis. En la Figura 4.38 puede observarse que al final de la primera etapa, la dureza es notablemente más baja que en el resto del tratamiento térmico, mientras que a la mitad de la segunda fase de precipitación (163 °C 12 h) se obtienen los valores máximos. Esta dureza se

estabiliza a medida que avanza el tratamiento térmico hasta obtener un valor medio entre los valores máximos y mínimos obtenidos.

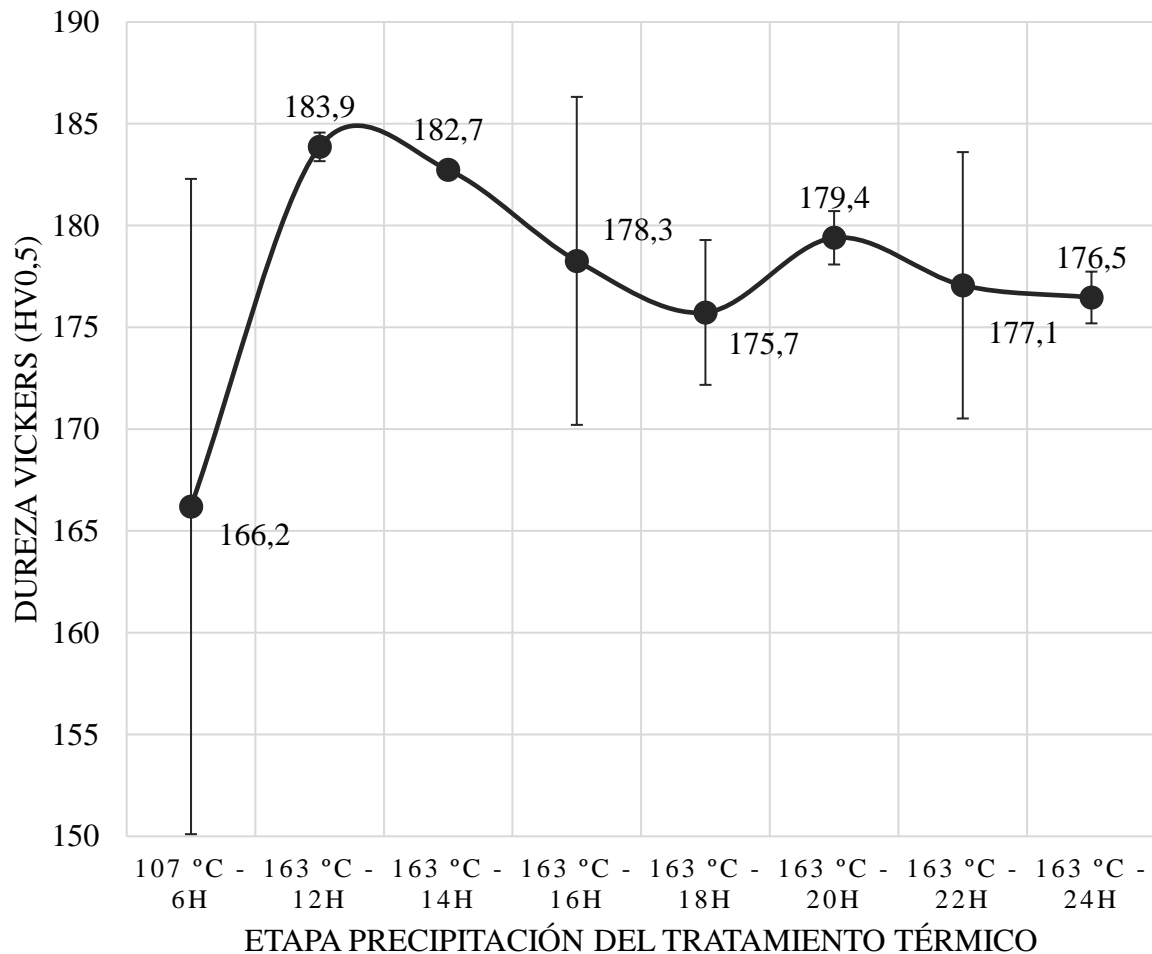


Figura 4.38: Evolución de la dureza durante el tratamiento térmico aplicado al material de aporte del hilo de aleación 7075 TiC.

En vista de los resultados de dureza, se estudia la posibilidad de realizar el tratamiento térmico parcial para mejorar el alargamiento tan reducido obtenido con el tratamiento convencional para la aleación AA7075. En este caso, se ha seleccionado sólo la tecnología CMT-PADV para este estudio. Además, se deciden fabricar piezas con geometría rectangular debido a que se vio previamente que, con la aleación ER2319 esta geometría mejora en gran medida la isotropía de las propiedades mecánicas y los resultados obtenidos con las diferentes geometrías no son comparables entre ellas debido a la diferencia microestructural que se presenta. En concreto se estudian tres tratamientos térmicos: tratamiento con sólo la primera fase de la etapa de precipitación (107 °C durante 6 horas), tratamiento hasta la mitad de la segunda fase de precipitación (163 °C durante 12 horas) y también el tratamiento completo, para estudiar y poder comparar la influencia de la geometría con los resultados anteriores en paredes rectas. Los resultados con estas configuraciones se muestran a continuación (Figura 4.39):



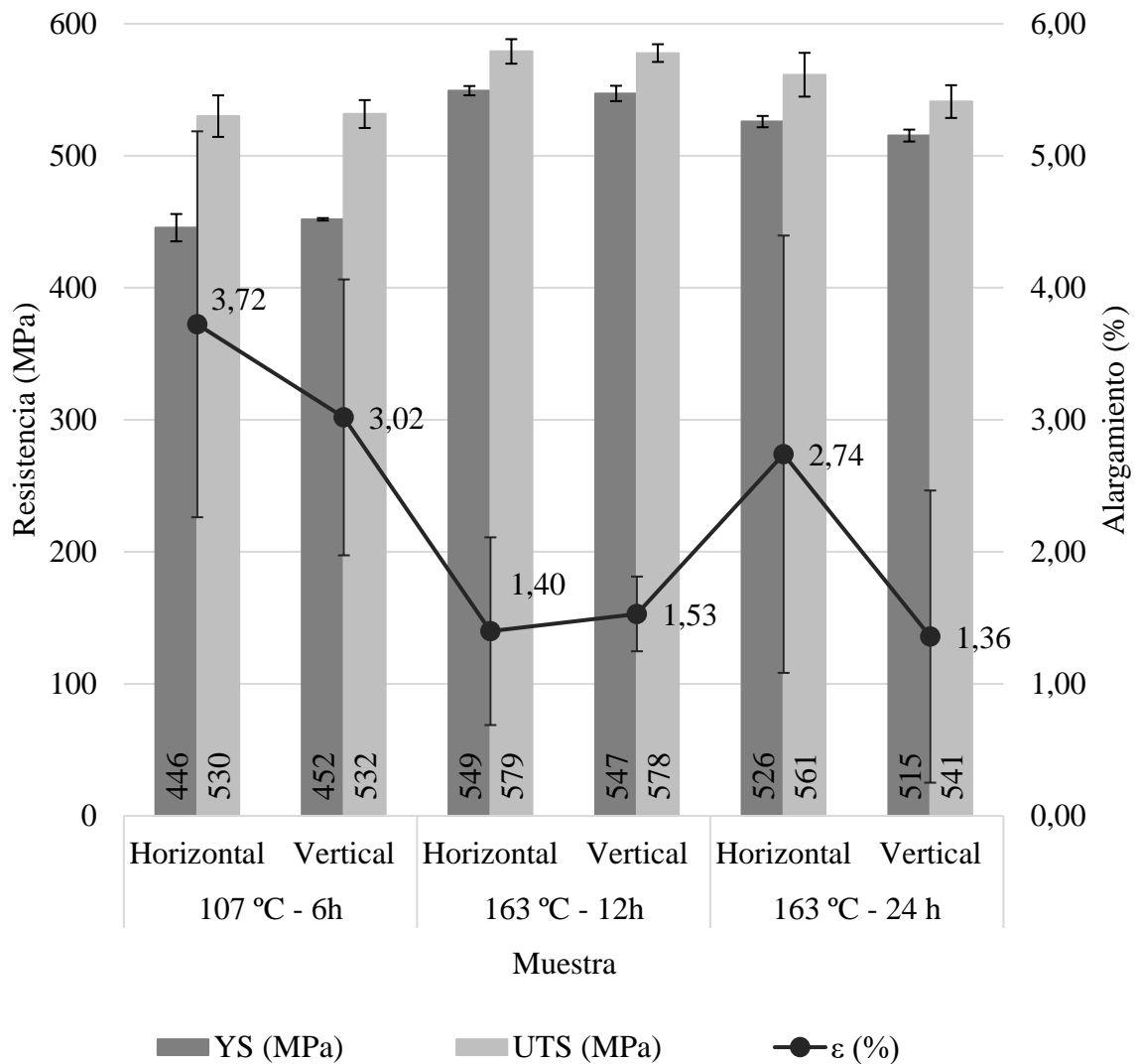


Figura 4.39: Propiedades mecánicas obtenidas con geometría rectangular y tecnología CMT-PADV con distintos tratamientos térmicos para el aporte del hilo de aleación 7075 TiC.

En la siguiente Tabla 4.20, puede compararse la mejora en la anisotropía que se obtiene con la fabricación mediante CMT-PADV y el tratamiento térmico completo T73 en geometría recta o rectangular. Puede apreciarse, que las propiedades mecánicas a tracción obtenidas con ambas condiciones tienen una alta isotropía, y la geometría no presenta una mejora significativa. Esto se debe a las nanopartículas de TiC, que como se ha comentado antes, posibilitan una microestructura equiaxial independientemente de la estrategia empleada.

Tabla 4.20: Anisotropía obtenida en la fabricación mediante CMT-PADV y tratamiento térmico T73 con el aporte del hilo de aleación 7075 TiC y diferentes geometrías.

| Geometría             | Tratamiento térmico | Anisotropía (%) |                      |              |
|-----------------------|---------------------|-----------------|----------------------|--------------|
|                       |                     | Límite elástico | Resistencia a rotura | Alargamiento |
| Geometría Rectangular | 163 °C - 24h        | 2,01            | 50,43                | 25,21        |
| Geometría recta       | 163 °C - 24h        | 5,95            | 3,42                 | 47,64        |

Se puede ver en la siguiente Figura 4.40, que para el caso donde la dureza es menor, se obtienen las menores resistencias y mayores alargamientos, mientras que, para el caso de mayor dureza, se obtienen las mayores resistencias y menores alargamientos. Esto demuestra la relación directa que existe entre la dureza y resistencia y la inversa entre la dureza y alargamiento. En el caso del tratamiento completo donde se obtienen unos valores de dureza intermedios, las propiedades a tracción también muestran la misma tendencia, obteniendo una resistencia y alargamiento medios respecto a las otras condiciones.

En esta Figura 4.40 se ha comparado la dureza obtenida con las distintas geometrías de fabricación (recta y rectangular) tras aplicar el mismo tratamiento térmico. Se observa que la dureza en la geometría rectangular es mucho mayor que en la geometría recta, y que la tendencia de los tratamientos térmicos similar, obteniendo la menor dureza tras la primera fase de la etapa de precipitación, el mayor valor de dureza en la mitad de la segunda etapa.

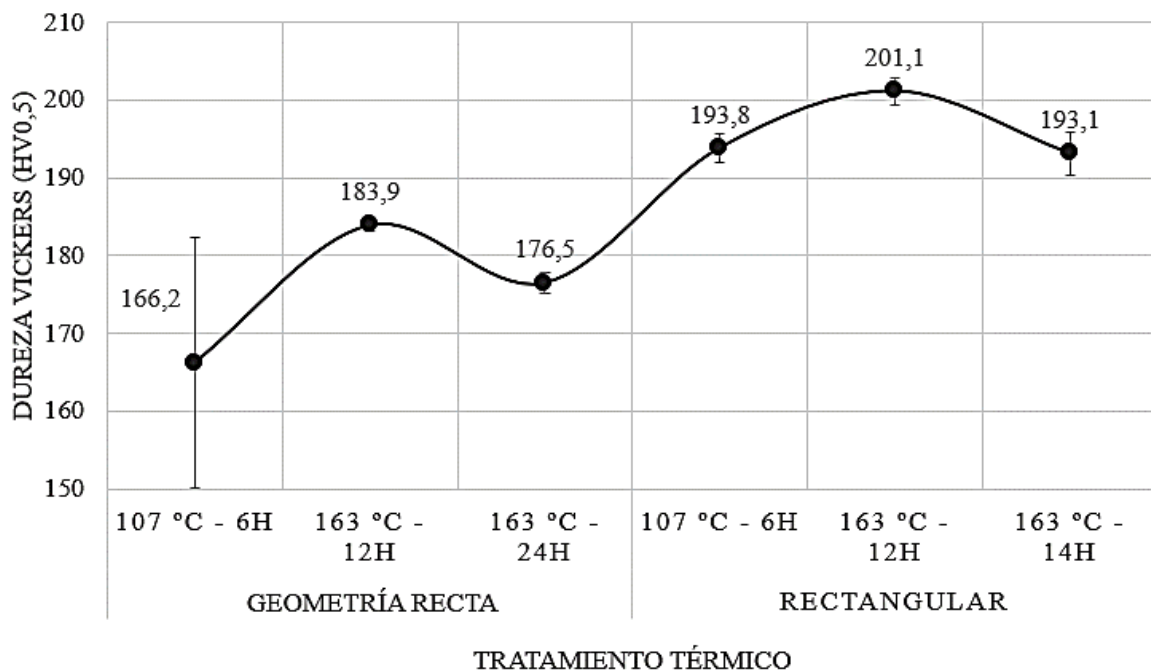


Figura 4.40: Comparación de la dureza obtenida entre las dos geometrías estudiadas con distintos tratamientos térmicos y metal de aporte del hilo de aleación 7075 TiC.

No obstante, en la Figura 4.41 se puede observar como la dureza en las tres condiciones de tratamientos térmicos estudiadas evolucionan con el tiempo a temperatura ambiente de forma natural. En los dos tratamientos incompletos, se observa que la dureza varía por lo que la pieza continúa envejeciendo naturalmente tras el envejecimiento artificial, especialmente el tratamiento de precipitación a 107 °C durante 6 h. Esto implica, que esta condición de envejecimiento no es estable, por lo que los resultados a tracción obtenidos, pese a presentar un mayor alargamiento, este disminuirá pasado el tiempo requerido para conseguir una condición estable, y observando la evolución de la dureza, dado que aumenta pasados 90 días, dicho alargamiento disminuirá. El tratamiento completo, sin embargo, muestra resultados similares pasado este periodo de tiempo, demostrando su estabilidad.

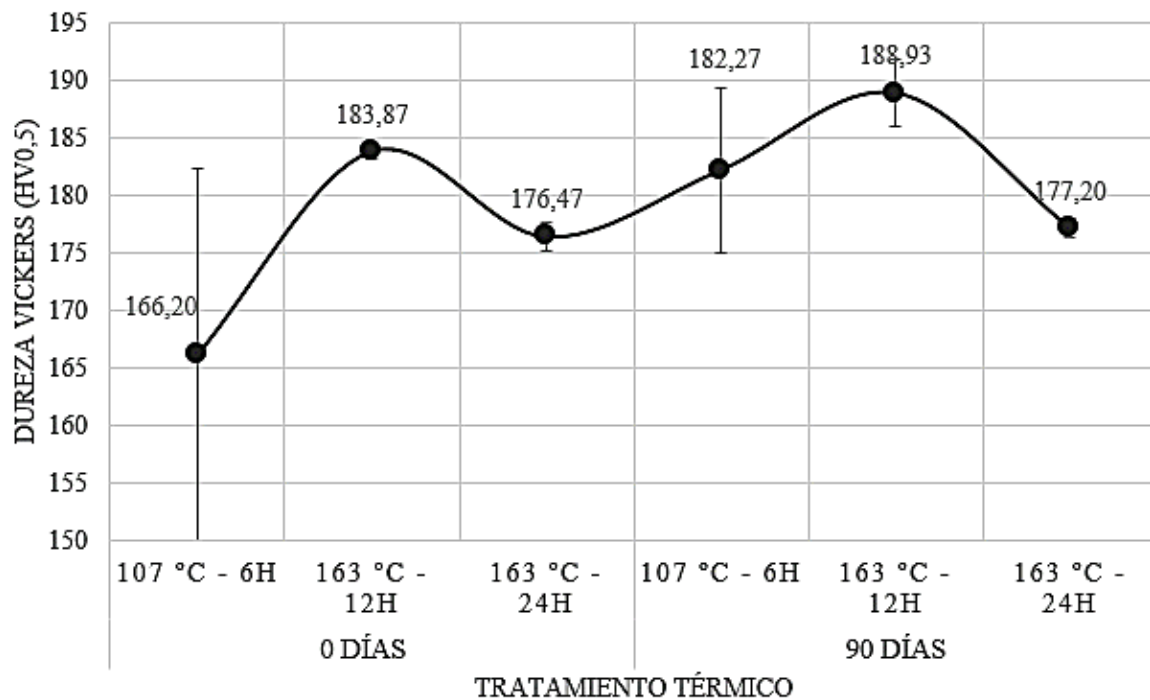


Figura 4.41: Evolución de la dureza de la geometría recta tras 90 días de envejecimiento natural con distintas condiciones de tratamiento térmico y el metal de aporte del hilo de aleación 7075 TiC.

La zona de fractura (Figura 4.42) para el caso de un tratamiento térmico completo de una pieza fabricada por WAAM mediante tecnología CMT-PADV, muestra una rotura dúctil con pequeñas cavidades afectada por el afino de grano originado por las nanopartículas de carburos de titanio

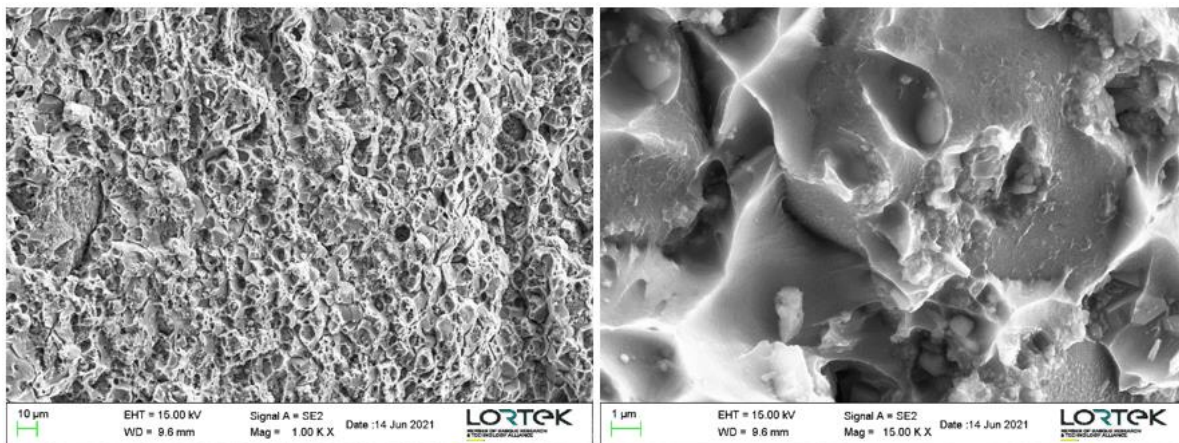


Figura 4.42: Micrografía tomada en el FEG-SEM de la zona de fractura de una probeta de tracción fabricada con el metal de aporte del hilo de aleación 7075 TiC.

## 4. Aleación Al-Cu nano-modificado con TiC (2024 TiC)

### 4.1 Caracterización del metal de aporte

En esta aleación, como en el caso anterior, se pretende evitar el agrietamiento en caliente mediante incorporación de carburos de titanio. La familia del aluminio cobre, como se ha indicado antes, es muy propensa a la porosidad, por lo que una superficie lisa en el hilo no generará zonas donde el hidrogeno quede atrapado y facilitará una pieza con menor porosidad. Además, esta aleación en concreto se considera no soldable debido a la susceptibilidad al agrietamiento en caliente.

Al igual que con la anterior aleación de aluminio, se ha realizado un análisis de la composición química del hilo (Tabla 4.21) y se ha comparado con los valores límites indicados para la aleación AA2024 por *The Aluminum Association* [120] y con el rango de composición indicado por el fabricante del hilo.

Tabla 4.21: Composición química real del hilo de aleación 2024 TiC calculada por Azterlan mediante la técnica ICP-OES.

| Referencia        | Zn            | Mg    | Cu      | Fe      | Si   | Cr    | Mn    | Ti      | C     | Otros     |      |
|-------------------|---------------|-------|---------|---------|------|-------|-------|---------|-------|-----------|------|
| <b>Hilo 2024</b>  | Al en balance | 0,096 | 1,45    | 4,38    | 0,14 | 0,053 | <0,03 | <0,03   | 1,27  | 0,34      |      |
| <b>TiC</b>        | (IK =2)       | 0,01  | 0,05    | 0,11    | 0,01 | 0,012 |       | (*)0,08 |       |           |      |
| <b>2024 [114]</b> | Al en balance | 0,25  | 1,2-1,8 | 3,8-4,9 | 0,5  | 0,5   | 0,1   | 0,3-0,9 | 0,15  | -         | 0,05 |
| <b>2024 TiC</b>   | Al en balance | <0,25 | 1,2-1,8 | 3,8-4,9 | <0,5 | <0,5  | 0,1   | 0,3-0,9 | 0,4-1 | 0,12-0,26 |      |

(\*) Fuera de rango

Con estos resultados, se puede determinar que el hilo cuenta con una composición dentro de los valores establecidos por la asociación y el fabricante, a excepción del titanio, que se debe a las nanopartículas añadidas.

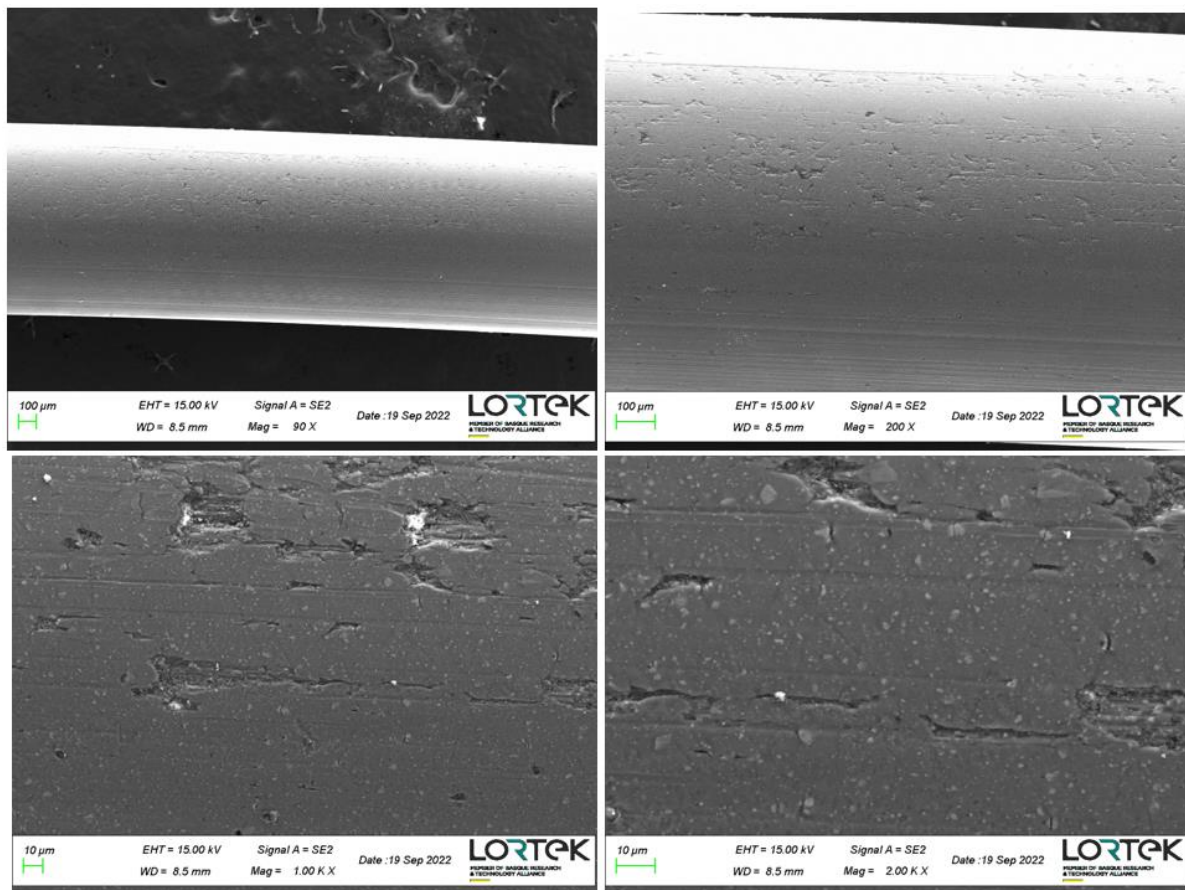


Figura 4.43: Micrografías tomadas en el FEG-SEM de la superficie del hilo de aleación 2024 Ti.

El análisis de la superficie del hilo mediante FEG-SEM muestra (Figura 4.43) una superficie más irregular que el resto de los hilos con presencia de grietas o cavidades esporádicas y partículas de tamaño y forma irregular. Dichas partículas se presentan (Figura 4.44) en dos tonalidades de grises, siendo unas más blanquecinas y otras más oscuras. Las partículas con tono gris más claro presentan un alto contenido en cobre, mientras que las más oscuras tienen un alto contenido en titanio. Los elementos aleantes se presentan aglomerados en partículas distribuidas aleatoriamente con un tamaño de entre 10 μm y nanómetros, por lo que la composición química no es homogénea.

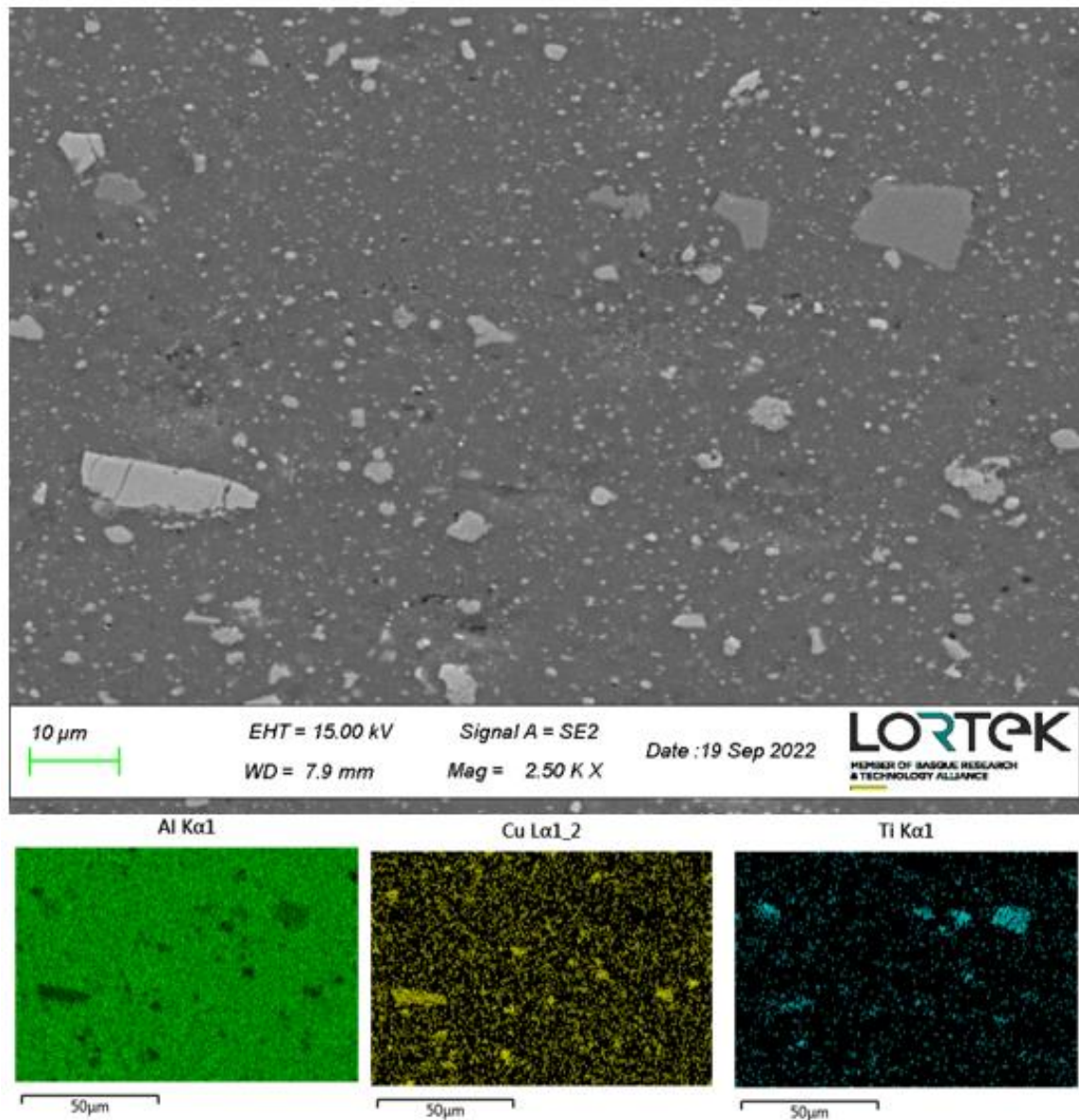


Figura 4.44: Micrografía tomada en el FEG-SEM para análisis de la composición de las partículas presentes en el metal de aporte del hilo de aleación 2024 TiC.

## 4.2 Condiciones de fabricación por WAAM

Para comenzar, se debe tener en cuenta que no existen artículos científicos que empleen este aporte de hilo de aleación 2024 TiC. Actualmente, los intentos de otros estudios se están centrando en crear *in-situ* una aleación cercana a la composición 2024 mezclando otras aleaciones en el proceso WAAM, o generar otra composición ligeramente diferente para evitar el problema de agrietamiento en caliente, pero que no puede considerarse 2024. Por lo tanto, los resultados que se obtienen en este estudio no pueden compararse con otros.

Se ha seleccionado esta tecnología CMT-PADV dado que ha demostrado obtener los mejores resultados en la otra aleación de la familia Al-Cu ER2319. Sin embargo, se han debido modificar los parámetros eléctricos para obtener un crecimiento estable (Figura 4.45).

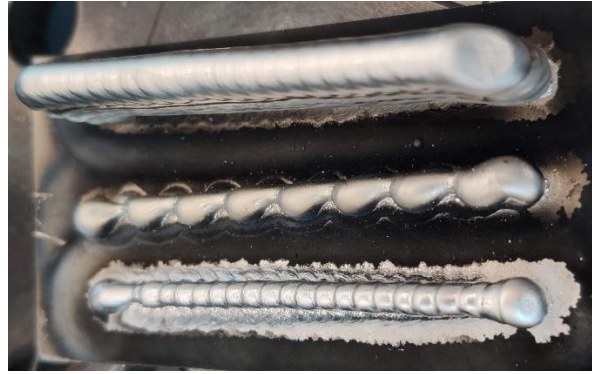


Figura 4.45: Estudio de los parámetros eléctricos con el metal de aporte del hilo de la aleación 2024 TiC.  
 Abajo: 96 A con estrategia de deposición hatching; Medio: 96 A con estrategia de deposición circling;  
 Arriba: 117 A con estrategia de deposición circling.

Los demás parámetros se muestran en la siguiente Tabla 4.22 y se han mantenido constantes a lo largo de todo el estudio con esta aleación.

Tabla 4.22: Parámetros de fabricación empleados con el metal de aporte del hilo de la aleación 2024 TiC.

| Nombre  | Parámetro | Unidad |
|---|-----------|--------|
| Corriente   | 117       | A      |
| Velocidad de alimentación de hilo (WFS)                           | 9         | m/min  |
| Tensión   | 12        | V      |
| Balance EP/EN   | 0         | -      |
| Velocidad de avance (TS)  | 0,6       | m/min  |
| Tiempo de espera entre capas                                      | 90        | s      |
| Desplazamiento de crecimiento                                     | 3         | mm     |
| Diámetro de tobera  | 18        | mm     |
| Distancia de la punta de la tobera a la base de deposición (NTWD) | 12        | mm     |
| Tipo de gas de protección   | Argón Q1  | -      |
| Caudal de gas de protección                                       | 30        | l/min  |
| Amplitud del movimiento Circling (Am)                             | 1         | mm     |
| Frecuencia del movimiento Circling (F)                            | 2         | Hz     |

Con esta combinación de parámetros, los espesores de pared que se han obtenido para la estrategia hatching y circling, son 6 y 8 mm respectivamente, al igual que se ha realizado con las anteriores aleaciones. Sin embargo, para evitar el *necking* en las primeras capas, se reduce gradualmente la intensidad, velocidad de alimentación del hilo y balance EP/EN como se muestra en Tabla 4.23.

Tabla 4.23: Evolución de los parámetros eléctricos en las primeras capas para la de aleación 2024 TiC.

| Capa                | Intensidad (A) | WFS (m/min) | Tensión (V) | Balance EP/EN |
|---------------------|----------------|-------------|-------------|---------------|
| Primera             | 149            | 13          | 12,6        | +4            |
| Segunda             | 131            | 11          | 12,4        | 0             |
| Tercera en adelante | 117            | 9           | 12          | 0             |

En cuanto a la geometría y porosidad resultantes, se puede observar en la Figura 4.46 que la estrategia de deposición hatching muestra un gran poro en la base del material y una mayor cantidad de porosidad a lo largo de la pieza. Además, con esta estrategia no se ha evitado por completo el efecto *necking* entre la primera y segunda pasada en comparación con la estrategia circling. En cuanto al porcentaje en área de porosidad y el tamaño de poro máximo, para las estrategias hatching y circling, se muestran en la siguiente Tabla 4.24:

Tabla 4.24: Resultados de porosidad resultante con distintas estrategias de deposición con el metal de aporte del hilo de aleación 2024 TiC.

| Estrategia de deposición | % área porosidad | Ø Poro máximo. ( $\mu\text{m}$ ) |
|--------------------------|------------------|----------------------------------|
| Hatching                 | 1,09             | 176                              |
| Circling                 | 0,94             | 62                               |

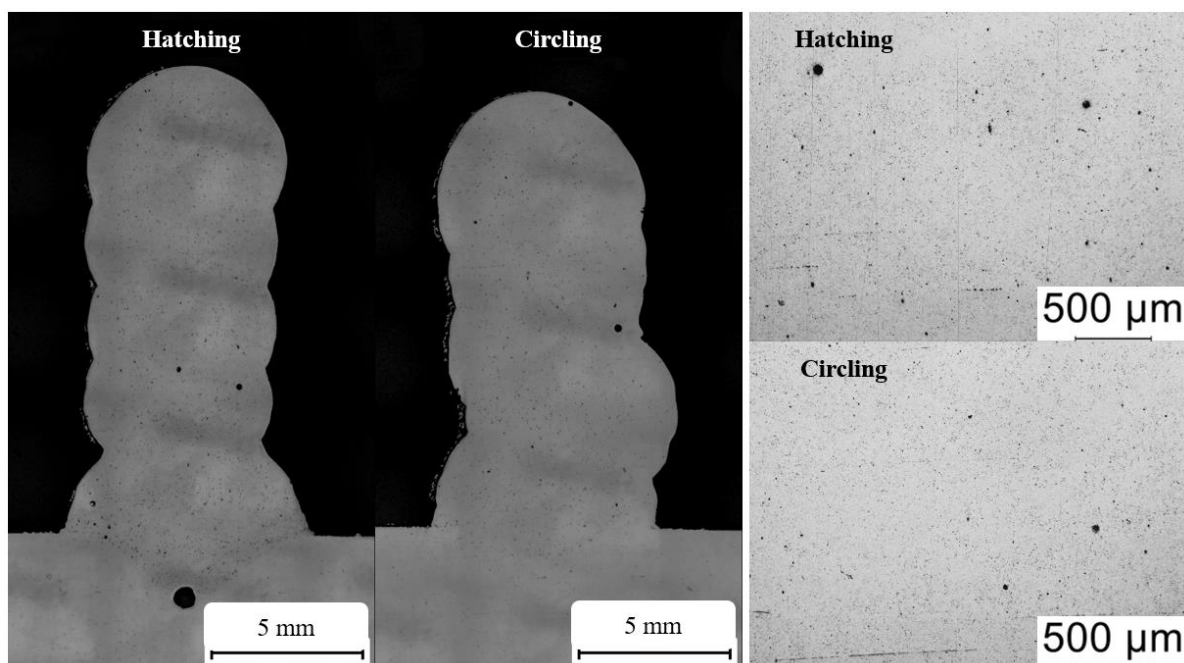


Figura 4.46: Sección transversal de las piezas fabricadas con estrategia de deposición hatching y circling, y micrografías para cálculo de porosidad para la aleación 2024 TiC.

Por otro lado, en la microestructura en el estado de fabricación (*as-built*) puede observarse (Figura 4.47) que en ambos casos las partículas de alto contenido en cobre se han disuelto en el proceso de fabricación por WAAM y se han aglomerado en los bordes de grano, mientras que las partículas con alto contenido de titanio se mantienen con su forma y tamaño originales observados en el hilo.



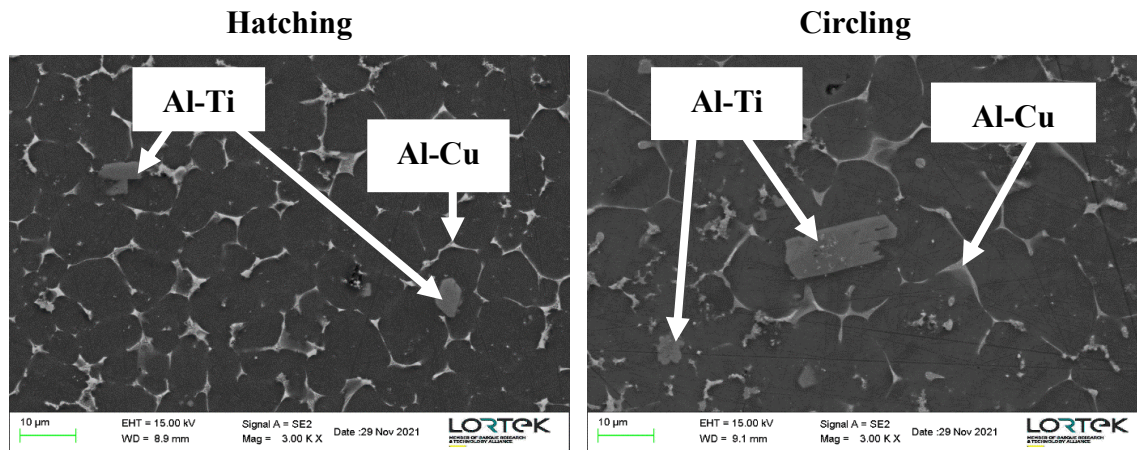


Figura 4.47: Microestructura de diferentes estrategias de deposición con el metal de aporte del hilo de aleación 2024 TiC.

El análisis de tamaño de grano muestra que con ambas estrategias de deposición se obtiene un tamaño similar (Tabla 4.25). Cabe destacar, que la mínima desviación estándar en los resultados demuestra que las nanopartículas, no sólo reducen el tamaño de grano, sino que mejoran la homogeneidad microestructural. Este resultado coincide con lo reportado previamente para la aleación experimental 7075 TiC.

Tabla 4.25: Resultado de tamaño de grano con paredes WAAM de la aleación 2024 TiC.

| Muestra         | Área media de grano ( $\mu\text{m}^2$ ) | Diámetro equivalente ( $\mu\text{m}$ ) |
|-----------------|---|--|
| <b>Circling</b> | $96 \pm 64$                             | $11 \pm 3,4$                           |
| <b>Hatching</b> | $128 \pm 41$                            | $13 \pm 2,1$                           |

También con esta aleación, se ha analizado la composición química de una pieza y se ha comparado con la composición analizada del hilo para conocer si ha habido alguna pérdida de algún elemento aleante. El resultado se muestra en la siguiente Tabla 4.26.

Comparando ambas composiciones se puede ver que hay una pérdida del 5,5 % de Mg, que se es coherente con la evaporación durante el proceso de soldadura. El resto de los elementos aleantes no sufren pérdidas significantes durante el proceso.

Tabla 4.26: Composición química final de una pieza fabricada con hilo de aleación 2024 TiC mediante WAAM calculada por Azterlan mediante la técnica ICP-OES.

| Referencia                          | Zn            | Mg    | Cu   | Fe   | Si   | Cr    | Mn    | Ti      | C    |      |
|-------------------------------------|---------------|-------|------|------|------|-------|-------|---------|------|------|
| <b>Hilo 2024 TiC</b>                | Al en balance | 0,096 | 1,45 | 4,38 | 0,14 | 0,053 | <0,03 | <0,03   | 1,27 | 0,34 |
|                                     | (IK =2)       | 0,01  | 0,05 | 0,11 | 0,01 | 0,012 |       | (*)0,08 |      |      |
| <b>Pieza fabricada con 2024 TiC</b> | Al en balance | 0,095 | 1,37 | 4,38 | 0,14 | 0,052 | <0,03 | <0,03   | 1,28 | 0,29 |
|                                     | (IK =2)       | 0,01  | 0,05 | 0,11 | 0,01 | 0,012 |       |         | 0,08 |      |

(\*) Fuera de rango

### 4.3 Ensayos de tracción

Con los resultados obtenidos, empleando la estrategia circling que evita la presencia de tamaños de poro elevados, se ha fabricado una pared recta para el análisis de las propiedades mecánicas. No se ha empleado la geometría rectangular debido a que en la anterior aleación 7075 TiC se demuestra que las nanopartículas de TiC afinan el tamaño de grano de manera que la geometría rectangular no tiene influencia sobre la microestructura resultante. Se han extraído probetas para ambas direcciones de ensayo, horizontal y vertical, fabricadas con los parámetros CMT-PADV + circling descritos en el anterior apartado. Para cada dirección se mecanizan tres probetas de tracción tras el tratamiento T6 de la pared WAAM original. Al igual que con la anterior aleación, no se ha estudiado la influencia de diferentes tratamientos térmicos ya que no existe disparidad de empleo en la bibliografía.

Asimismo, como ha ocurrido con la anterior aleación 7075 TiC, no existen valores de propiedades mecánicas a las que poder comparar los resultados, sin embargo, se han utilizado los valores nominales de la aleación 2024 a modo de comparación. Esta aleación presenta una resistencia a la rotura de 427 MPa, límite elástico de 345 MPa y alargamiento del 5 % [122]. Las propiedades a tracción obtenidas en este estudio se pueden observar a continuación (Tabla 4.27):

Tabla 4.27: Propiedades mecánicas obtenidas con estrategia de deposición circling y tras un tratamiento T6 con el aporte del hilo de aleación 2024 TiC.

| Dirección  | Límite elástico (MPa) | Resistencia a rotura (MPa) | Alargamiento (%) |
|------------|-----------------------|----------------------------|------------------|
| Horizontal | 371 ± 1,4             | 459 ± 5,3                  | 4,6 ± 1,1        |
| Vertical   | 375 ± 1,9             | 461 ± 0,1                  | 4,2 ± 0,2        |

Lo primero que se aprecia es la baja desviación que hay entre las probetas y la baja anisotropía entre las dos direcciones estudiadas. En concreto, la anisotropía del límite elástico, resistencia a la rotura y alargamiento ha resultado ser del 1,09 %, 0,43 % y 8,91 % respectivamente, muy por debajo de los resultados obtenidos para las demás aleaciones estudiadas previamente.

Por otro lado, el análisis de la fractura muestra (Figura 4.48) una rotura dúctil con presencia de pequeñas cavidades afectada por el afino de grano originado por las nanopartículas de carburos de titanio, al igual que con el hilo de aleación 7075 TiC.

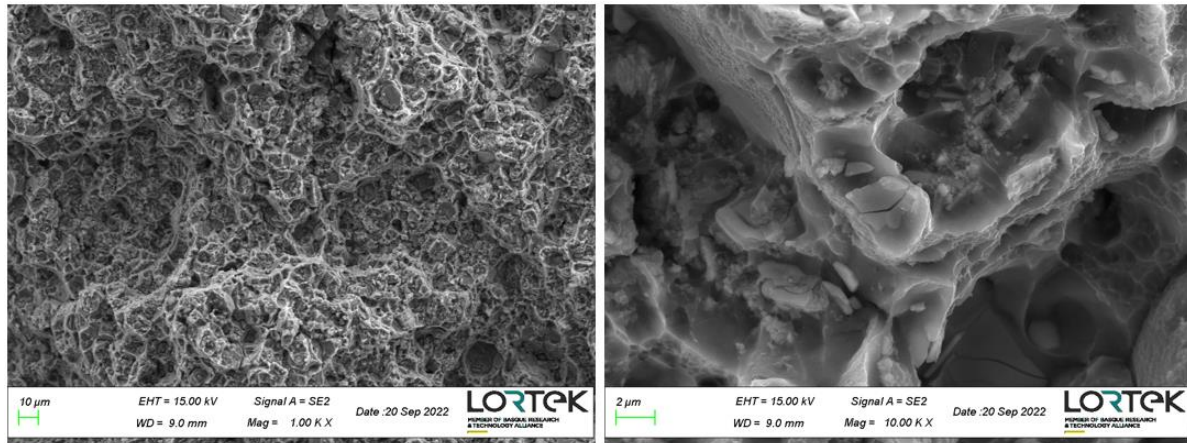


Figura 4.48: Micrografía tomada en el FEG-SEM de la zona de fractura de una probeta de tracción fabricada con el metal de aporte del hilo de aleación 2024 TiC.

El análisis de dureza, se han realizado cinco indentaciones en la condición de fabricación CMT-PADV + circling, misma con la que se han estudiado las propiedades mecánicas a tracción, y se ha obtenido un valor de dureza Vickers de  $151,4 \pm 2$ .

## 5. Aleación Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes

### 5.1 Caracterización del metal de aporte

Tal y como se ha indicado previamente, esta última aleación es un desarrollo reciente del AIT (Austrian Institute of Technology) que modifica la composición química de una aleación Al-Zn-Mg-Cu añadiendo una pequeña cantidad de Ag para que actúe como agente de nucleación y por lo tanto afinar el tamaño de grano para evitar el agrietamiento en caliente durante la solidificación.

Se han estudiado dos lotes del mismo material de aporte, presentando el primero una calidad superficial peor que la primera debido a que en un comienzo el proceso de fabricación del hilo mediante un proceso de extrusión no estaba optimizado.

Como puede observarse en las Figura 4.49 y Figura 4.50, la calidad superficial del hilo del primer lote no es lisa y existen grietas longitudinales y rebabas de material deformado, mientras que, en el segundo lote, la calidad es mucho mejor y comparable al de hilos estudiados anteriormente.

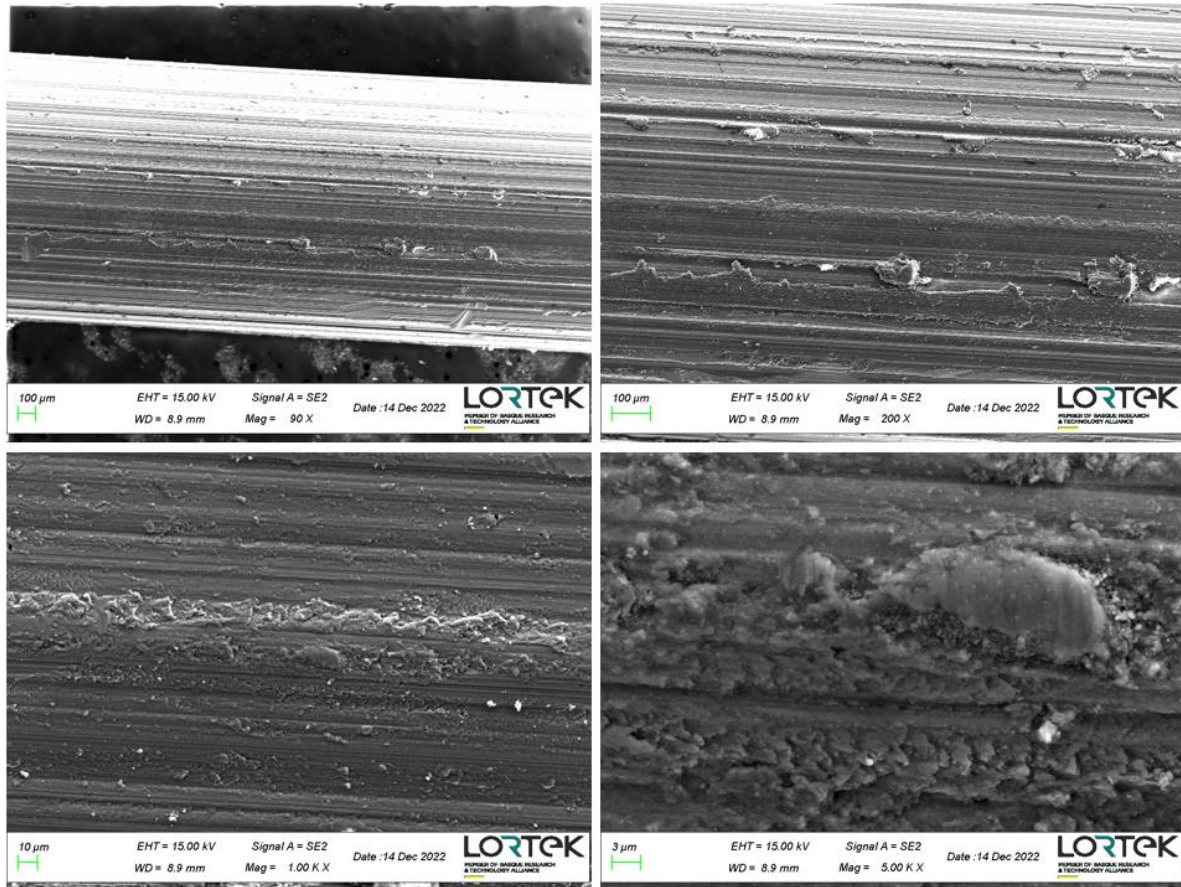


Figura 4.49: Micrografías tomadas en el FEG-SEM de la superficie del primer lote de hilo de aleación Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes.

En las anteriores aleaciones, la superficie del hilo ha sido lisa por lo que no se han identificado defectos provenientes de una pobre calidad superficial, corroborando el estudio realizado por E. M. Ryan et al. [54]. Sin embargo, con esta aleación se ha visto, que la rugosa calidad superficial del hilo ha afectado a la procesabilidad del hilo, debido a que esta presentaba problemas de arrastre, rotura e inestabilidad del arco.

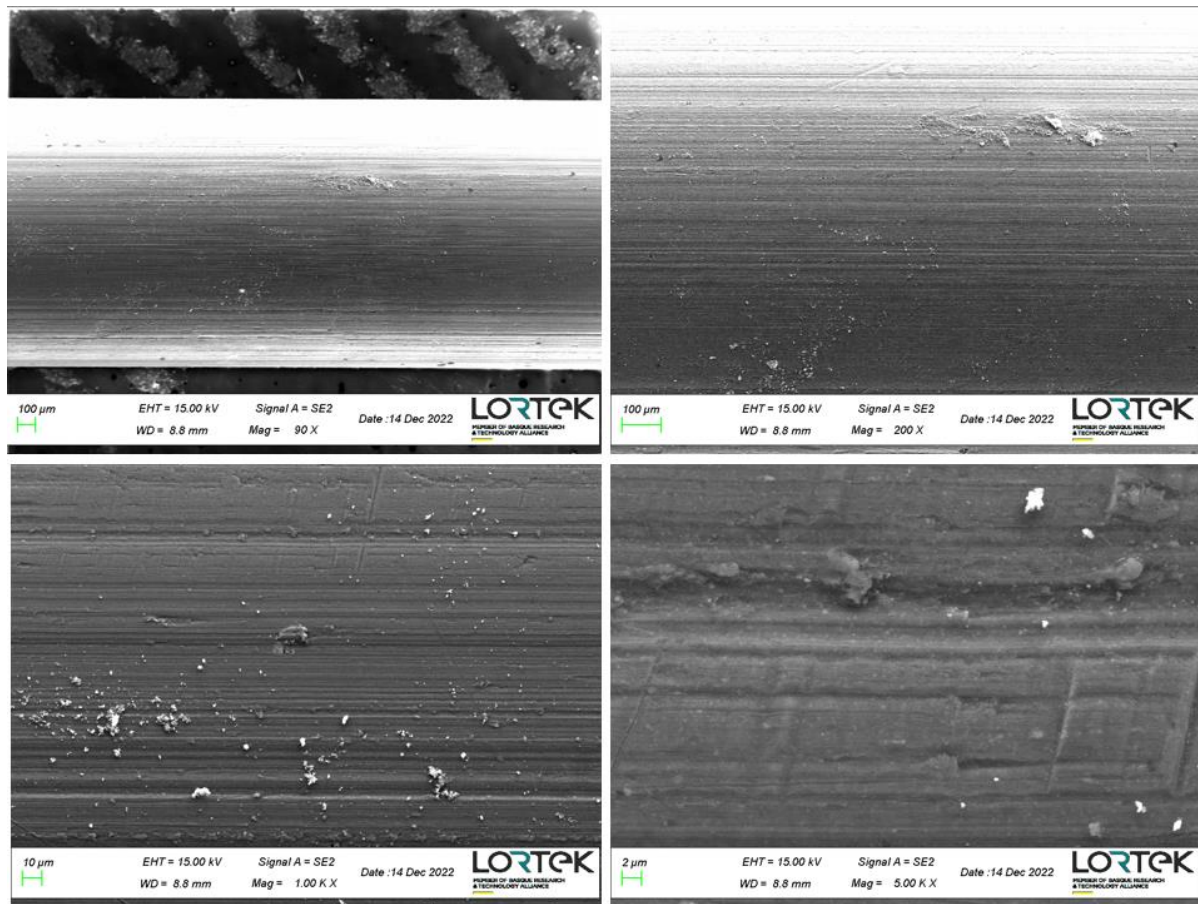


Figura 4.50: Micrografías tomadas en el FEG-SEM de la superficie del segundo lote de hilo de aleación Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes.

## 5.2 Condiciones de fabricación por WAAM

En un comienzo, se ha estudiado la influencia de los parámetros de fabricación por WAAM en la porosidad. Se ha empleado la estrategia de fabricación circling, debido que en las anteriores aleaciones se ha obtenido un mejor resultado de porosidad y además se han probado los parámetros de fabricación recomendados por los desarrolladores del hilo con la estrategia de deposición hatching que es la que ellos emplean (última fila de la Tabla 4.29) [78].

Tabla 4.28: Parámetros de fabricación empleados con el metal de aporte del hilo de la aleación Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes.

| Nombre  | Parámetro | Unidad |
|---|-----------|--------|
| Balance EP/EN   | 0         | -      |
| Tiempo de espera entre capas                                      | 90        | s      |
| Diámetro de tobera  | 18        | mm     |
| Distancia de la punta de la tobera a la base de deposición (NTWD) | 12        | mm     |
| Desplazamiento de crecimiento                                     | 2,2       | mm     |
| Tipo de gas de protección   | Argón Q1  | -      |
| Caudal de gas de protección                                       | 30        | l/min  |

La tecnología de soldadura utilizada en todos los casos ha sido CMT-PADV, debido a que para el hilo de aleación 7075 TiC, muy similar en composición, se ha visto que es la tecnología con la que mejores resultados se obtienen. Asimismo, se ha realizado un estudio preliminar de parámetros de fabricación y se ha concluido que la estrategia más estable es circling (segundo cordón empezando por debajo de la Figura 4.51), siendo esta también la que mejores resultados de porosidad ha obtenido en las anteriores aleaciones estudiadas.



Figura 4.51: Estudio de parámetros eléctricos realizado con la aleación Al-Zn-Mg-Cu.

Otros parámetros que se han mantenido constantes al igual que en anteriores aleaciones son las mostradas en la Tabla 4.28. En todos los casos, para evitar el defecto *necking*, se ha usado un balance EP/EN +4 en la primera capa.

Tabla 4.29: Parámetros de fabricación para el estudio de la influencia en la porosidad de la aleación Al-Zn-Mg-Cu.

| Estrategia de deposición              | Intensidad<br>(A) | WFS<br>(m/min) | Tensión<br>(V) | TS<br>(m/min) |
|---------------------------------------|-------------------|----------------|----------------|---------------|
| <b>Circling (Am = 1 mm, F = 2 Hz)</b> | 126               | 5              | 14,9           | 0,6           |
| <b>Hatching</b>                       | 89                | 3              | 14,3           | 0,72          |

Se ha comenzado estudiando el primer lote del metal de aporte Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes. Se han realizado piezas multi-capa para analizar la porosidad con las condiciones descritas en la Tabla 4.29, obteniendo unas paredes de 6 mm de espesor para la estrategia hatching y 8 mm para la estrategia circling.

En las micrográficas se observa (Figura 4.52) que los poros son de un tamaño considerable en todos los casos, pero claramente la estrategia hatching aumenta la presencia de poros como se ha reportado para el resto de las aleaciones estudiadas (7075 TiC y 2024 TiC).

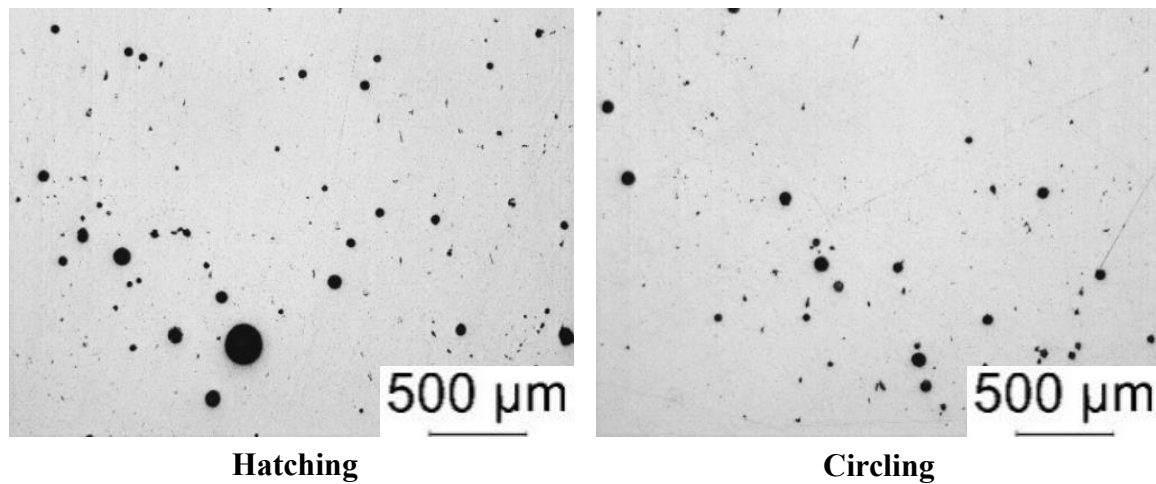


Figura 4.52: Micrografías con distintas estrategias de deposición con el metal de aporte Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes.

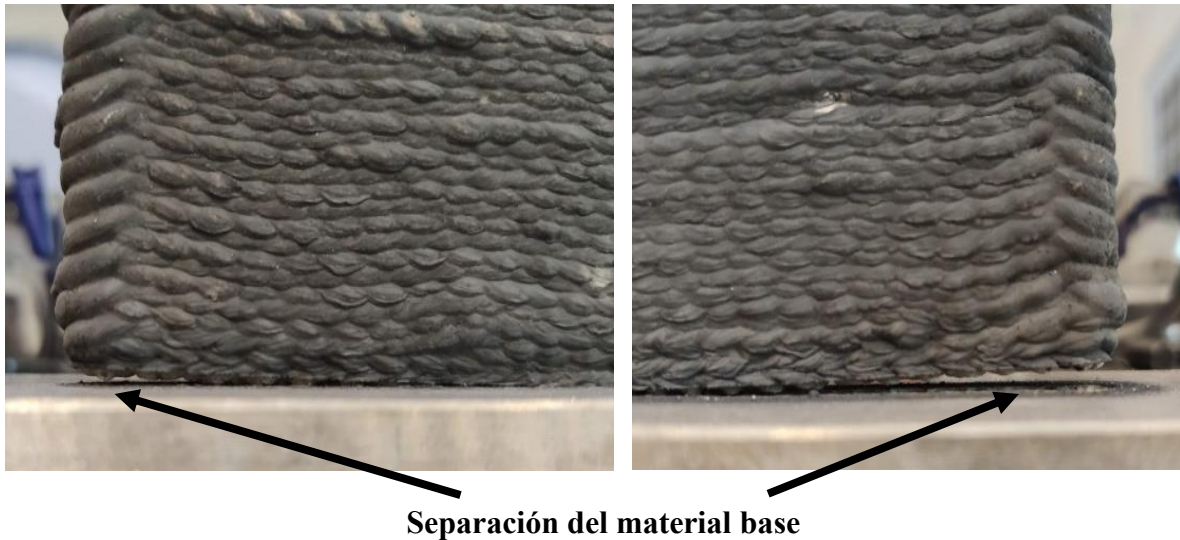
Por otro lado, el tamaño máximo de poro es 4 veces mayor en las muestras fabricadas con estrategia hatching (Tabla 4.30). En ambos casos la porosidad es superior al 1 % y el tamaño de poro máximo es mayor que 100  $\mu\text{m}$ , contrario a lo que se ha obtenido en las anteriores aleaciones.

Tabla 4.30: Resultados de porosidad en las muestras fabricadas con distintas estrategias de deposición y aporte de Al-Zn-Mg-Cu.

| Muestra              | Porosidad (%) | Tamaño máximo poro ( $\mu\text{m}$ ) |
|----------------------|---------------|--------------------------------------|
| Circling (Am=1, F=2) | 1,09          | 111                                  |
| Hatching 89 A        | 1,31          | 461                                  |

A continuación, se han fabricado por WAAM dos piezas de gran tamaño (200 mm x 150 mm x 8 mm) para analizar la porosidad en condiciones de mayor acumulación de calor. Para el análisis, se han aplicado dos tiempos de espera distintos: 90 y 47 segundos. La razón de utilizar los 47 segundos es simular unas condiciones de enfriamiento comparables a la geometría rectangular. Debido a que no se dispone de suficiente material en una bobina para generar un rectángulo, y que esta geometría no cuenta con paradas de arco que posibiliten un cambio de bobina, se fabrica uno de los lados del rectángulo, aplicando el tiempo que tarda la antorcha en completar una vuelta completa en la geometría rectangular.

Tras la fabricación de esta pared se observa que, en la base de la pieza, el material depositado se ha separado del material base AA7075-T651 (Figura 4.53). El origen de este defecto puede ser ocasionado por varias razones, por lo que se procede a analizar la microestructura en busca de evidencias de un agrietamiento en caliente. Otro motivo que puede ocasionar este defecto, pero que no puede verse en caracterización metalográfica son las tensiones generadas durante la fabricación.

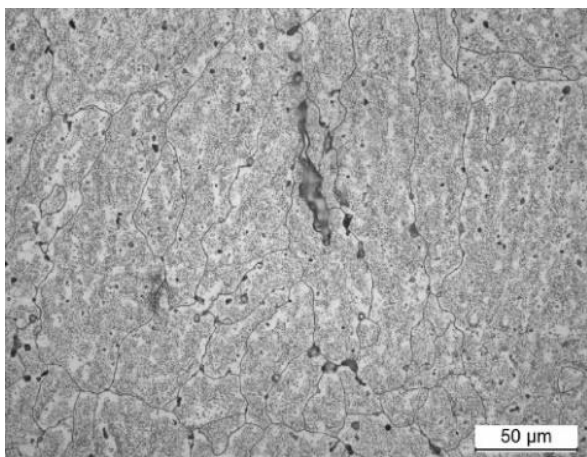


**Figura 4.53:** Defecto de separación del material base en pieza fabricada con el material de aporte Al-Zn-Mg-Cu.

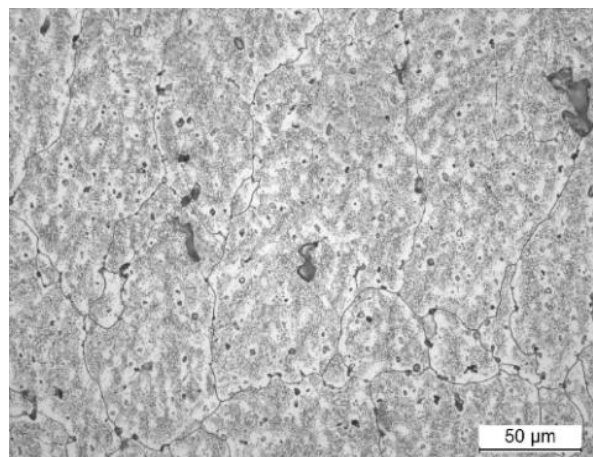
En la microestructura analizada en las micrografías (Figura 4.54) se puede observar que no es homogénea, existen granos pequeños, alargados y grandes coexistiendo en la misma zona. Además, pueden observarse grietas entre los granos.

En vista de la presencia de grietas en la fabricación, a lo largo de toda la pieza desde la base, se puede deducir que en las primeras capas debido a la presencia de las grietas se debilita la resistencia de la pieza. Además, debido al constante calentamiento y enfriamiento de la pieza al depositar una nueva capa, la fabricación se dilata y contrae constantemente por lo que la tensión que se genera termina fracturando la unión con el metal base que ya se encontraba debilitada por las grietas.

**47 segundos**



**90 segundos**



**Figura 4.54:** Microestructura de las muestras fabricadas con diferentes tiempos de espera con el metal de aporte Al-Zn-Mg-Cu.

Con la intención de mejorar los resultados, se ha empleado el segundo lote, con mejor acabado superficial y se ha estudiado la presencia de porosidad y agrietamiento en caliente.



En el análisis microestructural de estas últimas muestras fabricadas con el segundo lote (Figura 4.55), se observa que las grietas, en vez de ser esporádicas como ocurre en las muestras del primer lote, están interconectadas y presentan una continuidad a lo largo del material. La calidad superficial del hilo sí afecta significativamente en la porosidad, obteniéndose un valor de 1,6 % para el segundo lote con mejor acabado, mientras que el valor obtenido en el primer lote es de 3,6 %.

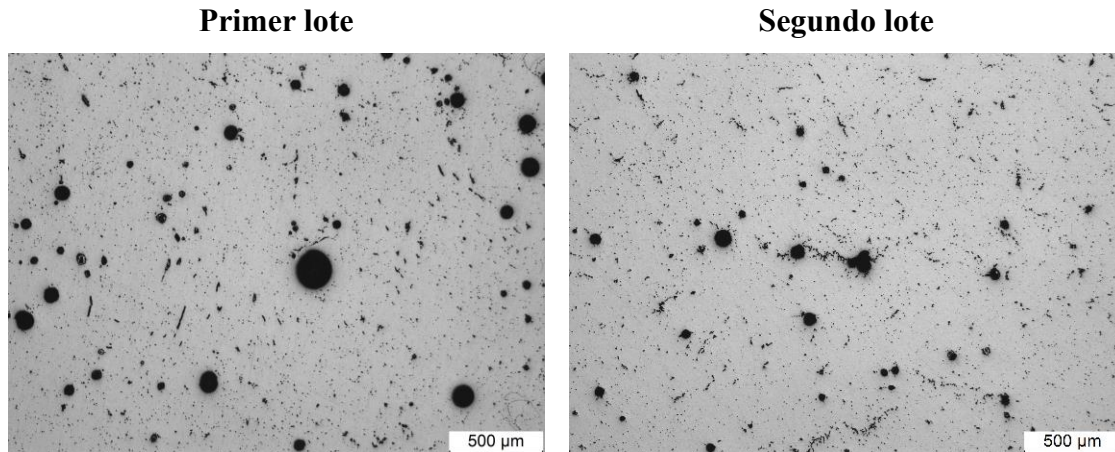


Figura 4.55: Micrografías de los defectos encontrados con los dos lotes de material de aporte Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes.

### 5.3 Ensayos de tracción

Pese a que la porosidad obtenida ha sido superior a la obtenida para el resto de las aleaciones estudiadas, por encima de un 1 % en área, se han analizado las propiedades mecánicas en probetas extraídas de paredes WAAM. Se han extraído tres probetas de paredes fabricadas mediante geometría recta como se ha descrito en el apartado 7.7 Tracción dentro del apartado 7 Análisis y procedimientos de medida en el CAPÍTULO III: Diseño de la metodología de análisis

Las condiciones de fabricación por WAAM empleadas para este primer análisis han sido las descritas en el último apartado con estrategia de deposición circling ya que ha presentado una porosidad ligeramente inferior. A las paredes fabricadas, se les ha aplicado el tratamiento térmico especificado por los desarrolladores del material, que consiste en una etapa de solubilización a 480 °C, seguida de un temple al agua, para terminar en una etapa de precipitación en dos fases, una primera a 120 °C durante 24 horas y la segunda a 160 °C durante 24 horas.

Con estas condiciones, las propiedades que se obtienen se pueden ver en la siguiente Tabla 4.31, donde se aprecia que en la dirección vertical el material no presenta un alargamiento antes de la rotura y rompe cerca del límite elástico del material. En la dirección horizontal la ductilidad también es muy limitada, por debajo del 3 %. Este bajo alargamiento en ambas direcciones de estudio está relacionado con la presencia de grietas en el material.

Tabla 4.31: Propiedades mecánicas a tracción obtenidas con dos tiempos de espera con el material de aporte Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes.

| Tiempo de espera | Dirección  | Límite elástico (MPa) | Resistencia a rotura (MPa) | Alargamiento (%) |
|------------------|------------|-----------------------|----------------------------|------------------|
| 47 segundos      | Horizontal | 423 ± 5               | 473 ± 14,2                 | 1,68 0,5         |
|                  | Vertical   | 424 ± 2,3             | 425 ± 3,2                  | 0,22 ± 0         |
| 90 segundos      | Horizontal | 422 ± 1,8             | 491 ± 5,6                  | 2,77 ± 0,4       |
|                  | Vertical   | 428 ± 0               | 434 ± 0                    | 0,29 ± 0         |

Como se ha indicado previamente, el suministrador mejoró la superficie de un segundo lote del metal de aporte, obteniendo un acabado más liso y sin rebabas de material deformado, por lo que se analizó las propiedades mecánicas con este segundo lote, para analizar la posibilidad de que la superficie influya en defectos que perjudiquen a las propiedades mecánicas, y se realizó una segunda iteración con el primer lote.



Figura 4.56: Embotamiento en la punta de contacto generado por una mala calidad superficial del hilo con la aleación Al-Zn-Mg-Cu.

La superficie del hilo tiene una influencia en la estabilidad del arco eléctrico, ya que afecta a la estabilidad de alimentación del hilo y al contacto entre el hilo y la punta de contacto a través de la cual se transfiere la corriente eléctrica necesaria durante la soldadura al arco [54] creando en ocasiones un embotamiento (Figura 4.56). A estas probetas, se les aplicó el mismo tratamiento térmico empleado anteriormente y se fabricaron utilizando un tiempo de espera entre capas de 47 segundos.

Tabla 4.32: Propiedades mecánicas a tracción obtenidas entre los dos lotes del material de aporte Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes.

| Nº de lote   | Dirección  | Límite elástico (MPa) | Resistencia a rotura (MPa) | Alargamiento (%) |
|--------------|------------|-----------------------|----------------------------|------------------|
| Primer lote  | Horizontal | 414 ± 3,1             | 458 ± 16,4                 | 1,49 ± 0,79      |
|              | Vertical   | 0                     | 326 ± 42,8                 | 0,04 ± 0,03      |
| Segundo lote | Horizontal | 277 ± 3,7             | 448 ± 59,2                 | 1,72 ± 1,6       |
|              | Vertical   | 0                     | 358 ± 71                   | 0,10 ± 0,08      |

Los resultados mostrados en la Tabla 4.32 demuestran que la calidad superficial del hilo no es influyente en las propiedades mecánicas obtenidas cuando la muestra tiene otros defectos estructurales asociados, como agrietamiento en caliente. Además, cabe destacar que el límite elástico en la dirección vertical para ambos lotes es 0, y esto se debe a que ninguna de las tres probetas estudiadas para cada condición ha alcanzado la deformación plástica.

En estas muestras se ha analizado la dureza (Figura 4.57) a lo largo de la altura de la pieza, y se puede observar que no es estable. Los defectos en forma de poros y grietas presentes hacen que las propiedades no sean homogéneas en la pieza lo cual afecta a las propiedades a tracción.

Cabe destacar, que con ninguno de los dos lotes se han obtenido depósitos de WAAM sin grietas y con baja porosidad, por lo que la calidad de la superficie no es el factor clave que afecta a las propiedades.

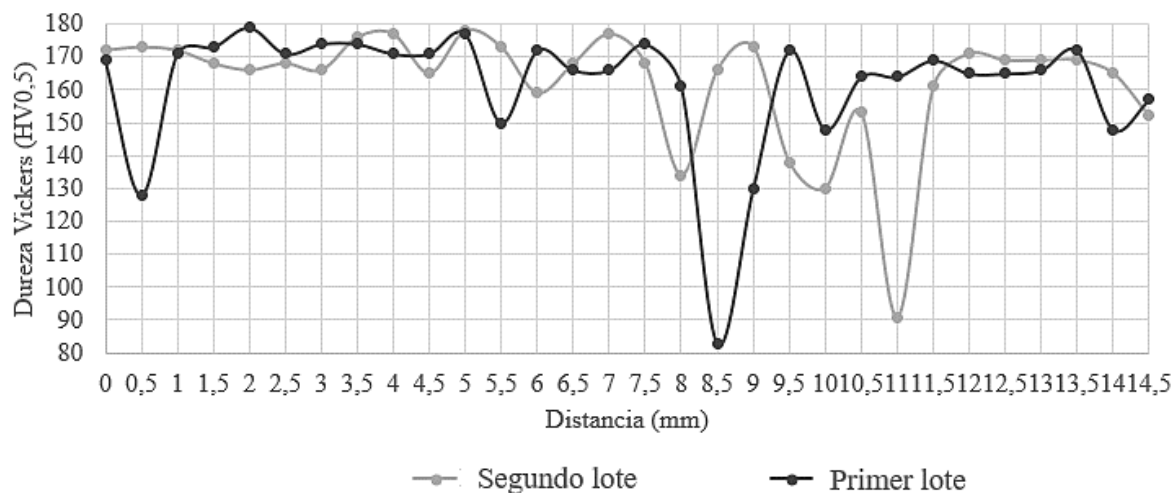


Figura 4.57: Evolución de la dureza a lo largo de la altura de las piezas fabricadas con el material de aporte Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes.

Cuando se analizan las zonas de fractura de las probetas, se encuentra una zona ennegrecida (Figura 4.58) que presenta una estructura muy distinta a la zona que no tiene la capa negra.

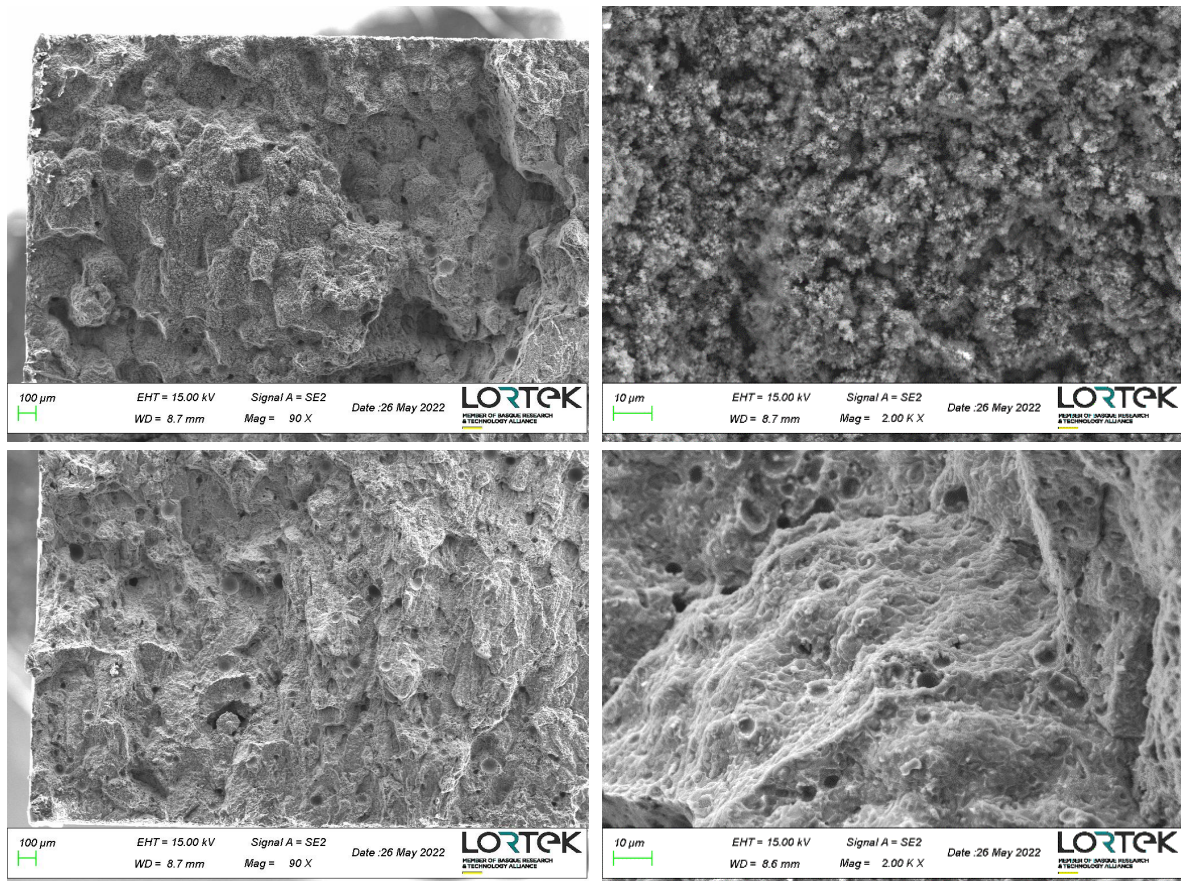


Figura 4.58: Superficie de fractura de probeta de tracción fabricada con el material de aporte Al-Zn-Mg-Cu. Micrografías superiores con capa negra y morfología granular y micrografías inferiores sin capa negra y morfología de fractura.

Esta capa negra, tras analizarla en el FEG-SEM para conocer la composición química, se ha determinado como óxido de magnesio, ya que se observa unos porcentajes de entre 19 a 36 % de oxígeno y entre 28 a 46 % de magnesio, mientras que, en la zona sin la capa negra, la presencia del oxígeno y el magnesio es de un 3 y un 6 % respectivamente. Además, se ha analizado la superficie de una pieza, ya que todas las fabricaciones por WAAM con esta aleación tienen una capa negra en la superficie de la pared, y se intuye que el origen de este MgO puede producirse durante la fabricación por WAAM.

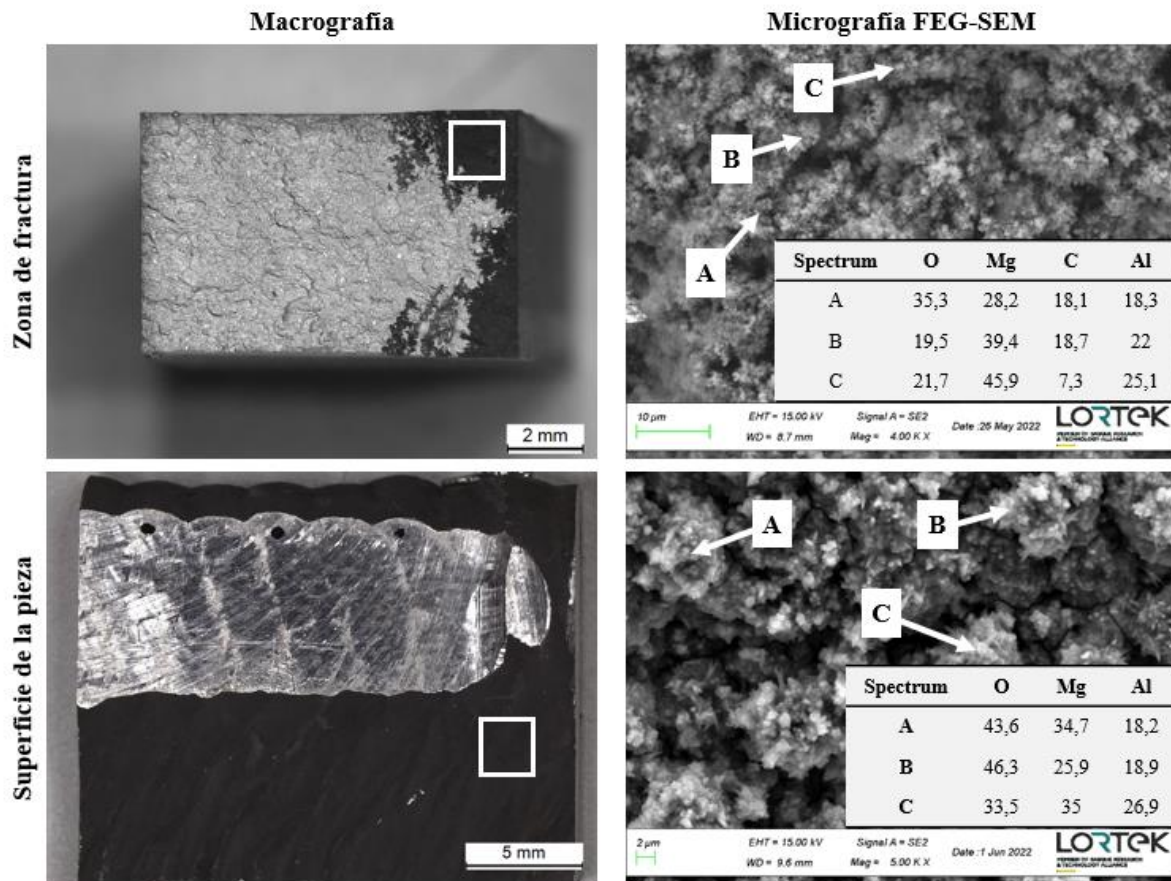


Figura 4.59: Morfología de la superficie de la zona de fractura y pared tras fabricación.

En esta Figura 4.59 puede verse, que la zona ennegrecida de la fractura y la presente en la superficie de la pieza tiene la misma morfológica y composición. Lo que lleva a la conclusión de que el origen del MgO en la zona entre capas se origina durante el proceso de deposición. Además, en la zona mecanizada que se muestra en la Figura 4.59 de la superficie de la pared puede verse unas líneas que comienzan desde los puntos negros pintados, y su dirección coincide con la unión entre dos capas consecutivas, es decir la zona entre capas, y el análisis por EDX que se muestra en la siguiente Figura 4.60 muestra una composición de magnesio y oxígeno muy parecidos a los obtenidos en la superficie negra, por lo que se puede determinar que es el óxido de magnesio atrapado entre las capas consecutivas.

Esta MgO alineado en la zona entre capas debilita la microestructura lo que contribuye a la pronta fractura de las probetas en dirección vertical, que atraviesa perpendicularmente este defecto, mientras que en la dirección horizontal, el defecto se encuentra a lo largo de la probeta.

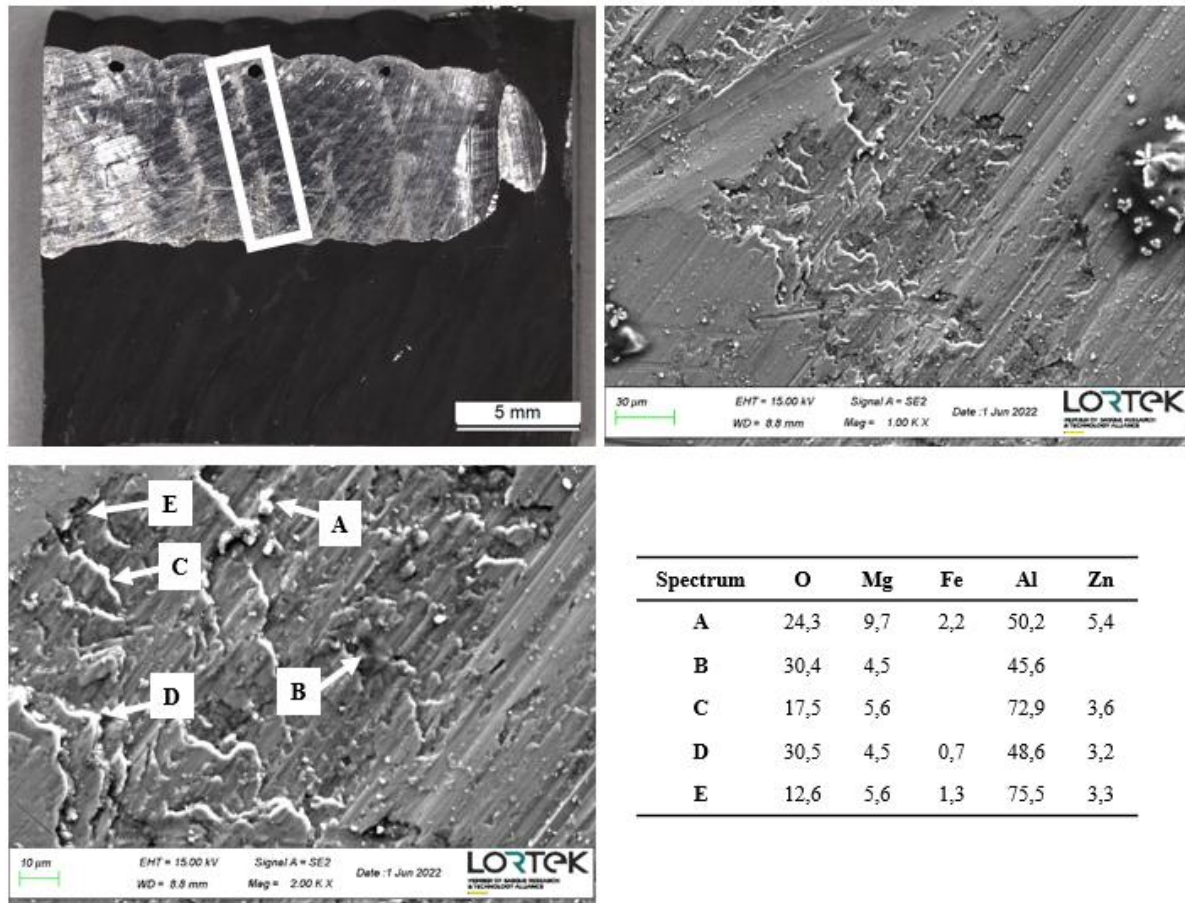


Figura 4.60: Morfología y composición química por EDX del defecto correspondiente a la zona entre capas de la pared tras fabricación.

En definitiva, la presencia de MgO en la zona entre capas, el agrietamiento en caliente y la microestructura heterogénea hacen que las probetas de tracción no alcancen la deformación plástica o sufran una fractura prematura, especialmente en la dirección vertical, donde este defecto de óxido de magnesio atraviesa la probeta transversalmente.

## 6. Análisis de los resultados

Durante esta sección, se va a realizar la discusión de los resultados obtenidos con las distintas aleaciones de aluminio estudiadas como material para la fabricación por WAAM de componentes con elevadas propiedades mecánicas. Se analizan cinco bloques principales, siendo estos la influencia que la superficie del hilo tiene sobre la fabricación, la influencia que el gas de protección tiene sobre los resultados, la influencia que la estrategia de deposición tiene sobre los resultados obtenidos y la influencia de la porosidad, microestructura y tratamientos térmicos tiene sobre los resultados de resistencia a tracción. Finalmente, se describe la relación de aprendizaje entre aleaciones y se resalta la innovación aportada por este trabajo.

A lo largo de este trabajo se han estudiado cinco aleaciones de aluminio diferentes, dos comerciales y tres experimentales, con las que se han analizado diferentes alternativas en el proceso de la tecnología de fabricación aditiva por arco e hilo denominada WAAM, para

mejorar sus propiedades mecánicas. Se han definido estrategias con las cuales reducir la cantidad de porosidad, pero, sobre todo, se ha observado que este defecto no es un factor tan determinante en cuanto a las propiedades mecánicas se refiere, particularmente la resistencia. Dichas propiedades se han visto influenciadas principalmente por la microestructura resultante de las condiciones de enfriamiento y solidificación y por el tratamiento térmico empleado.

De esta manera, se ha demostrado que la optimización de las propiedades mecánicas que se pueden alcanzar tanto con aleaciones comerciales de aluminio como nuevas aleaciones experimentales requiere del análisis de parámetros y estrategias de fabricación que influyen en la microestructura y estado de precipitación de las fases constituyentes. En este sentido, nuevas innovaciones en cuanto a los tipos de soldadura CMT y la incorporación de nanopartículas permiten evitar el agrietamiento en caliente y en las condiciones de fabricación adecuadas, generar microestructuras homogéneas y compuestas por granos equiaxiales.

### **6.1 Influencia de la superficie del hilo**

En la mayoría de las aleaciones empleadas, la superficie del hilo ha sido lisa y se ha corroborado el estudio E. M. Ryan et al. [54], en el cual se indica la relación entre la calidad de la superficie del hilo y la presencia de porosidad en la pieza, dado que en este caso al tener una buena calidad, no se ha encontrado relación con la generación de porosidad, si no que la porosidad se ha evitado mediante el ajuste de las condiciones de fabricación.

En este estudio, en la única aleación que se ha observado una superficie rugosa, la calidad de la superficie del hilo no ha mejorado las propiedades mecánicas, debido al problema de agrietamiento en caliente, aunque se observa una mejora clara en la procesabilidad del material, ya que con una calidad superficial pobre, el proceso de deposición por soldadura se detiene prontamente por embotamiento de la sirga.

### **6.2 Influencia del gas de protección**

La influencia del gas de protección en la generación de porosidad ha sido ampliamente estudiada en este trabajo con la primera aleación de resistencia media ER5356, con diferentes tipos de gases de protección y caudales.

En las pruebas de cordón unitario o mono-cordón, la influencia del caudal de gas de protección no ha sido evidente. Sin embargo, ha resultado ser un factor clave en las piezas WAAM multicapa.

Para las primeras pruebas mono-cordón, se analiza la porosidad presente en los bordes de la soldadura, y no se aprecia acumulación de poros, obteniéndose un buen mojado y adhesión con el sustrato. No se encuentra evidencia de partículas de óxido dispuestas de forma continua, lo que significa que el tratamiento de limpieza previa a la deposición ha sido efectivo. Las soldaduras están libres de porosidad superior a 100  $\mu\text{m}$  en diámetro, y los poros se distribuyen aleatoriamente a lo largo de toda la soldadura, independientemente del tipo de gas de protección empleado y su caudal.

El uso de diferentes gases de protección y caudales no afecta directamente a las dimensiones del cordón, pero la estrategia de deposición altera las dimensiones. La estrategia circling genera cordones más anchos con menor altura y penetración con el sustrato que hatching.

De acuerdo con los resultados, utilizar un alto caudal de gas de protección cercano a 30 l/min contribuye a reducir la porosidad en paredes WAAM fabricadas con esta aleación y el tamaño máximo de poro, siendo las mejores combinaciones argón + circling y Stargold® + hatching.

Cabe destacar que, en las piezas fabricadas para cuantificar las propiedades mecánicas, existe una diferencia en el porcentaje de porosidad entre las dos geometrías: horizontal y vertical. Esta diferencia es mucho más evidente en el caso 18 l/min de caudal de gas de protección argón Q1 y estrategia hatching. El aumento de la acumulación local de calor e incremento de temperatura en la geometría horizontal que provoca un aumento en la dimensión del baño fundido y una pobre protección durante la solidificación explica dicho comportamiento. Para una misma tobera de 18 mm de diámetro en la punta, un mayor caudal de gas evita este comportamiento en la geometría horizontal debido a que se mejora la protección del baño de fusión.

Observando los resultados mencionados, se ha determinado que con la aleación ER5356 es necesario controlar el caudal de gas de protección utilizado y se deben tener en cuenta las condiciones de fabricación (parámetros y longitud de cordón), ya que, si se genera un baño de fusión más grande de lo que el gas de protección es capaz de proteger antes de que solidifique, se aumenta la porosidad generada. Por este motivo y aunque la influencia en propiedades mecánicas en condiciones estáticas sea mínima, es recomendable ajustar el caudal de manera que se obtenga una buena protección, pero sin excederse, para evitar que genere turbulencias en el metal líquido y se creen defectos. Para la tobera empleada en este estudio de 18 mm de diámetro, el flujo de gas de protección recomendado es de 30 l/min.

En las aleaciones estudiadas después, se ha mantenido dicho caudal constante además de emplear el gas de protección argón Q1, que ha demostrado ser ligeramente más efectivo a la hora de evitar la porosidad. Con esta combinación de protección se han obtenido unos valores de porosidad reducidos en todos los casos, por lo que se ha corroborado la conclusión a la que se ha llegado con la primera aleación.

### **6.3 Influencia de la estrategia de deposición**

Se han aplicado dos estrategias de deposición (hatching y circling) en todas las aleaciones empleadas. En todos los casos, la estrategia de deposición circling es una condición de fabricación muy estable, asegurando una capa plana y homogénea en altura que proporciona un crecimiento estable y controlado de las piezas por WAAM, además de reducir la porosidad más efectivamente. Por el contrario, la estrategia hatching requiere de una reducción secuencial de los parámetros de soldadura en las primeras capas para evitar el efecto



*necking* debido a la alta disipación térmica por el metal base y su relativamente menor temperatura durante el proceso de deposición.

Además, para las aleaciones de las familias Al-Cu y Al-Zn-Mg se ha estudiado también la diferencia entre geometrías de fabricación, empleando la geometría denominada recta y la rectangular. La geometría recta emplea un tiempo de espera entre pasadas, mientras que la geometría rectangular se caracteriza por no necesitar tiempo de espera debido a que es un crecimiento elíptico constante.

Con la aleación ER2319, la caracterización microestructural y el análisis de tamaño de grano ha demostrado que la microestructura depende en gran medida de la estrategia y geometría de deposición seleccionadas, ya que afectan a las condiciones de enfriamiento durante la solidificación. La geometría rectangular depositada con la estrategia hatching, tiene granos completamente equiaxiales que no varían en tamaño entre las diferentes capas, y su microestructura es muy homogénea a lo largo de toda su altura. La geometría recta, sin embargo, resulta en una estructura dendrítica, con granos columnares alargados en la dirección vertical en la microestructura del cordón, y granos finos en la zona entre capas fruto del tratamiento térmico impuesto por las capas superiores a la anterior, sin importar la longitud del cordón ni el movimiento de la antorcha (hatching o circling). La naturaleza columnar de la microestructura se ve aumentada en las piezas con menor longitud de cordón (geometría recta vertical).

Basado en este análisis de la microestructura, se estima que la acumulación de calor de cada estrategia de deposición de menor a mayor es de la siguiente manera: geometría recta – hatching – vertical, geometría recta – circling – vertical, geometría recta – hatching – horizontal, geometría recta – circling – horizontal, y finalmente geometría rectangular.

Ayarkwa et al. [123] reportan, que los granos columnares son el resultado de la orientación unidireccional del flujo de calor durante la transferencia de calor de un fundido a un sólido más frío. La geometría recta tiene como resultado un notable gradiente térmico en la dirección vertical que se ve acentuada por el tiempo de espera entre capas, y como resultado se obtienen granos columnares en la dirección vertical, dirección preferente de disipación o transferencia de calor (Figura 4.61), mostrando una preferencia del crecimiento de los granos en este sentido. Por el contrario, la estructura granular equiaxial de la geometría rectangular es el resultado de un bajo gradiente de temperatura en esa dirección vertical y una velocidad de enfriamiento más lenta, dado que no se hace uso de tiempos de espera entre capas, y que genera una mayor acumulación de calor. En esas condiciones de ausencia de gradiente térmico elevado en la dirección vertical, no existe un crecimiento preferente de los granos durante la solidificación del material depositado.

En otras palabras, a pesar de que la dirección de enfriamiento es unidireccional en ambas geometrías, el aumento del gradiente térmico tiene un efecto de crecimiento preferente en los granos, mientras que una mayor acumulación de calor reduce ese gradiente y permite a los granos un crecimiento equiaxial.

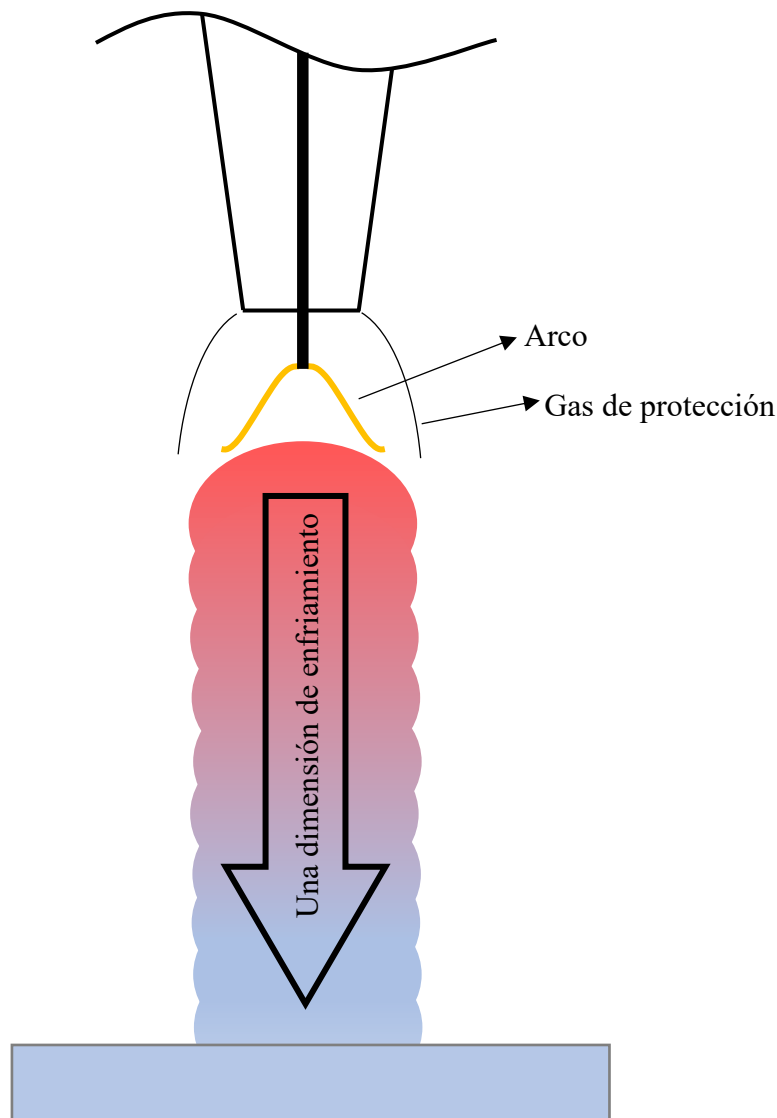


Figura 4.61: Esquema de la dirección de enfriamiento en la fabricación aditiva mediante arco e hilo.

A continuación, se ha estudiado una aleación similar a la AA7075, que es considerada como una aleación de aluminio de muy alta resistencia, con nanopartículas de carburos de titanio (7075 TiC). Hasta ahora, la influencia de la introducción de nanopartículas no había sido estudiada en el proceso WAAM y por tanto, supone una novedad científica importante. En el estudio de los parámetros de fabricación, se ha visto que la porosidad se ve afectada por la tecnología CMT empleada, pero todavía más por la estrategia de deposición, aumentando el porcentaje en área de porosidad con la estrategia hatching.

Asimismo, se ha visto que la geometría afecta a las propiedades mecánicas, pero no es un factor tan crítico como ocurre con la aleación ER2319 donde cambia la microestructura (Figura 4.62), ya que, en esta aleación, cuando se deposita con geometría rectangular se mejora la resistencia del material, aunque se pierde deformabilidad, para la misma condición de tratamiento térmico T73. Debido al efecto de las nanopartículas de TiC, en las dos geometrías se consiguen grano equiaxiales.

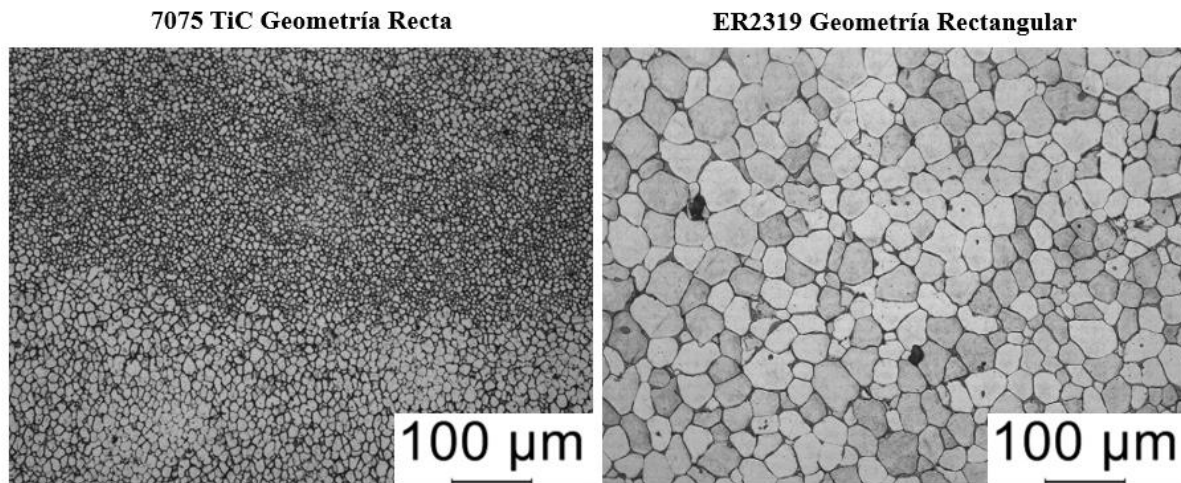


Figura 4.62: Microestructura obtenida con diferentes geometrías de deposición para la aleación de aluminio 7075 TiC y ER2319.

Al mismo tiempo, cuando se compara los resultados de dureza en las muestras de geometría recta y rectangular, puede verse que los resultados en la segunda son mayores que en la primera, lo cual concuerda con los resultados de propiedades mecánicas, ya que con la geometría rectangular se obtienen mayores resistencias, pero menores alargamientos. A pesar de ello, la influencia de la geometría es limitada, debido al afino del tamaño de grano producido por las nanopartículas, por lo que la geometría rectangular no ha sido empleada con la siguiente aleación de la familia Al-Cu con nanopartículas de titanio (2024 TiC).

En esta, se han estudiado ambas estrategias de deposición, y con ambas se han obtenidos resultados de porosidad cercanos o por debajo al 1 % en área. Como ocurre con las aleaciones anteriores, debido al movimiento oscilante aplicado en la estrategia circling, la porosidad se ve reducida, ya que, al modificarse las condiciones de solidificación, el hidrógeno cuenta con más tiempo para escapar del baño de fusión antes de que éste se solidifique completamente.

La estrategia de deposición también afecta sutilmente a la microestructura, ya que se obtienen unos granos ligeramente mayores con la estrategia circling. Sin embargo, debido a las nanopartículas, este tamaño de grano sigue siendo mucho menor comparado con la otra aleación de la familia Al-Cu ER2319, y las obtenidas en la bibliografía ([75], [73], [74]) que oscilan entre 11 y 13 micras de diámetro. Así mismo, cabe señalar que la presencia de nanopartículas genera una microestructura compuesta por granos equiaxiales en condiciones en las que la aleación ER2319 da lugar a granos columnares.

Finalmente, con la aleación Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes, se han estudiado ambas estrategias de deposición (hatching y circling) con las que se ve una clara influencia en la generación de porosidad. Como ocurre con las otras aleaciones estudiadas, con la estrategia hatching se genera más porcentaje en área de porosidad, ya que la estrategia circling aumenta la acumulación de calor del proceso debido a la oscilación de la antorcha. A pesar de ello, incluso con la estrategia hatching no se ha evitado completamente el agrietamiento en caliente.

No se ha podido fabricar la geometría rectangular debido a que en cada bobina se incluye medio kilo de metal de aporte, por lo que no hay material suficiente para depositar esa pieza sin paradas, pero se ha simulado el comportamiento térmico aplicando 47 segundos de tiempo de espera entre capas, que es lo que tarda la antorcha en realizar una vuelta de capa en la geometría rectangular.

Se puede ver que este tiempo de espera reducido no mejora las propiedades mecánicas en dirección horizontal, como ha ocurrido en los anteriores casos, y esto se debe a que como se ha mencionado antes, existe un problema de agrietamiento en caliente.

Se puede concluir que la estrategia de deposición tiene una clara influencia en la porosidad y la estabilidad geométrica de la fabricación, mientras que la geometría de fabricación tiene influencia sobre la microestructura obtenida. Sin embargo, para las aleaciones que cuentan con nanopartículas que tienen como función asegurar una microestructura fina con la que se evitan los defectos típicos de la fabricación mediante fusión de las aleaciones de alta resistencia como el agrietamiento en caliente, la influencia de la geometría se ve reducida.

#### **6.4 Influencia de la porosidad en la resistencia a tracción**

Se ha observado, que la porosidad no es el factor clave que afecta a las propiedades mecánicas en ninguna de las aleaciones para los relativamente bajos niveles de porosidad conseguidos en todas ellas.

Con el metal de aporte de la aleación ER5356, a pesar de los distintos porcentajes de porosidad obtenidos en las piezas fabricadas para analizar las propiedades mecánicas con esta aleación, existe una influencia mínima en los resultados de límite elástico, resistencia a tracción y alargamiento. Es más, los poros distribuidos aleatoriamente, que no están alineados o agrupados en la zona entre capas, conllevan una reducida anisotropía por debajo del 11 %.

Muchos autores han considerado que, si los poros están alineados y concentrados en la zona entre capas, se puede reducir y limitar la capacidad de deformación plástica. Por ello, la reducción de ductilidad en probetas extraídas en la dirección vertical en piezas WAAM de aluminio se liga normalmente a esa porosidad alineada [42]. La porosidad alineada, reduce el área efectiva y facilita la concentración de tensión y el crecimiento de las grietas en esa región. En este trabajo, la porosidad obtenida está distribuida aleatoriamente y por lo tanto se concluye que en esas condiciones no es un factor que limite la ductilidad.

En el caso de la aleación ER2319, al aplicar los conocimientos obtenidos con la anterior aleación en cuanto a caudal de gas de protección por el cual se aplican 30 l/min, e utilizar el modo CMT-PADV recomendado en la bibliografía, se obtiene una porosidad inferior al 1 % (entre 0,4 y 0,84 %). Resulta interesante constatar que en las condiciones en la que se obtienen los mejores resultados de propiedades mecánicas y menor anisotropía, el porcentaje de porosidad es el más elevado de todas las condiciones (0,84 %). Por tanto, se concluye que la influencia de la microestructura es un factor mucho más determinante.

Asimismo, con las aleaciones con nanopartículas, como ha ocurrido en anteriores ocasiones, la porosidad no ha sido el factor determinante cuando se analizan las propiedades mecánicas, debido a que, en el caso de la aleación 7075 TiC, a pesar de haberse obtenido un mayor porcentaje de porosidad con la tecnología CMT-PADV, esta tecnología ha sido con la que se han obtenido las propiedades más isotrópicas y con mayor alargamiento y resistencia entre las estudiadas para esta aleación experimental, mientras que para la aleación 2024 TiC la porosidad obtenida ha sido reducida y las propiedades mecánicas no se han visto afectadas.

Por último, las propiedades mecánicas obtenidas en paredes WAAM fabricadas con la aleación experimental Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes son claramente anisótropas, ya que el alargamiento en dirección vertical es prácticamente nulo en todos los casos. Sin embargo, esto se debe a que además del agrietamiento en caliente, hay presencia de MgO en la zona entre capas, lo cual parece limitar las propiedades mecánicas. Este óxido, genera una fractura prematura de las probetas ensayadas en la dirección vertical, ya que esta atraviesa de forma transversal la probeta.

En todos los estudios realizados a lo largo de este trabajo, con las diferentes aleaciones de aluminio, se ha observado que la porosidad no ha afectado a las propiedades mecánicas obtenidas ni a la anisotropía.

## **6.5 Influencia del tratamiento térmico en la resistencia a tracción**

El efecto del tratamiento térmico se ha estudiado en profundidad con la aleación ER2319, debido a la incoherencia en la bibliografía. Además, también se ha analizado la influencia de los distintos estados de precipitación en la aleación 7075 TiC.

El estudio realizado con la aleación ER2319 en este trabajo y que se ha publicado en un artículo científico [124] ha servido de referencia en otros estudios posteriores ([125], [126], [127], [128], [129], [130], [131], [132], [133]), que tienen en cuenta la importancia de la anisotropía que se genera con la fabricación aditiva mediante arco e hilo en las propiedades mecánicas [134], pero sobre todo destacan el análisis realizado tras los distintos tratamientos térmicos y la capacidad de las temperaturas de precipitación para generar diferentes precipitados en el borde de grano con diferentes morfologías y tamaños y su influencia en las propiedades mecánicas ([135], [136], [137], [138]).

Los resultados obtenidos con esta aleación han demostrado que el tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento no varía la microestructura, en cuanto a tamaño de grano o morfología se refiere. Los granos se muestran más limpios tras el tratamiento térmico debido a una más que posible eliminación de dislocaciones y segregaciones. En este sentido, los granos columnares y alargados en la dirección de crecimiento de las piezas obtenidas con la geometría recta mantienen su forma después del tratamiento térmico (Figura 4.63).

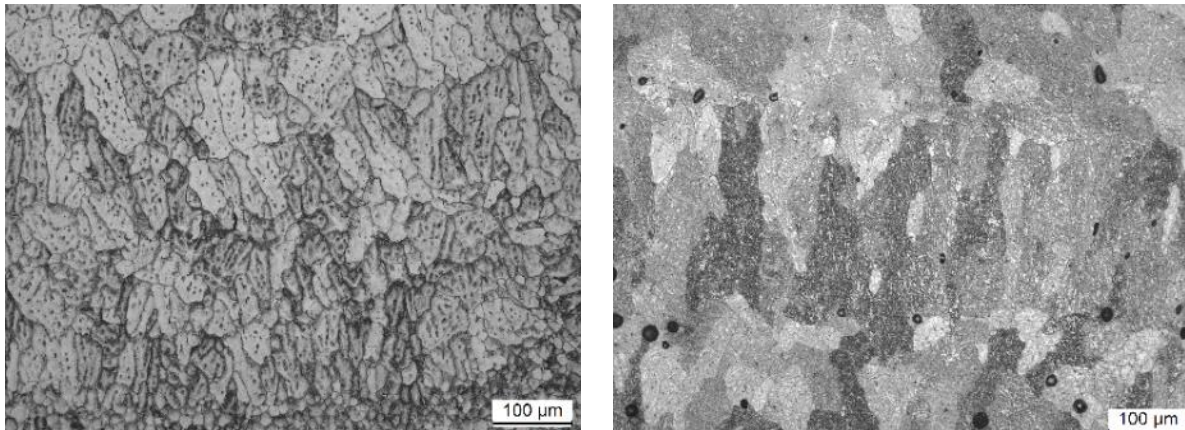


Figura 4.63: Microestructura de pieza fabricada con la aleación ER2319 antes (izq.) y después (dch.) del tratamiento térmico.

En cuanto al tratamiento térmico se refiere, el efecto de la temperatura de envejecimiento es evidente en las propiedades mecánicas y pone en duda las conclusiones de trabajos previos donde comparan las propiedades de piezas con diferentes espesores de pares y tratadas con diferentes tratamientos [123]. En este estudio se concluye que tiempos de envejecimientos más largos resultan en un incremento de las propiedades mecánicas en comparación con el trabajo realizado por Gu et al. [81] en piezas de un cordón de espesor.

Estos autores ([123], [81]) utilizan un tratamiento de envejecimientos corto, manteniendo las muestras a 175 °C durante solo 3 h tras un tratamiento de solubilización a 535 °C durante 90 minutos. Sin embargo, Ayarkwa et al. [123] utiliza la misma aleación de aluminio con un tratamiento térmico alternativo que consisten en 12 h a 171 °C con una velocidad de calentamiento controlada, tras un tratamiento de solubilización similar al anterior. En este trabajo se han utilizado tratamientos de envejecimiento cortos y largos a temperaturas de 175 °C y 190 °C, siendo este último el recomendado por el ASM Handbook [100]. La comparativa entre estas cuatro condiciones de tratamiento térmico, ha posibilitado concluir sobre el efecto del tratamiento térmico en piezas fabricadas con los mismos parámetros por WAAM con la aleación ER2319. De estos resultados, se observa que tiempos de envejecimiento largos a 190 °C tienen un efecto beneficioso en la reducción de anisotropía, incrementándose a la vez resistencia y ductilidad.

Los resultados de microdureza y tracción demuestran una relación directa entre resistencia, alargamiento y dureza. Esta dureza depende del tiempo y la temperatura utilizados en el envejecimiento. Tratamientos con tiempos cortos aumentan la dureza, pero las muestras rompen con un alargamiento mínimo y no llegan a deformación plástica lo que resulta en un alargamiento nulo.

En el caso de la geometría recta, el tratamiento térmico afecta en mayor medida a las propiedades mecánicas que en la geometría rectangular. Tiempos de precipitación cortos durante el envejecimiento llevan a una fractura prematura durante el ensayo de tracción, sin llegar a la deformación plástica, mientras que en la geometría rectangular se obtienen mejores resultados con estos mismos tratamientos a tiempos de envejecimiento cortos. En este caso,

la anisotropía tras una temperatura de envejecimiento de 175 °C es mayor que cuando se utiliza 190 °C (Tabla 4.33). Por otro lado, la geometría recta incluso cuando se utiliza una alta temperatura de envejecimiento (190 °C) y tiempos largos (26 h), muestra una mayor anisotropía en comparación con la geometría rectangular.

En general, las mejores propiedades mecánicas con un balance de resistencia y ductilidad adecuados se obtienen utilizando un tratamiento de envejecimiento a 190 °C durante 26 h con la microestructura equiaxial, que es, con la geometría rectangular sin tiempo de espera entre capas.

Tabla 4.33: Porcentaje de anisotropía en los resultados del ensayo de tracción con el material de aporte ER2319.

| Condición                         | Envejecimiento artificial | Anisotropía (%) |                        |              |
|-----------------------------------|---------------------------|-----------------|------------------------|--------------|
|                                   |                           | Límite elástico | Resistencia a tracción | Alargamiento |
| <b>Geometría rectangular</b>      | 175 °C – 3 h              | 4               | 17                     | 173          |
|                                   | 175 °C – 6 h              | 1               | 10                     | 183          |
|                                   | 190 °C – 18 h             | 1               | 6                      | 127          |
|                                   | 190 °C – 26 h             | 1               | 2                      | 46           |
| <b>Geometría recta – Hatching</b> | 190 °C – 26 h             | 6               | 10                     | 173          |
| <b>Geometría recta - Circling</b> | 190 °C – 26 h             | 8               | 7                      | 54           |

En la aleación 7075 TiC, por otro lado, el tratamiento térmico T73 cuenta con dos etapas de precipitación y se ha analizado el estado de precipitación mediante el estudio de durezas y propiedades mecánicas tras la primera etapa, a mitad de la segunda etapa y tras el tratamiento completo con la geometría de deposición recta y rectangular.

Tras la primera etapa de precipitación del tratamiento térmico, la dureza es la más baja obtenida mientras que a mitad de la segunda etapa se obtiene el valor más alto de dureza, y a medida que avanza la segunda etapa se reduce ligeramente el valor de dureza hasta un valor intermedio al final del tratamiento. Este comportamiento concuerda con la evolución de las propiedades mecánicas, siendo la resistencia más baja cuando solo se aplica la primera etapa y el alargamiento más alto, mientras que en la mitad de la segunda etapa de envejecimiento artificial la resistencia es la más elevada y el alargamiento el más bajo de las tres condiciones estudiadas. Con el tratamiento completo, las propiedades mecánicas obtenidas son se sitúan en valores intermedios entre las dos condiciones anteriores.

Sin embargo, al analizar la dureza de las mismas muestras 90 días después, puede observarse que los resultados de dureza aumentan en las condiciones con las cuales el tratamiento de envejecimiento está incompleto, mientras que la muestra con el tratamiento T73 completo apenas varía su valor de dureza. Esto quiere decir que las condiciones en las cuales no se han aplicado el tratamiento completo no son estables y por lo tanto los resultados de propiedades mecánicas no se mantienen en el tiempo. A pesar de que no se han realizado en este estudio ensayos de tracción a las muestras con tratamientos de envejecimiento

incompletos tras 90 días de maduración natural adicionales, el cambio de dureza indica claramente la tendencia.

Con ambas aleaciones se ha demostrado que el tratamiento térmico recomendado por el ASM Handbook [100] para cada aleación es el idóneo para obtener óptimas propiedades mecánicas a tracción con reducida anisotropía. Es por ello, que con la aleación 2024 TiC, se ha aplicado directamente el tratamiento recomendado sin realizar ningún estudio.

En todos los casos, se ha visto una influencia del tratamiento térmico, aumentando la resistencia a la rotura y el límite elástico considerablemente y obteniendo valores superiores a los obtenidos por la bibliografía en el caso de la aleación ER2319, y superiores a los que se obtienen por métodos convencionales en las aleaciones AA7075 y AA2024, dado que no existen estudios que analicen las propiedades mecánicas a tracción con estas aleaciones con nanopartículas de carburos de titanio.

## 6.6 Influencia de la microestructura en la resistencia a tracción

Como se ha mencionado anteriormente, la microestructura depende directamente de la estrategia de deposición y geometría, a menos que tenga nanopartículas que aseguren el afino del tamaño de grano. Para finalizar con el análisis de los resultados, se estudia la influencia de la microestructura en las propiedades mecánicas a tracción.

En trabajos anteriores reportados por Köhler et al. [38] y Zhao et al., la anisotropía era muy alta para piezas fabricadas por WAAM de la aleación de aluminio ER5356. En esos estudios, el alargamiento y la resistencia a la tracción se veían disminuidas en la dirección vertical. Esto se asoció a una distribución heterogénea de la composición química de la pieza y microestructura dendrítica con granos alargados en la dirección de crecimiento de la pieza. Las bajas propiedades mecánicas en la dirección vertical se asociaron a la probabilidad de tener áreas débiles con dendritas discontinuas en la región entre capas, mientras que en la dirección horizontal la estructura dendrítica está intacta y el crecimiento es continuo. La diferencia entre el trabajo de estos dos autores y los resultados obtenidos en este trabajo reside en los parámetros de fabricación (Tabla 4.34):

Tabla 4.34: Comparativa de los parámetros eléctricos entre la bibliografía y este estudio con la aleación ER5356.

| Parámetro                           | Köhler et al. [38] | Zhao et al. [44] | Este estudio |
|-------------------------------------|--------------------|------------------|--------------|
| Corriente (A)                       | 91                 | 42               | 77           |
| Velocidad de hilo (m/min)           | 8                  | 2,7              | 5,2          |
| NTWD (mm)                           | 10                 | 10               | 12           |
| Caudal de gas de protección (L/min) | 14                 | 11               | 30           |
| Velocidad de avance (m/min)         | 0,6                | 0,72             | 0,6          |

Zhao et al. [44] analiza el efecto de la deposición multi-pasada y observa que las tres capas previamente depositadas se refunden cuando se deposita una nueva capa, cambiando su microestructura. Este proceso repetitivo de refundido incrementa la solubilidad de elementos de aleación en la matriz de aluminio.



En este estudio, debido a las estrategias de deposición empleadas y la altura de capa resultante de 3,75 mm, se refunde completamente la capa depositada previamente y se aplica un tratamiento térmico a la capa inmediatamente inferior a esta, afinando el tamaño de grano y eliminando la estructura dentrítica como se observa en la Figura 4.13.

Con la aleación ER2319, en cambio, se ha estudiado la influencia de la estrategia de deposición (geometría, tiempo entre pasadas y movimiento de la antorcha) y el tratamiento térmico aplicado en las propiedades mecánicas obtenidas. Se ha observado que controlando las condiciones de fabricación y las condiciones de enfriamiento y solidificación (geometría rectangular), se pueden obtener microestructuras con granos equiaxiales que tras el tratamiento térmico adecuado (190 °C 26 h) eliminan prácticamente la anisotropía y dan lugar a un buen balance de propiedades mecánicas en cuanto a resistencia y ductilidad en la dirección vertical. Estos resultados han demostrado ser superiores a los reportados por la bibliografía ([81], [45], [48], [84], [83], [46]).

Como se ha mencionado en la Tabla 4.33, la anisotropía obtenida en la geometría rectangular es significativamente menor que en la geometría recta, y eso está directamente relacionado con la microestructura. En la geometría recta, se obtienen granos alargados en el sentido de crecimiento de la pieza con granos equiaxiales en la zona entre capas. Esta heterogeneidad resulta en una pronta fractura de las probetas de tracción verticales (paralelo a la dirección de crecimiento y orientación del grano), mientras que en la dirección horizontal (perpendicular a la dirección de crecimiento), no se encuentran estos cambios de morfología de grano por lo que no se produce el mismo efecto, causando una anisotropía entre ambas direcciones de estudio.

Por otro lado, con aleaciones nano-modificadas con partículas TiC, la microestructura se mantiene homogénea y equiaxica independientemente de la estrategia de deposición y geometría empleada. En el caso de la aleación 7075 TiC, cuando se estudia la zona de fractura de las probetas de tracción (Figura 4.42), se observa superficie de rotura con presencia de cavidades muy pequeñas, producto del pequeño tamaño de los granos obtenidos gracias a estas nanopartículas de carburos de titanio. Debido al alto contenido de dichas partículas y al tamaño reducido de los granos ( $20 \pm 4,5$  micras), se obtiene un alargamiento moderado (inferior al 4 %).

Asimismo, en el caso de la aleación 2024 TiC, el afino del tamaño de grano conseguido con las nanopartículas evita el agrietamiento, pero también reduce la ductilidad del material. Por tanto, se han obtenido altas propiedades mecánicas con una ductilidad limitada en torno al 4-5 %. A pesar de ello, gracias a la microestructura equiaxial, se ha obtenido una anisotropía muy baja entre ambas direcciones de ensayo estudiadas (Tabla 4.35).

Tabla 4.35: Porcentaje de anisotropía en los resultados a tracción de la aleación 2024 TiC.

| <b>Anisotropía (%)</b> |                                  |                     |
|------------------------|----------------------------------|---------------------|
| <b>Límite elástico</b> | <b>Resistencia a la tracción</b> | <b>Alargamiento</b> |
| 1,09                   | 0,43                             | 8,91                |

Finalmente, con la aleación Al-Zn-Mg-Cu microaleada, la microestructura se observa heterogénea, ya que hay presencia de granos grandes, alargados y pequeños mezclados entre ellos con morfologías irregulares. Sin embargo, debido a la presencia de defectos como alargamiento y MgO en la zona entre capas, las probetas de tracción han sufrido una fractura prematura.

Para terminar con el análisis de los resultados, se ha demostrado la influencia de la microestructura generada en el proceso WAAM y el tratamiento térmico posterior en las propiedades mecánicas. Para obtener unos resultados de propiedades mecánicas isotropas, es necesario obtener tras la solidificación del material depositado una microestructura equiaxial, y para ello, se ha demostrado la viabilidad de dos técnicas: el uso de geometrías de fabricación que reduzcan el gradiente térmico en la dirección vertical, y el uso de nanopartículas que actúen como agentes nucleantes para afinar el tamaño de grano. En la siguiente Figura 4.64 se muestra la comparación entre los tamaños de grano de la aleación ER2319 fabricados con la primera técnica y los hilos de aleación 2024 TiC y 7075 TiC con nanopartículas.

Se puede ver claramente, que los resultados de la primera aleación con la geometría rectangular muestran una mayor homogeneidad en el tamaño de grano. Esto indica una microestructura equiaxial, libre de granos columnares, pero, sobre todo, libre de cambios de tamaño de grano entre las distintas zonas de la pieza, como ocurre con las otras estrategias, donde en la zona superior de la capa depositada se encuentran los granos más grandes y columnares, mientras que en la zona próxima a la unión entre capas se encuentran granos más pequeños debido al efecto térmico del cordón posterior que provoca un afinado local.

Por otro lado, con las aleaciones con nanopartículas, el tamaño de grano obtenido es comparativamente mucho más pequeño y con una desviación de los resultados muy reducido, indicando una microestructura equiaxial y homogénea en todos los casos estudiados.

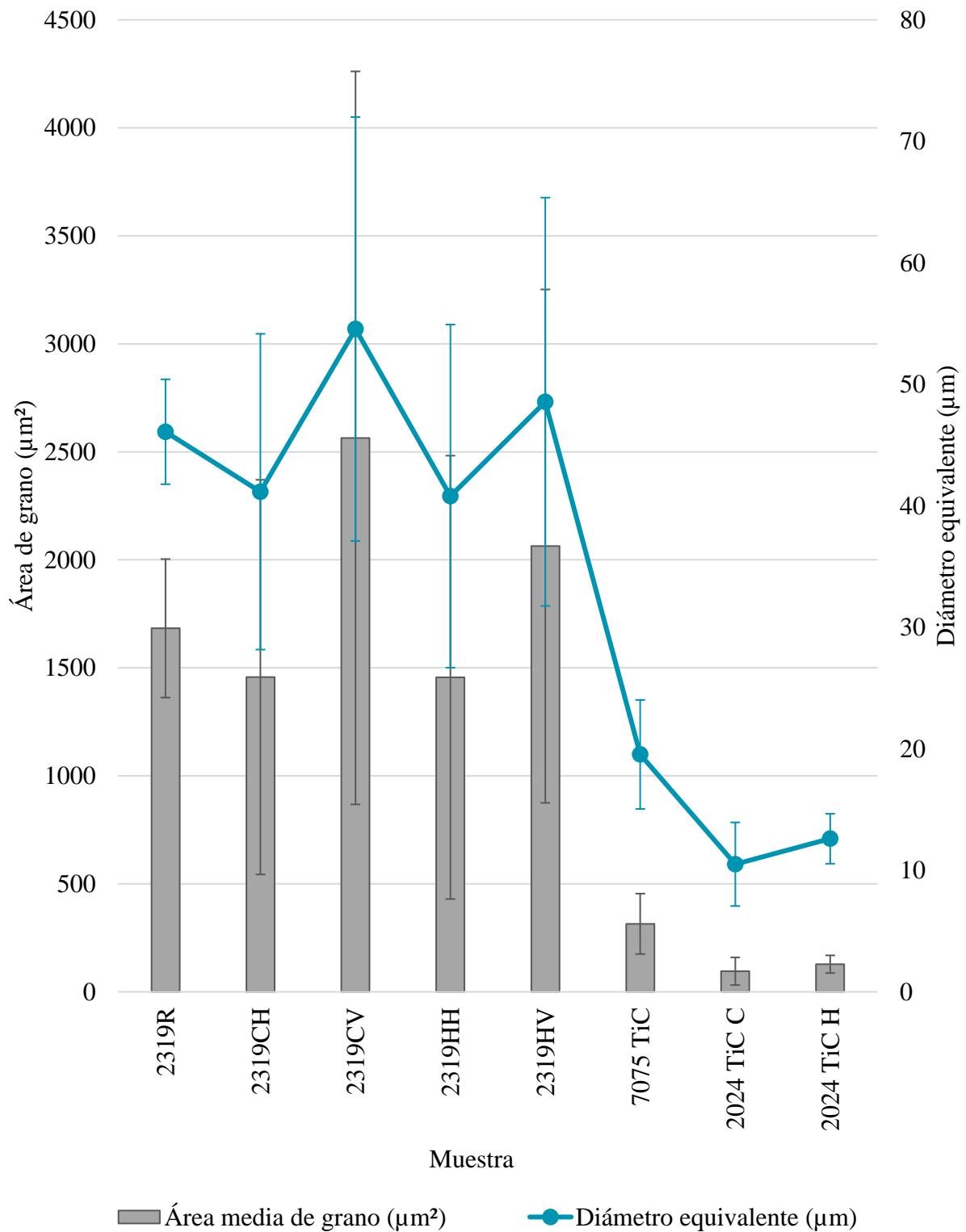


Figura 4.64: Comparación de los resultados de tamaño de grano de las aleaciones ER2319, 2024 TiC y 7075 TiC, con distintos casos analizados: geometría rectangular (R), geometría horizontal (H) y geometría vertical (V), estrategia de deposición circling (C) y estrategia de deposición hatching (H). Ejemplo: circling + horizontal (CH), hatching horizontal (HH).

El efecto de la microestructura en las propiedades mecánicas puede observarse en la Figura 4.65. Lo primero que se aprecia es la línea de tendencia, donde se ve que cuanto mayores son los resultados de resistencia, menor es la ductilidad que se obtiene. Sin embargo, se pueden sacar otras conclusiones menos evidentes si se analiza, el agrupamiento de los resultados para una misma aleación.

En este sentido, se puede ver que los resultados de la aleación ER5356 están muy agrupados pese a los diferentes porcentajes de porosidad, indicando que la porosidad no es un factor clave en las propiedades mecánicas. Por otro lado, en la aleación ER2319, se puede ver que el agrupamiento de los datos se relaciona con la dirección de análisis, registrándose mayor resistencia y ductilidad en la dirección horizontal. El único dato vertical que se acerca de los resultados horizontales es el de la geometría rectangular con el tratamiento T6. Este agrupamiento o disposición de los resultados se corresponde con la diferencia en microestructura entre las diferentes geometrías. El efecto del tratamiento térmico en la aleación ER2319 no se ha tenido en cuenta en esta Figura 4.65, dado que con los tratamientos térmicos con una baja temperatura y tiempo de precipitación o envejecimiento no se logra alcanzar la deformación plástica en la dirección de ensayo vertical con las paredes recta. Esto se debe a dos factores combinados: la microestructura heterogénea con granos columnares y la presencia de precipitados alargados y más gruesos en las juntas de grano.

Con la aleación Al-Zn-Mg-Cu con el elemento microaleante (Ag) las propiedades mecánicas se ven afectadas por tres causas: una microestructura heterogénea, el agrietamiento en caliente y el óxido de magnesio en la zona entre capas que ha afectado enormemente a la ductilidad en la dirección vertical.

En aquellas aleaciones con nanopartículas, donde indiferentemente de la estrategia empleada se obtiene una microestructura equiaxial, el agrupamiento de los datos se asocia al estado de precipitación en el que se encuentra la muestra analizada. Esto indica que a pesar de ser la microestructura un factor clave para obtener propiedades isotrópicas, el estado de precipitación puede alterar los resultados de propiedades mecánicas, pero mantiene la isotropía entre las direcciones analizadas, es decir, el tratamiento no altera la morfología de los granos.

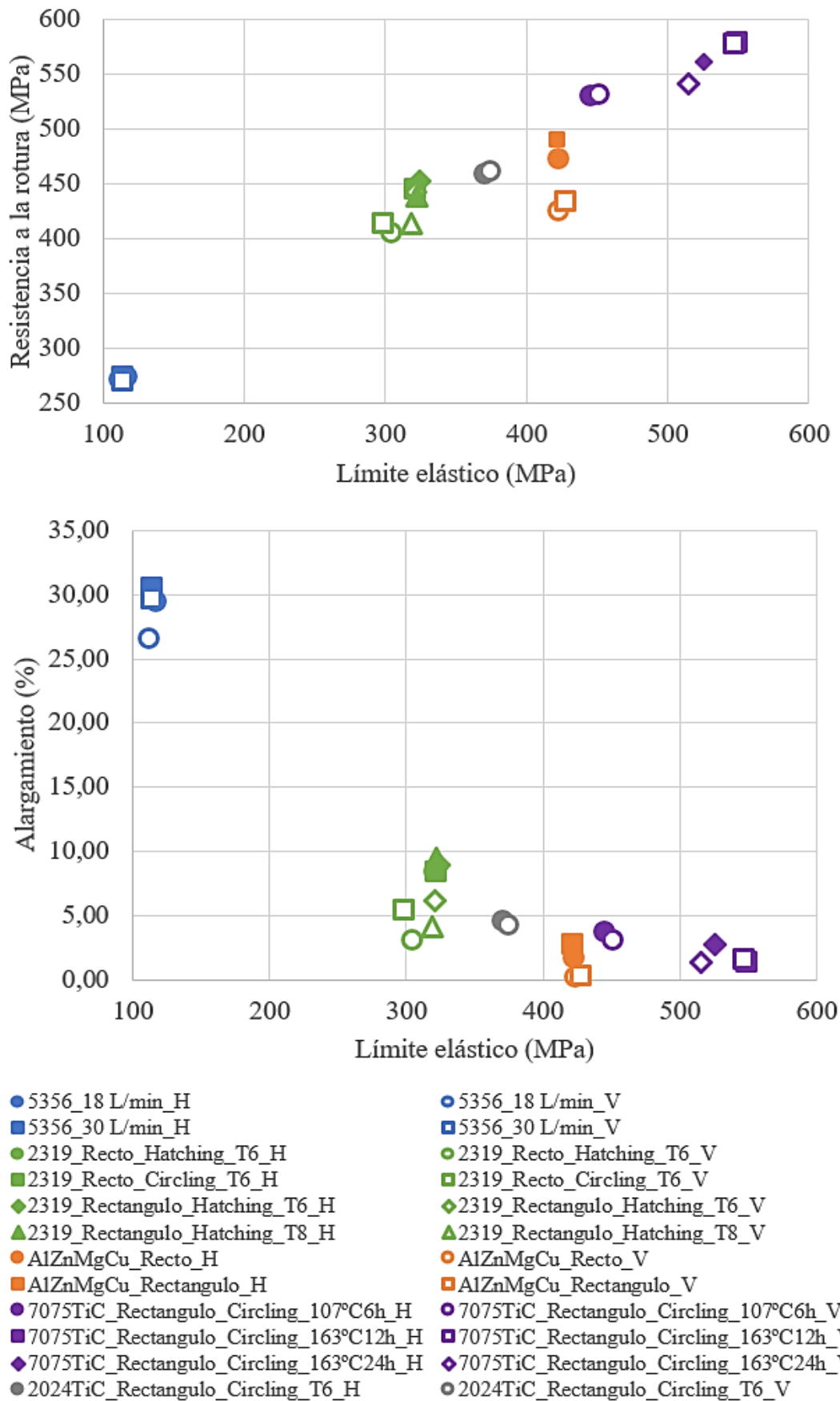


Figura 4.65: Propiedades mecánicas obtenidas con las diferentes aleaciones estudiadas en este trabajo.

## 7. Relación de aprendizaje

Durante este estudio, se han trabajado con cinco aleaciones de aluminio diferentes, dos comerciales y tres experimentales, y cada una ha proporcionado conocimientos que han podido aplicarse al estudio de otras aleaciones. A continuación, se muestra en la Tabla 4.36, la relación de aprendizaje entre las diferentes aleaciones de aluminio estudiadas.

Tabla 4.36: Relación de aprendizaje entre las diferentes aleaciones de aluminio estudiadas (subrayado: aprendizaje aplicado del estudio realizado a otra aleación en este trabajo).

| Aleación | Aprendizaje aplicado   | Nuevo aprendizaje  |
|----------|--|--|
| ER5356   | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Uso de la tecnología CMT para proceso WAAM de aluminio</li> <li>• Control de parámetros en primera capa para evitar <i>necking</i></li> </ul>   | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Caudal de gas de protección factor clave para evitar porosidad alineada entre capas</li> <li>• Circling mayor acumulación de calor y aumento local de temperatura que hatching</li> <li>• Geometría horizontal mayor acumulación de calor y temperatura entre capas que vertical</li> <li>• Porosidad no afecta a tracción (YS, UTS y A%)</li> </ul>  |
| ER2319   | <ul style="list-style-type: none"> <li>• <u>Caudal y tipo de gas</u></li> <li>• <u>Circling mayor acumulación de calor que hatching</u></li> <li>• <u>Geometría horizontal mayor acumulación de calor que vertical</u></li> <li>• <u>Porosidad no afecta a tracción (YS, UTS y <math>\epsilon</math> %)</u></li> <li>• Control de parámetros en primera capa para evitar <i>necking</i></li> <li>• CMT-PADV para reducir porosidad</li> <li>• Influencia balance EP/EN en porosidad y en unión de la primera pasada al sustrato</li> </ul> | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Geometría rectangular granos equiaxiales</li> <li>• Geometría vertical granos alargados grandes</li> <li>• Geometría horizontal granos alargados pequeños</li> <li>• Tratamiento térmico de envejecimiento gran influencia en las propiedades mecánicas</li> <li>• Tratamiento térmico afecta a dilución de fases</li> </ul>  |
| 7075 TiC | <ul style="list-style-type: none"> <li>• <u>Caudal y tipo de gas</u></li> <li>• <u>Porosidad no afecta a tracción (YS, UTS y <math>\epsilon</math> %)</u></li> <li>• Control de parámetros en primera capa para evitar <i>necking</i></li> </ul>   | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Tecnología CMT afecta a propiedades mecánicas</li> <li>• Las nanopartículas generan granos pequeños y equiaxiales</li> <li>• Tratamiento térmico gran influencia en propiedades mecánicas</li> <li>• El tratamiento de envejecimiento incompleto genera cambios en dureza con el tiempo</li> <li>• Fractura ocasionada por granos muy pequeños debido a afino provocado por las nanopartículas</li> </ul> |

|                 |  |  |
|-----------------|--|--|
| 2024<br>TiC     | <ul style="list-style-type: none"> <li>• CMT-PADV para reducir porosidad</li> <li>• Influencia balance EP/EN en porosidad</li> <li>• <u>Las nanopartículas generan granos pequeños y equiaxiales</u></li> <li>• <u>Fractura ocasionada por granos muy pequeños</u></li> <li>• <u>Caudal y tipo de gas</u></li> <li>• Control de parámetros en primera capa para evitar <i>necking</i></li> </ul> | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Presencia de partículas Al-Cu, se disuelven tras fabricación al borde de grano</li> </ul>   |
| Al-Zn-<br>Mg-Cu | <ul style="list-style-type: none"> <li>• <u>Caudal y tipo de gas</u></li> <li>• Control de parámetros en primera capa para evitar <i>necking</i></li> </ul>  | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Calidad superficial del hilo alta influencia en estabilidad del arco y alimentación del hilo</li> <li>• Material con alta susceptibilidad al agrietamiento</li> <li>• Aporte térmico alta influencia en el agrietamiento en caliente y porosidad</li> <li>• Generación de MgO ocasiona fractura prematura a tracción</li> </ul> |

## 8. Innovación aportada en esta tesis

Durante el estudio realizado en este trabajo, se han llevado a cabo a varias investigaciones originales en relación con la influencia de diferentes aspectos de la fabricación aditiva mediante arco e hilo (WAAM) que posibilita un mayor control del proceso para obtener un buen balance de propiedades mecánicas en aleaciones de aluminio de media y alta resistencia.

Estas investigaciones se han podido desarrollar gracias a la metodología empleada, donde se han identificado los factores y parámetros clave del proceso a tener en cuenta para obtener una alta calidad en los materiales depositados durante el proceso WAAM. Para las diferentes aleaciones de aluminio, se han determinado las condiciones para obtener unas piezas libres de agrietamiento en caliente y con una porosidad controlada. En la aleación Al-Zn-Mg-Cu no ha sido posible evitar el agrietamiento en caliente ni la generación de una capa de óxido de magnesio entre pasadas.

Inicialmente, se ha determinado que para obtener unas piezas sin *necking* con la estrategia hatching se ha de implementar una correcta transición de parámetros eléctricos entre las primeras capas de deposición. Por el contrario, con la estrategia circling, al realizar un movimiento oscilante, dicha transición no es necesaria y solo se debe aplicar un mayor aporte térmico en la primera capa para mejorar el mojado debido a la mayor evacuación bidireccional del calor a través del sustrato frío.

Por otro lado, conociendo la susceptibilidad del aluminio a la generación de poros en los procesos de soldadura, se ha determinado que, si se mantiene controlado el porcentaje de

porosidad y los poros se encuentran distribuidos aleatoriamente, sin alineaciones ni acumulaciones, no afecta a las propiedades mecánicas. Además, se ha podido determinar el factor influyente en la porosidad, que es la protección del baño fundido que depende en gran medida del caudal de gas de protección empleado y de la longitud del cordón.

Se ha observado claramente que entre los factores influyentes en las propiedades mecánicas y su isotropía se encuentran la microestructura resultante del proceso WAAM y el tratamiento térmico posterior.

Para controlar la microestructura, se han aplicado distintas estrategias y geometrías de deposición. En la aleación ER2319 sin nanopartículas, la geometría rectangular ha dado lugar a las mayores propiedades mecánicas y más isotropas gracias a su capacidad de generar microestructuras equiaxiales y homogéneas.

Las nanopartículas de carburos de titanio han demostrado su utilidad para controlar la microestructura, evitando el agrietamiento en caliente y generando granos equiaxiales. Con ellas se ha conseguido mejorar las propiedades mecánicas, y esto se ve claramente comparando las aleaciones de la misma familia ER2319 y 2024 TiC. Sin embargo, el efecto de afino de tamaño de grano es demasiado severo y, por lo tanto, pese a mejorar la resistencia del material, la ductilidad se ve perjudicada.

Finalmente, se ha determinado la influencia del tratamiento térmico en las cuatro aleaciones tratables térmicamente. Se ha observado que no todas las temperaturas y tiempos de precipitación son efectivas para precipitar las fases presentes en los bordes de grano, y esto, junto con la microestructura, es un factor clave en las propiedades a tracción, en especial en la ductilidad.

## **9. Contribuciones del capítulo**

En este capítulo se han expuesto los resultados obtenidos con las diferentes aleaciones de aluminio de este trabajo de investigación realizado para optimizar el proceso de fabricación por WAAM y estudiar su comportamiento y propiedades mecánicas. El capítulo se ha estructurado describiendo los resultados obtenidos con cada tipo de aleación, y en todos los casos se lleva la misma estructura, comenzando con la caracterización del material de aporte y analizando la uniformidad de la superficie y la presencia de partículas, siguiendo con las condiciones de fabricación por WAAM estudiando los parámetros eléctricos, condiciones de protección, estrategia y geometría de deposición y la influencia de todos estos parámetros en la porosidad resultante, microestructura y tamaño de grano y finalmente las propiedades mecánicas obtenidas. A continuación se discuten los resultados obtenidos con cada aleación y se comparan los diferentes comportamientos de las aleaciones entre ellas. Finalmente, se explicado la relación de aprendizaje que se ha ido aplicando en el estudio de las diferentes aleaciones y se ha detallado la innovación que ha aportado el estudio realizado a lo largo de esta tesis a la comunidad científica.



## **CAPÍTULO V: Contribuciones y líneas futuras de investigación**



## **RESUMEN**

En este capítulo se describen las conclusiones obtenidas a lo largo del trabajo de investigación realizado en esta tesis y las líneas futuras que se han identificado que este trabajo puede inspirar para seguir desarrollando el proceso WAAM y la aplicación de aleaciones de aluminio de alta resistencia. Divididas en tres secciones, la primera describe las conclusiones con las aleaciones de media resistencia ER5356 y ER2319, la segunda las conclusiones con las aleaciones de alta resistencia con nanopartículas 7075 TiC y 2024 TiC y la última los resultados obtenidos con la aleación microaleada de alta resistencia Al-Zn-Mg-Cu.



## 1. Conclusiones

A continuación, se enumeran las principales conclusiones de esta tesis, que aborda la investigación de la influencia de los parámetros del proceso WAAM y de los tratamientos térmicos posteriores en la microestructura y propiedades mecánicas resultantes de diferentes aleaciones de aluminio de media y alta resistencia.

### **WAAM con aleaciones comerciales de aluminio de media resistencia (ER5356 y ER2319):**

- El caudal de gas empleado afecta en gran medida a la porosidad resultante. Utilizando una baja protección de 18 l/min el porcentaje de área de porosidad aumenta en comparación a cuando se utiliza una protección de 30 l/min de caudal, debido a una protección deficiente del baño de fusión antes de su solidificación.
- Es necesaria una transición de los parámetros eléctricos de fabricación por soldadura para evitar el efecto *necking* de la pieza si no se aplica estrategia circling.
- Con la aleación Al-Mg se ha obtenido una porosidad resultante mayor al 1 % distribuida aleatoriamente y sin un alineamiento entre capas. Por otro lado, con la aleación Al-Cu, se ha logrado reducir la porosidad por debajo del 1 % mediante el empleo de la variante CMT-PADV.
- La porosidad no es el factor clave que afecta a las propiedades mecánicas, debido a que incluso cuando el porcentaje en área es relativamente alto (hasta un 3 %), las propiedades a tracción no descienden.
- La geometría de deposición empleada tiene una influencia directa en la microestructura resultante. Cuando se emplea la geometría rectangular, que no emplea cortes de arco ni tiempos de espera entre pasadas, la microestructura es equiaxial y sin presencia de granos columnares.
- El tratamiento térmico empleado afecta directamente a las propiedades mecánicas. Un tratamiento incompleto o ineficaz no es capaz de reestructurar las fases presentes en el borde de grano, quedando estas en forma alargada y discontinua.

### **WAAM con aleaciones innovadoras nanomodificadas con carburos de titanio (7075 TiC y 2024 TiC):**

- Las nanopartículas de TiC son efectivas para afinar el tamaño de grano, y de esta manera evitar el agrietamiento en caliente de aleaciones consideradas no soldables debido a este fenómeno de fisuración.
- La microestructura obtenida, indiferentemente de la estrategia y geometría de deposición empleada es equiaxial sin granos columnares y con tamaño constante en toda la pieza
- Las nanopartículas generan un afino de grano muy grande por lo que la ductilidad del material se ve reducida.

### **WAAM con aleación innovadora con microaleantes (Al-Zn-Mg-Cu):**

- La microaleación con plata no asegura una microestructura equiaxial y no evita el agrietamiento en caliente.
- Durante la fabricación se genera un óxido de magnesio que queda atrapado en la zona entre capas.
- La microestructura heterogénea, la presencia de microgrietas generadas durante la solidificación y el óxido de magnesio da lugar a una fractura prematura de las probetas de tracción alcanzando una muy baja ductilidad en cualquiera de las dos direcciones de ensayo.

## **2. Líneas futuras de investigación**

Los estudios realizados en esta tesis inspirarán futuros estudios que desarrollarán nuevas estrategias de deposición de piezas con geometrías reales y el desarrollo de nuevas aleaciones de aluminio de alta resistencia soldables para mejorar las propiedades mecánicas y como consecuencia, impulsar la transferencia y competitividad del proceso WAAM.

El desarrollo de un sistema de monitorización y control del baño de fusión sería de gran ayuda para evitar defectos como la porosidad, dado que sabiendo las dimensiones del baño se podría regular el caudal de protección de gas instantáneamente.

Por otra parte, sería interesante desarrollar una metodología o sistema de inspección NDT para asegurar la obtención de una microestructura equiaxial, sabiendo que la acumulación de temperatura y condiciones de enfriamiento durante la solidificación determinan la microestructura final, para poder asegurar dicha microestructura en piezas de gran volumen. La inspección NDT se está aplicando para caracterizar la superficie de los cordones de soldadura ([139], [140], [141], [142]), sin embargo, sería de gran interés utilizar dichas tecnologías [143] para determinar metodologías para obtener microestructuras deseadas en piezas fabricadas aditivamente.

Con esta idea de asegurar una microestructura equiaxial mediante el control de la acumulación de calor del gradiente vertical de temperaturas y de la velocidad de enfriamiento, se ha comenzado a trabajar en Lortek en el desarrollo de una metodología mediante la simulación térmica con modelos de elementos finitos (FEM) que reproducen la deposición secuencial de material para poder conocer los parámetros que se han de emplear. En estos modelos, la velocidad de enfriamiento, pudiendo comparar los valores registrados en los casos de interés de esta tesis con los que se simulan en piezas de geometría real.

Por otro lado, el uso de aleaciones modificadas con nanopartículas de carburos de titanio asegura una microestructura equiaxial independientemente de la estrategia o geometría de deposición empleada, sin embargo, se debe estudiar el porcentaje de nanopartícula mínimo necesario para ello, debido a que, con la cantidad empleada en este trabajo, se ha evitado el agrietamiento en caliente, pero se ha registrado una pérdida significativa en ductilidad. El uso de un porcentaje menor de estas nanopartículas puede resultar en un mejor balance o equilibrio

entre evitar el agrietamiento y obtener un mayor alargamiento manteniendo los buenos niveles de resistencia reportados en esta tesis.

Finalmente, se ha de continuar el estudio con la aleación Al-Zn-Mg-Cu para evitar su agrietamiento en caliente y la generación de óxidos de magnesio en la zona entre capas. Una mejor protección durante la fabricación, con atmósfera inerte o sistemas de alta protección inerte de seguimiento de la antorcha pueden resultar efectivas para evitar la oxidación. Dado que los desarrolladores del material no han reportado problemas de agrietamiento en los primeros trabajos publicados con WAAM [78] [77], se debería investigar el uso de otros parámetros de soldadura con menor aporte térmico. La compatibilidad metalúrgica y de tratamiento térmico con el sustrato es otro punto abierto, puesto que en esta tesis se han producido delaminaciones entre la primera pasada de las paredes WAAM y el sustrato. Por último, se debe estudiar la composición química del material, ya que la microestructura no ha resultado ser homogénea, por lo que los microaleantes no son capaces de asegurar un afino de grano.

### **3. Contribuciones del capítulo**

En este capítulo se han expuesto las principales conclusiones a las que se ha llegado a lo largo del estudio realizado en esta tesis. Se han dividido en tres secciones, la primera describe las conclusiones con las aleaciones comerciales de media resistencia ER5356 y ER2319, la segunda las conclusiones con las aleaciones innovadoras de alta resistencia con nanopartículas 7075 TiC y 2024 TiC y la última los resultados obtenidos con la aleación innovadora microaleada de alta resistencia Al-Zn-Mg-Cu.

Asimismo, se han descrito las líneas futuras que este trabajo pueden inspirar para continuar con el desarrollo de la aplicación de aleaciones de aluminio en el proceso WAAM. Entre ellas destacan un sistema de motorización y control del baño de fusión, el desarrollo de un sistema de inspección NDT para asegurar la microestructura equiaxial, el desarrollo de una metodología mediante la simulación térmica con modelos FEM, el estudio de aleaciones modificadas con diferentes porcentajes de concentración de nanopartículas TiC, y el estudio complementario de la aleación Al-Zn-Mg-Cu para mejorar su comportamiento en el proceso WAAM.





# **BIBLIOGRAFÍA**



- [1] K. S. Derekar, “A review of wire arc additive manufacturing and advances in wire arc additive manufacturing of aluminium,” *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, vol. 34, no. 8, pp. 895–916, 2018, doi: 10.1080/02670836.2018.1455012.
- [2] M. AM, “AMPOWER Report 2022 shows Additive Manufacturing growth,” *16 Marzo 2022*. <https://www.metal-am.com/ampower-report-2022-shows-additive-manufacturing-growth/> (accessed Dec. 06, 2022).
- [3] T. A. Rodrigues, V. Duarte, R. M. Miranda, T. G. Santos, and J. P. Oliveira, “Current status and perspectives on wire and arc additive manufacturing (WAAM),” *Materials (Basel)*, vol. 12, no. 7, 2019, doi: 10.3390/ma12071121.
- [4] R. Kawalkar, H. K. Dubey, and S. P. Lokhande, “Wire arc additive manufacturing: A brief review on advancements in addressing industrial challenges incurred with processing metallic alloys,” *Mater. Today Proc.*, vol. 50, pp. 1971–1978, 2021, doi: 10.1016/j.matpr.2021.09.329.
- [5] J. Liu, Y. Xu, Y. Ge, Z. Hou, and S. Chen, “Wire and arc additive manufacturing of metal components: a review of recent research developments,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 111, no. 1–2, pp. 149–198, 2020, doi: 10.1007/s00170-020-05966-8.
- [6] G. Langelandsvik, O. M. Akselsen, T. Furu, and H. J. Roven, “Review of aluminum alloy development for wire arc additive manufacturing,” *Materials (Basel)*, vol. 14, no. 18, pp. 1–26, 2021, doi: 10.3390/ma14185370.
- [7] G. Mathers, *The welding of aluminium and its alloys*, vol. 177, no. 4508. Cambridge England: Woodhead Publishing Limited and CTC Press LLC, 2002.
- [8] D. Jafari, T. H. J. Vaneker, and I. Gibson, “Wire and arc additive manufacturing: Opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts,” *Mater. Des.*, vol. 202, p. 109471, 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.109471.
- [9] N. H. Athaib, A. H. Haleem, and B. Al-Zubaidy, “A review of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) of Aluminium Composite, Process, Classification, Advantages, Challenges, and Application,” *J. Phys. Conf. Ser.*, vol. 1973, no. 1, 2021, doi: 10.1088/1742-6596/1973/1/012083.
- [10] M. M. Tawfik, M. M. Nemat-Alla, and M. M. Dewidar, “Enhancing the properties of aluminum alloys fabricated using wire + arc additive manufacturing technique - A review,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 13, pp. 754–768, 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.04.076.
- [11] N. A. Rosli, M. R. Alkahari, M. F. bin Abdollah, S. Maidin, F. R. Ramli, and S. G. Herawan, “Review on effect of heat input for wire arc additive manufacturing process,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 11, pp. 2127–2145, 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.02.002.
- [12] M. Korpela, N. Riikonen, H. Piili, A. Salminen, and O. Nyrhilä, “Additive Manufacturing—Past, Present, and the Future,” in *Technical, Economic and Societal Effects of Manufacturing 4.0: Automation, Adaption and Manufacturing in Finland and Beyond*, M. Collan and K.-E. Michelsen, Eds. Lappeenranta, Finland: Springer International Publishing, 2020, pp. 17–41.
- [13] M. Srivastava, S. Rathee, A. Tiwari, and M. Dongre, “Wire arc additive

- manufacturing of metals: A review on processes, materials and their behaviour,” *Mater. Chem. Phys.*, vol. 294, no. November 2022, p. 126988, 2023, doi: 10.1016/j.matchemphys.2022.126988.
- [14] G. Mathers, *Welding metallurgy*. 2002.
- [15] Fronius, “CMT – COLD METAL TRANSFER: EL PROCESO DE SOLDADURA EN FRÍO MÁS ESTABLE DEL MUNDO.” <http://www.fronius.com/en/welding-technology/our-expertise/welding-processes/cmt> (accessed Jun. 28, 2023).
- [16] B. Cong, J. Ding, and S. Williams, “Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured Al-6.3%Cu alloy,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 76, no. 9–12, pp. 1593–1606, 2014, doi: DOI 10.1007/s00170-014-6346-x.
- [17] P. Zhang, G. Li, H. Yan, and Y. Tian, “Effect of positive/negative electrode ratio on cold metal transfer welding of 6061 aluminum alloy,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 106, no. 3–4, pp. 1453–1464, 2020, doi: 10.1007/s00170-019-04705-y.
- [18] S. Selvi, A. Vishvaksenan, and E. Rajasekar, “Cold metal transfer (CMT) technology - An overview,” *Def. Technol.*, vol. 14, no. 1, pp. 28–44, 2018, doi: 10.1016/j.dt.2017.08.002.
- [19] D. Srinivasan, P. Sevvel, I. John Solomon, and P. Tanushkumaar, “A review on Cold Metal Transfer (CMT) technology of welding,” *Mater. Today Proc.*, vol. 64, pp. 108–115, 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2022.04.016.
- [20] L. Huang *et al.*, “A Review of Challenges for Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM),” *Trans. Indian Inst. Met.*, vol. 76, no. 5, pp. 1123–1139, 2023, doi: 10.1007/s12666-022-02823-y.
- [21] E. Assunção, L. Quintino, F. Martina, S. Williams, I. Pires, and A. Lopez, “LASIMM - AM production of large scale engineering structures,” no. 723600, [Online]. Available: [http://www.lasimm.eu/documents/LASIMM\\_IIW\\_2017.pdf](http://www.lasimm.eu/documents/LASIMM_IIW_2017.pdf).
- [22] T. Özel, H. Shokri, and R. Loizeau, “A Review on Wire-Fed Directed Energy Deposition Based Metal Additive Manufacturing,” *J. Manuf. Mater. Process.*, vol. 7, no. 1, 2023, doi: 10.3390/jmmp7010045.
- [23] B. Blakey-Milner *et al.*, “Metal additive manufacturing in aerospace: A review,” *Mater. Des.*, vol. 209, p. 110008, 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.110008.
- [24] Dr. Michael J Fletcher of Delta Consultants, “The Future for WAAM,” *Additive Manufacturing*, 2019. <https://additivemanufacturing.com/2019/08/27/the-future-for-waam/> (accessed Jun. 07, 2023).
- [25] D. Engineering, “French-based STELIA uses WAAM 3D printer for large-scale fuselage panel,” *February 26*, 2018. <https://www.design-engineering.com/stelia-waam-1004029319-1004029319/> (accessed Feb. 23, 2022).
- [26] A. Engineering, “3D Printing to Create Self-Reinforcing Aircraft Fuselage Panel,” *February 20*, 2018. <https://www.aerospacengineering.net/3d-printing-to-create-self-reinforcing-aircraft-fuselage/> (accessed Feb. 23, 2022).

- [27] S. C. A. Costello, C. R. Cunningham, F. Xu, A. Shokrani, V. Dhokia, and S. T. Newman, “The state-of-the-art of wire arc directed energy deposition (WA-DED) as an additive manufacturing process for large metallic component manufacture,” *Int. J. Comput. Integr. Manuf.*, vol. 36, no. 3, pp. 469–510, 2023, doi: 10.1080/0951192X.2022.2162597.
- [28] Lucía C., “¿El puente de acero impreso en 3D de MX3D ha llegado finalmente?,” *3dnatives*, 2018. <https://www.3dnatives.com/es/puente-de-acero-impreso-en-3d-090420182/#!> (accessed Jun. 07, 2023).
- [29] H. Li *et al.*, “A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement,” *J. Manuf. Process.*, vol. 35, no. August, pp. 127–139, 2018, doi: 10.1016/j.jmapro.2018.08.001.
- [30] G. Langelandsvik, “Wire Arc Additive Manufacturing of Aluminium Alloys,” Norwegian University of Science and Technology, 2021.
- [31] G. Mathers, *The welding of aluminium and its alloys*, vol. 177, no. 4508. 2002.
- [32] R. Deekhunthod, “Weld Quality in Aluminium Alloys,” 2014.
- [33] K. Weman, *Welding processes handbook*, Second Edi., vol. 111, no. 479. WP Woolhead Publishing, 1965.
- [34] S. W. Williams, F. Martina, A. C. Addison, J. Ding, G. Pardal, and P. Colegrove, “Wire + arc additive manufacturing,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 32, no. 7, pp. 641–647, 2016, doi: 10.1179/1743284715Y.0000000073.
- [35] G. Çam, “Prospects of producing aluminum parts by wire arc additive manufacturing (WAAM),” *Mater. Today Proc.*, vol. 62, pp. 77–85, 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2022.02.137.
- [36] M. R. Zahidin *et al.*, “Research challenges, quality control and monitoring strategy for Wire Arc Additive Manufacturing,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 24, pp. 2769–2794, 2023, doi: 10.1016/j.jmrt.2023.03.200.
- [37] E. Aldalur, A. Suárez, and F. Veiga, “Metal transfer modes for Wire Arc Additive Manufacturing Al-Mg alloys: Influence of heat input in microstructure and porosity,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 297, no. June, 2021, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117271.
- [38] M. Köhler, S. Fiebig, J. Hensel, and K. Dilger, “Wire and arc additive manufacturing of aluminum components,” *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 5, pp. 1–9, 2019, doi: 10.3390/met9050608.
- [39] K. Derekar, J. Lawrence, G. Melton, A. Addison, X. Zhang, and L. Xu, “Influence of Interpass Temperature on Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) of Aluminium Alloy Components,” *MATEC Web Conf.*, vol. 269, p. 05001, 2019, doi: 10.1051/mateconf/201926905001.
- [40] Y. Yehorov, L. João da Solva, and A. Scotti, “Balancing WAAM Production Costs and Wall Surface Quality through Parameter Selection : A Case Study of an Al-Mg5 Alloy Multilayer-Non-Oscillated Single Pass Wall,” 2019.

- [41] M. Gierth, P. Henckell, Y. Ali, J. Scholl, and J. P. Bergmann, "Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) of aluminum alloy AlMg5Mn with energy-reduced Gas Metal Arc Welding (GMAW)," *Materials (Basel)*, vol. 13, no. 12, pp. 1–22, 2020, doi: 10.3390/ma13122671.
- [42] C. Zhang, Y. Li, M. Gao, and X. Zeng, "Wire arc additive manufacturing of Al-6Mg alloy using variable polarity cold metal transfer arc as power source," *Mater. Sci. Eng.*, vol. 711, pp. 415–423, 2018, doi: 10.1016/j.msea.2017.11.084.
- [43] V. Ferreira, M. Pinto, P. J. Morais, L. H. de Almeida, and B. F. Gomes, "Wire-arc additive manufacturing of Al-Mg alloy using CMT and PMC technologies," *MATEC Web Conf.*, vol. 233, p. 00031, 2018, doi: 10.1051/mateconf/201823300031.
- [44] Y. Zhao, J. Xiao, and S. J. Chen, "Comparison of Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Components Manufactured by CMT," *Mater. Sci. Forum*, vol. 898, pp. 1318–1324, 2017, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.898.1318.
- [45] J. Y. Bai, C. L. Yang, S. B. Lin, B. L. Dong, and C. L. Fan, "Mechanical properties of 2219-Al components produced by additive manufacturing with TIG," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2015, doi: 10.1007/s00170-015-8168-x.
- [46] K. Frimpong Ayarkwa, Z. Pinter, E. Eimer, S. Williams, and J. Ding, "Effect of the deposition strategy on Al - Cu alloy wire + arc additive manufacture," vol. 1, no. 1, pp. 28–34, 2021.
- [47] B. Cong, Z. Qi, B. Qi, H. Sun, G. Zhao, and J. Ding, "A Comparative Study of Additively Manufactured Thin Wall and Block Structure with Al-6.3%Cu Alloy Using Cold Metal Transfer Process," *Appl. Sci.*, 2017, doi: 10.3390/app7030275.
- [48] X. Fang, L. Zhang, H. Li, C. Li, K. Huang, and B. Lu, "Microstructure Evolution and Mechanical Behavior of 2219 Aluminum Alloys Additively Fabricated by the Cold Metal Transfer Process," *Materials (Basel)*, vol. 11, no. 5, 2018, doi: 10.3390/ma11050812.
- [49] K. F. Ayarkwa, S. Williams, and J. Ding, "Investigation of pulse advance cold metal transfer on aluminium wire arc additive manufacturing," *Int. J. Rapid Manuf.*, vol. 5, no. 1, p. 44, 2015, doi: 10.1504/ijrapidm.2015.073547.
- [50] J. R. Scully, G. A. Young, and S. W. Smith, "Hydrogen solubility, diffusion and trapping in high purity aluminum and selected Al-base alloys," *Mater. Sci. Forum*, vol. 331, pp. 1583–1600, 2000, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.331-337.1583.
- [51] K. Wei, Z. Wang, and X. Zeng, "Influence of element vaporization on formability, composition, microstructure, and mechanical performance of the selective laser melted Mg-Zn-Zr components," *Mater. Lett.*, vol. 156, pp. 187–190, 2015, doi: 10.1016/j.matlet.2015.05.074.
- [52] T. Yuan, Z. Yu, S. Chen, M. Xu, and X. Jiang, "Loss of elemental Mg during wire + arc additive manufacturing of Al-Mg alloy and its effect on mechanical properties," *J. Manuf. Process.*, vol. 49, no. October 2019, pp. 456–462, 2020, doi: 10.1016/j.jmapro.2019.10.033.
- [53] M. R. U. Ahsan, Y. R. Kim, C. H. Kim, J. W. Kim, R. Ashiri, and Y. D. Park, "Porosity formation mechanisms in cold metal transfer (CMT) gas metal arc welding

- (GMAW) of zinc coated steels,” *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 21, no. 3, pp. 209–215, 2016, doi: 10.1179/1362171815Y.0000000084.
- [54] E. M. Ryan, T. J. Sabin, J. F. Watts, and M. J. Whiting, “The influence of build parameters and wire batch on porosity of wire and arc additive manufactured aluminium alloy 2319,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 262, pp. 577–584, 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.07.030.
- [55] J. Sun, J. Hensel, M. Köhler, and K. Dilger, “Residual stress in wire and arc additively manufactured aluminum components,” *J. Manuf. Process.*, vol. 65, no. December 2020, pp. 97–111, 2021, doi: 10.1016/j.jmapro.2021.02.021.
- [56] S. Chen, M. Xu, T. Yuan, X. Jiang, H. Zhang, and X. Zheng, “Thermal–microstructural analysis of the mechanism of liquation cracks in wire-arc additive manufacturing of Al–Zn–Mg–Cu alloy,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 16, pp. 1260–1271, 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.12.016.
- [57] S. Zhou *et al.*, “Grain-refining of wire arc additive manufactured aluminum alloy with Nb powder addition,” *Mater. Res. Express*, vol. 8, no. 2, 2021, doi: 10.1088/2053-1591/abe6d5.
- [58] S. Wang *et al.*, “Study on Microstructural and Mechanical Properties of an Al – Cu – Sn Alloy Wall Deposited by Double-Wire Arc Additive Manufacturing Process,” *Materials (Basel)*, vol. 13, 2019, doi: <https://doi.org/10.3390/ma13010073>.
- [59] A. Kumar Sinha, S. Pramanik, and K. P. Yagati, “Research progress in arc based additive manufacturing of aluminium alloys – A review,” *Meas. J. Int. Meas. Confed.*, vol. 200, no. February, 2022, doi: 10.1016/j.measurement.2022.111672.
- [60] Y. Deng, X. Li, L. Wu, Q. Yang, and Y. Chen, “Microstructure and Performance of WAAM TiB<sub>2</sub> -Reinforced Al–Si-Based Composites,” *Springer Proc. Phys.*, vol. 217, pp. 321–328, 2019, doi: 10.1007/978-981-13-5944-6\_31.
- [61] Q. Yang, C. Xia, and Y. Deng, “Microstructure and mechanical properties of TiB<sub>2</sub> / Al-Si composites fabricated by TIG wire and arc additive manufacturing,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 944 MSF, pp. 64–72, 2018, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.944.64.
- [62] S. Lei, Y. Deng, X. Li, L. Wu, and Y. Chen, “Effect of casting and additive manufacturing on the microstructure and mechanical property of al-cu composites,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 993 MSF, pp. 718–722, 2020, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.993.718.
- [63] Q. Z. Wang *et al.*, “Effect of laser additive manufacturing on the microstructure and mechanical properties of TiB<sub>2</sub> reinforced Al-Cu matrix composite,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 840, no. January, 2022, doi: 10.1016/j.msea.2022.142950.
- [64] G. Langelandsvik, M. Eriksson, O. M. Akselsen, and H. J. Roven, “Wire arc additive manufacturing of AA5183 with TiC nanoparticles,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2021, doi: <https://doi.org/10.1007/s00170-021-08287-6>.
- [65] G. Langelandsvik, M. Grandcolas, K. G. Skorpen, T. Furu, O. M. Akselsen, and H. J. Roven, “Development of al-tic wire feedstock for additive manufacturing by metal screw extrusion,” *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 11, pp. 1–17, 2020, doi:

- 10.3390/met10111485.
- [66] P. Jin, Y. Liu, F. Li, J. Li, and Q. Sun, “Realization of structural evolution in grain boundary, solute redistribution and improved mechanical properties by adding TiCnpsin wire and arc additive manufacturing 2219 aluminium alloy,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 11, pp. 834–848, 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.01.030.
- [67] P. Jin, Y. Liu, and Q. Sun, “Evolution of crystallographic orientation, columnar to equiaxed transformation and mechanical properties realized by adding TiCps in wire and arc additive manufacturing 2219 aluminum alloy,” *Addit. Manuf.*, vol. 39, no. 92, p. 101878, 2021, doi: 10.1016/j.addma.2021.101878.
- [68] P. Jin, Y. Liu, F. Li, and Q. Sun, “Realization of synergistic enhancement for fracture strength and ductility by adding TiC particles in wire and arc additive manufacturing 2219 aluminium alloy,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 219, no. 2, p. 108921, 2021, doi: 10.1016/j.compositesb.2021.108921.
- [69] M. Sokoluk, C. Cao, S. Pan, and X. Li, “Nanoparticle-enabled phase control for arc welding of unweldable aluminum alloy 7075,” *Nat. Commun.*, vol. 10, no. 1, pp. 1–8, 2019, doi: 10.1038/s41467-018-07989-y.
- [70] D. Oropeza *et al.*, “Welding and additive manufacturing with nanoparticle-enhanced aluminum 7075 wire,” *J. Alloys Compd.*, vol. 834, p. 154987, 2020, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.154987.
- [71] T. Yuan, X. Ren, S. Chen, and X. Jiang, “Grain refinement and property improvements of Al–Zn–Mg–Cu alloy by heterogeneous particle addition during wire and arc additive manufacturing,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 16, pp. 824–839, 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.12.049.
- [72] J. Gu, M. Gao, S. Yang, J. Bai, Y. Zhai, and J. Ding, “Microstructure, defects, and mechanical properties of wire + arc additively manufactured Al-Cu4.3-Mg1.5 alloy,” *Mater. Des.*, vol. 186, p. 108357, 2020, doi: 10.1016/j.matdes.2019.108357.
- [73] Z. Qi, B. Cong, B. Qi, H. Sun, G. Zhao, and J. Ding, “Microstructure and mechanical properties of double-wire + arc additively manufactured Al-Cu-Mg alloys,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 255, pp. 347–353, 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.12.019.
- [74] Z. Qi, B. Cong, B. Qi, G. Zhao, and J. Ding, “Properties of wire + arc additively manufactured 2024 aluminum alloy with different solution treatment temperature,” *Mater. Lett.*, vol. 230, pp. 275–278, 2018, doi: 10.1016/j.matlet.2018.07.144.
- [75] Z. Qi, B. Qi, B. Cong, H. Sun, G. Zhao, and J. Ding, “Microstructure and mechanical properties of wire + arc additively manufactured 2024 aluminum alloy components: As-deposited and post heat-treated,” *J. Manuf. Process.*, vol. 40, no. March, pp. 27–36, 2019, doi: 10.1016/j.jmapro.2019.03.003.
- [76] R. Fu *et al.*, “Achieving high strength-ductility of Al-Zn-Mg-Cu alloys via hot-wire arc additive manufacturing enabled by strengthening precipitates,” *Addit. Manuf.*, vol. 58, p. 103042, 2022, doi: 10.1016/j.addma.2022.103042.
- [77] P. J. Morais *et al.*, “Characterisation of a High-Performance Al-Zn-Mg-Cu alloy Designed for Wire Additive Manufacturing,” *Materials (Basel)*, vol. 13, pp. 1610–



- 1627, 2020.
- [78] T. Klein, M. Schnall, B. Gomes, P. Warczok, D. Fleischhacker, and P. J. Morais, “Wire-arc additive manufacturing of a novel high-performance Al-Zn-Mg-Cu alloy: Processing, characterization and feasibility demonstration,” *Addit. Manuf.*, vol. 37, p. 101663, 2021, doi: 10.1016/j.addma.2020.101663.
- [79] T. Klein, L. Reiter, and M. Schnall, “Wire-arc additive manufacturing of Al-Zn5.5-Mg-Cu (ML7075): Shifting paradigms of additive manufacture-ability,” *Mater. Lett.*, vol. 313, no. November 2021, p. 131841, 2022, doi: 10.1016/j.matlet.2022.131841.
- [80] G. Graf *et al.*, “Quench rate sensitivity of age-hardenable Al-Zn-Mg-Cu alloys with respect to the Zn/Mg ratio: An in situ SAXS and HEXRD study,” *Acta Mater.*, vol. 227, p. 117727, 2022, doi: 10.1016/j.actamat.2022.117727.
- [81] J. Gu *et al.*, “The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al-6.3Cu alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 651, pp. 18–26, 2016, doi: 10.1016/j.msea.2015.10.101.
- [82] J. R. Hönnige, P. A. Colegrove, S. Ganguly, E. Eimer, S. Kabra, and S. Williams, “Control of residual stress and distortion in aluminium wire + arc additive manufacture with rolling,” *Addit. Manuf.*, vol. 22, pp. 775–783, 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.06.015.
- [83] X. Fang *et al.*, “Microstructure evolution of wire-arc additively manufactured 2319 aluminum alloy with interlayer hammering,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 800, no. 99, p. 140168, 2021, doi: 10.1016/j.msea.2020.140168.
- [84] R. Sun *et al.*, “Microstructure, residual stress and tensile properties of Wire Arc Additive Manufactured 2319 aluminum alloy with Laser Shock Peening,” *J. Alloys Compd.*, 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.02.353.
- [85] C. Zhang, M. Gao, and X. Zeng, “Workpiece vibration augmented wire arc additive manufacturing of high strength aluminum alloy,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 271, no. March, pp. 85–92, 2019, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2019.03.028.
- [86] D. Liu, D. Wu, R. Wang, J. Shi, F. Niu, and G. Ma, “Formation mechanism of Al-Zn-Mg-Cu alloy fabricated by laser-arc hybrid additive manufacturing: Microstructure evaluation and mechanical properties,” *Addit. Manuf.*, vol. 50, no. December 2021, p. 102554, 2022, doi: 10.1016/j.addma.2021.102554.
- [87] “WAAM3D.” <https://www.waam3d.com/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [88] “MetaLi.” <https://metaliusa.com/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [89] “LKR LEICHTMETALLKOMPETENZZENTRUM RANSHOFEN.” <https://www.ait.ac.at/ueber-das-ait/center/center-for-low-emission-transport/lkr-leichtmetallkompetenzzentrum-ranshofen> (accessed Aug. 30, 2023).
- [90] E. Eimer, S. Williams, J. Ding, S. Ganguly, and B. Chehab, “Mechanical performances of the interface between the substrate and deposited material in aluminium wire Direct Energy Deposition,” *Mater. Des.*, vol. 225, p. 111594, 2023, doi: 10.1016/j.matdes.2023.111594.

- [91] “Fronius International GmbH.” <https://www.fronius.com/es-es/spain> (accessed Aug. 30, 2023).
- [92] “Fanuc Corporation.” <https://www.fanuc.eu/es/es> (accessed Aug. 30, 2023).
- [93] “LEM International SA.” <https://www.lem.com/en> (accessed Aug. 30, 2023).
- [94] “HKS Prozesstechnik GmbH.” <https://hks-prozesstechnik.de/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [95] “Optris GmbH.” <https://www.optris.global/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [96] “Gala gar.” <https://galagar.com/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [97] “BECKHOFF Automation GmbH & Co. KG.” <https://www.beckhoff.com/es-es/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [98] “Nippon Gases Euro-Holding S.L.U.” <https://nippongases.com/es-es/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [99] J. N. DuPont and A. R. Marder, “Thermal efficiency of arc welding processes,” *Weld. J. (Miami, Fla)*, vol. 74, no. 12, pp. 406-s, 1995.
- [100] A. International, “ASM Handbook Volume 4 Heat Treating,” vol. Volume 4, 1991, doi: 10.1201/9781315120577.
- [101] “ATM Qness GmbH.” <https://www.qatm.es/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [102] “Verder Scientific GmbH & Co.KG.” <https://www.verder.com/es/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [103] “Metkon Instruments Inc.” <https://www.metkon.com/en/homepage/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [104] “Buehler.” <https://www.buehler.com/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [105] “Struers.” <https://www.struers.com/es-ES> (accessed Aug. 30, 2023).
- [106] “Leica Microsystems.” <https://www.leica-microsystems.com/es/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [107] “Olympus Corporation.” <https://www.olympus.es/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [108] “Carl Zeiss SMT GmbH.” <https://www.zeiss.es/corporate/home.html> (accessed Aug. 30, 2023).
- [109] “Oxford Instruments.” <https://www.oxinst.com/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [110] “Forns Hobersal S.L.” <https://fornshobersal.com/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [111] “Binder GmbH.” <https://www.binder-world.com/int-es> (accessed Aug. 30, 2023).
- [112] “EMCO-TEST Prüfmaschinen GmbH.” <https://www.emcotest.com/en/> (accessed Aug. 30, 2023).
- [113] “ZwickRoell GmbH & Co. KG.” <https://www.zwickroell.com/es/> (accessed Aug. 30,

- 2023).
- [114] “The Aluminum Association, Inc. Registration Record Series - TEAL sheets. International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys.” 2015.  
<https://www.aluminum.org/standards>.
- [115] O. Panchenko, D. Kurushkin, I. Mushnikov, A. Khismatullin, and A. Popovich, “A high-performance WAAM process for Al–Mg–Mn using controlled short-circuiting metal transfer at increased wire feed rate and increased travel speed,” *Mater. Des.*, vol. 195, p. 109040, 2020, doi: 10.1016/j.matdes.2020.109040.
- [116] L. M. Wahsh *et al.*, “Parameter selection for wire arc additive manufacturing (WAAM) process,” *Mater. Sci. Technol. 2018, MS T 2018*, no. January 2019, pp. 78–85, 2018, doi: 10.7449/2018/MST\_2018\_78\_85.
- [117] P. Liu, Z. Wang, Y. Xiao, M. F. Horstemeyer, X. Cui, and L. Chen, “Insight into the mechanisms of columnar to equiaxed grain transition during metallic additive manufacturing,” *Addit. Manuf.*, vol. 26, no. December 2018, pp. 22–29, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2018.12.019.
- [118] M. J. Bermingham, D. H. StJohn, J. Krynen, S. Tedman-Jones, and M. S. Dargusch, “Promoting the columnar to equiaxed transition and grain refinement of titanium alloys during additive manufacturing,” *Acta Mater.*, vol. 168, pp. 261–274, 2019, doi: 10.1016/j.actamat.2019.02.020.
- [119] “Aluminium 2219-T6 datasheet,” [www.matweb.com](http://www.matweb.com).  
<https://matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=5a735ffc5bf842f4a36fb9a6acbeaed> (accessed Oct. 04, 2023).
- [120] “The Aluminum Association.” <https://www.aluminum.org/> (accessed Oct. 10, 2023).
- [121] “Aluminium 7075-T73; 7075-T735x,” [www.matweb.com](http://www.matweb.com).  
<https://matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=6653b72914864cc0a0ff7adf5b720167&ckck=1> (accessed Oct. 05, 2023).
- [122] “Aluminium 2024-T6,” [www.matweb.com](http://www.matweb.com).  
<https://matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=ecf8530875cb4ded9675b827f77bfac5> (accessed Oct. 05, 2023).
- [123] K. Frimpong Ayarkwa, Z. Pinter, E. Eimer, S. Williams, J. Ding, and W. Suder, “Effect of the deposition strategy on Al - Cu alloy wire + arc additive manufacture,” *SVR-Materials Sci. Eng. Technol.*, vol. 1, no. 1, pp. 28–34, 2021.
- [124] M. Arana Lopez, E. Ukar, I. Rodriguez, D. Aguilar, and P. Álvarez, “Influence of Deposition Strategy and Heat Treatment on Mechanical Properties and Microstructure of 2319 Aluminium Waam Components,” *Mater. Des.*, vol. 221, p. 110974, 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110974>.
- [125] M. A. S. Khan and C. Senthilkumar, “Investigation of wire-cut EDM process parameters on Nimonic 90 made by wire arc additive manufacturing process,” *Int. J. Interact. Des. Manuf.*, vol. 17, no. 2, pp. 859–867, 2023, doi: 10.1007/s12008-022-01185-5.

- [126] R. Chaudhari, N. Parikh, S. Khanna, J. Vora, and V. Patel, “Effect of multi-walled structure on microstructure and mechanical properties of 1.25Cr-1.0Mo steel fabricated by GMAW-based WAAM using metal-cored wire,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 21, pp. 3386–3396, 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.10.158.
- [127] R. Fu, Y. Guo, Y. Cui, J. Wang, H. Lei, and C. Liu, “Large-size ultra-high strength-plasticity aluminum alloys fabricated by wire arc additive manufacturing via added nanoparticles,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 864, no. January 2023, p. 144582, 2023, doi: 10.1016/j.msea.2023.144582.
- [128] B. Shi, L. Wang, X. Zhan, F. Lyu, Z. Gao, and H. Shi, “Weld morphology, microstructure evolution, and mechanical properties of laser beam welding of wire arc additive manufactured Al-Cu substrate,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, no. 0123456789, 2022, doi: 10.1007/s00170-022-10340-x.
- [129] Z. X. WANG Leilei, Lü Feiyue, GAO Zhuanni, YU Wenjun, GAO Chuanyun, “Microstructure and Tensile Properties of Wire Arc Additive Manufactured 2319 Aluminum Alloy Cross-stringer Structure,” *J. Mech. Eng.*, vol. Vol. 59, no. Issue 1, pp. 267–277, 2023, doi: 10.3901/JME.2023.01.26.
- [130] R. G. Jiale Miao, Jiqiang Chen, Jieke Ren, Zhi Luo, Zhenglin Fan, Zixiang Zhou, Ting Xing, “Wire-arc additive manufactured Al–Cu alloy: microstructure, mechanical properties and their anisotropy,” *Mater. Sci. Technol.*, 2023, doi: <https://doi.org/10.1080/02670836.2023.2194763>.
- [131] S. Hao, X. Guo, J. Cui, R. Xu, and X. Guo, “Study on the solid solution temperature of achieving ultra-high strength in wire-arc additive manufactured Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy,” *Mater. Charact.*, vol. 201, no. April, 2023, doi: 10.1016/j.matchar.2023.112975.
- [132] T. Chang, H. Zhang, X. Fang, Y. Jing, N. Xi, and K. Huang, “Tailoring precipitation of directed energy deposited Al-Cu alloy via laser shock peening,” vol. 73, no. February, pp. 1–12, 2023.
- [133] J. Wang *et al.*, “Uniaxial compression deformation and fracture mechanism of cold metal transfer (CMT) arc additive Mg–Gd–Y–Zn–Zr alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 878, no. May, 2023, doi: 10.1016/j.msea.2023.145201.
- [134] M. Wieczorowski, A. Pereira, D. Carou, B. Gapinski, and I. Ramírez, “Characterization of 5356 Aluminum Walls Produced by Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM),” *Materials (Basel)*, vol. 16, no. 7, 2023, doi: 10.3390/ma16072570.
- [135] W. Qiang, K. Wang, C. Gao, Y. Peng, Y. Lu, and G. Wen, “Process characteristics of V-shaped coupling dual GTA-based additive manufacturing,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 23, pp. 1968–1979, 2023, doi: 10.1016/j.jmrt.2023.01.139.
- [136] A. Ščetinec, D. Klobčar, A. Nagode, T. Vuherer, D. Bračun, and U. Trdan, “Optimisation of precipitation hardening for 15-5 PH martensitic stainless steel produced by wire arc directed energy deposition,” *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2023, doi: 10.1080/13621718.2023.2202979.
- [137] R. Fu *et al.*, “Dynamic mechanical properties of nanoparticle-enhanced aluminum

- alloys fabricated by arc-directed energy deposition,” *J. Alloys Compd.*, vol. 952, p. 169997, 2023, doi: 10.1016/j.jallcom.2023.169997.
- [138] J. Wei, C. He, Y. Zhao, M. Qie, G. Qin, and L. Zuo, “Evolution of microstructure and properties in 2219 aluminum alloy produced by wire arc additive manufacturing assisted by interlayer friction stir processing,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 868, no. February, p. 144794, 2023, doi: 10.1016/j.msea.2023.144794.
- [139] W. Li *et al.*, “Deep learning based online metallic surface defect detection method for wire and arc additive manufacturing,” *Robot. Comput. Integr. Manuf.*, vol. 80, no. February 2022, p. 102470, 2023, doi: 10.1016/j.rcim.2022.102470.
- [140] M. Cheepu, “Machine Learning Approach for the Prediction of Defect Characteristics in Wire Arc Additive Manufacturing,” *Trans. Indian Inst. Met.*, vol. 76, no. 2, pp. 447–455, 2023, doi: 10.1007/s12666-022-02715-1.
- [141] G. Mattera, L. Nele, and D. Paoletta, “Monitoring and control the Wire Arc Additive Manufacturing process using artificial intelligence techniques: a review,” *J. Intell. Manuf.*, 2023, doi: 10.1007/s10845-023-02085-5.
- [142] F. He *et al.*, “Research and application of artificial intelligence techniques for wire arc additive manufacturing: a state-of-the-art review,” *Robot. Comput. Integr. Manuf.*, vol. 82, no. October 2022, p. 102525, 2023, doi: 10.1016/j.rcim.2023.102525.
- [143] Abaqus, “Modeling metallurgical phase transformations,” 2022. <https://docs.software.vt.edu/abaqusv2022/English/SIMACAEMATRefMap/simamat-c-specialpurpose-phasetrans.htm> (accessed Jul. 20, 2023).



# Apéndices



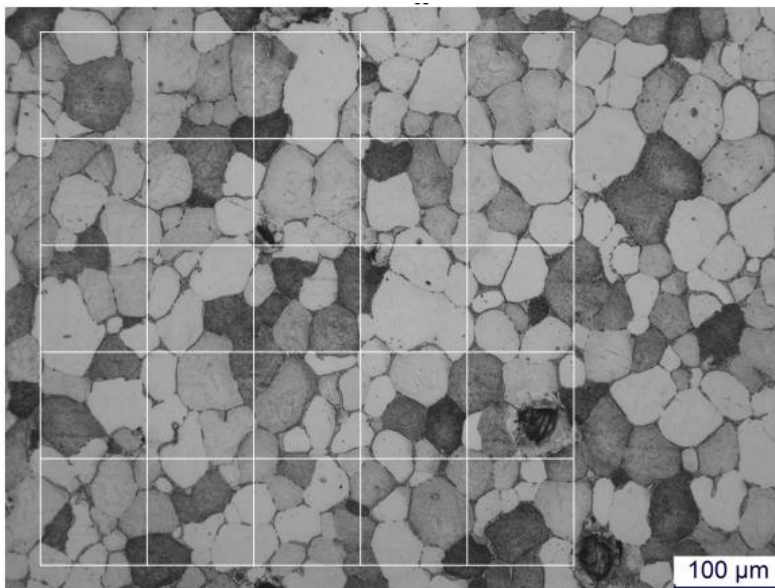


## **Apéndice A: Cálculo del tamaño de grano**



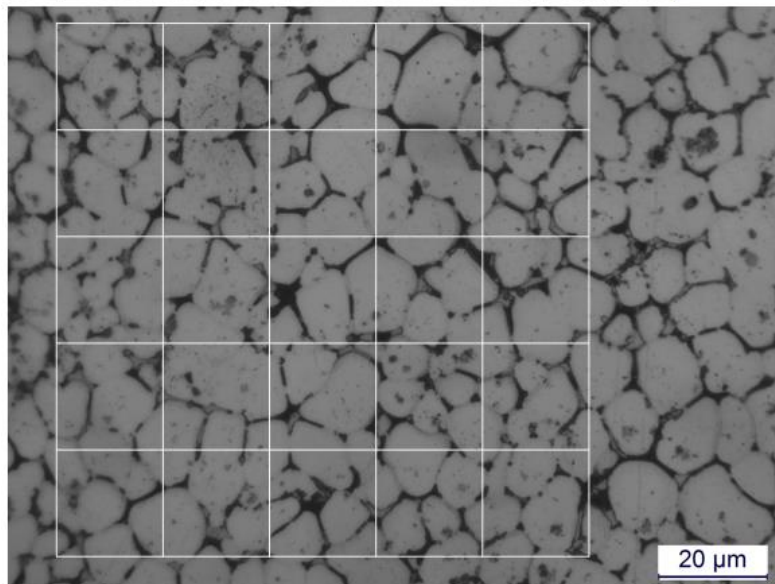
En este apartado se detalla el cálculo de tamaño de grano llevado a cabo con las diferentes aleaciones analizadas. Para ello, se ha utilizado la norma ASTM E112 – 13. En esta se detallan los cálculos necesarios a realizar para poder calcular el área media de grano, que se han detallado en el apartado 7.5 Medida del tamaño de grano del CAPÍTULO III: Diseño de la metodología de análisis.

Por cada material y estrategia analizada, se han extraído 10 micrografías con aumentos 20x para la aleación Al-Cu y a 100x para las aleaciones nano-modificadas con TiC. Es por ello, que la longitud de las líneas dibujadas calibradas es de 500  $\mu\text{m}$  y 100  $\mu\text{m}$ , respectivamente.



Las líneas dibujadas se ha calculado que miden 175 mm y la línea de la barra de escala 35 mm. Por lo tanto:

$$L = \frac{175 * 100}{35} = 500 \mu\text{m}$$



Las líneas dibujadas se ha calculado que miden 175 mm y la línea de la barra de escala 35 mm. Por lo tanto:

$$L = \frac{175 * 20}{35} = 100 \mu\text{m}$$

Figura A.1: Ejemplo de calibración de imagen para aleación Al-Cu (arriba) a 20x de aumentos y aleaciones con nanopartículas (abajo) a 100x de aumentos.

En dicha norma, se detalla el área de tamaño de grano que corresponde con el resultado de número de intersecciones en la “Tabla 4: Cálculo de relación de tamaño de grano para granos uniformes, aleatoriamente orientados, equiaxiales”. Para conocer el área que

corresponde al resultado de intersecciones obtenido, se debe realizar la interpolación respecto a los datos de la tabla.

**Aleación Al-Cu (ER2319)**

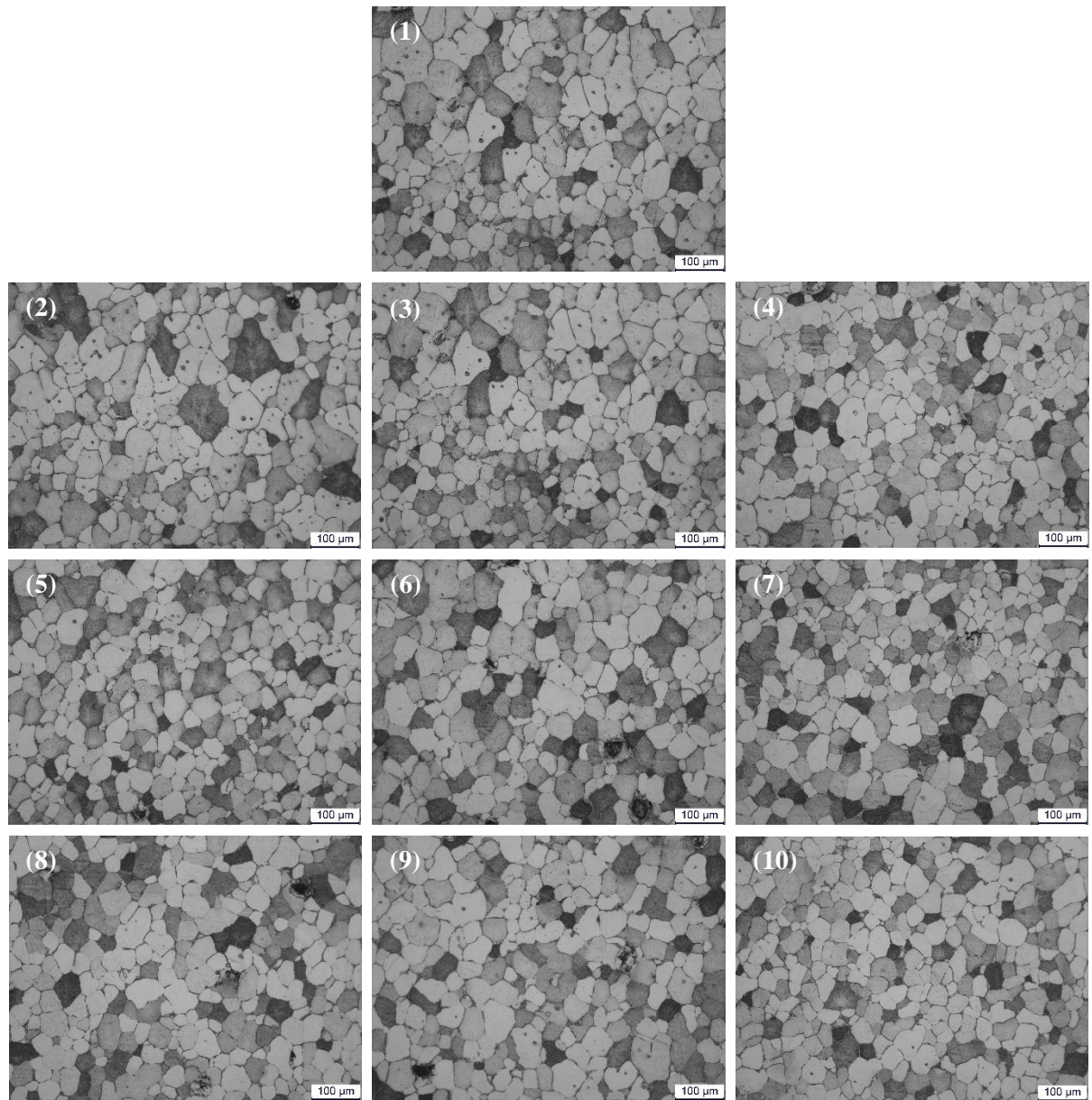


Figura A.2: Micrografías para el cálculo de tamaño de grano con geometría rectangular y aporte de metal ER2319.

Tabla A.1: Cálculo de tamaño de grano con geometría rectangular y aporte de metal ER2319.

| Ref. |        | Número de intersecciones |    |    |    |    |    | Media | $l_n$ | $l_{n-1}$ | $l_{n+1}$ | $A_{n-1}$ | $A_{n+1}$ | $A$ [ $\mu\text{m}^2$ ] | $\phi_{eq}$ [ $\mu\text{m}$ ] |
|------|--------|--------------------------|----|----|----|----|----|-------|-------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------------------------|-------------------------------|
| 1    | Horiz. | 14                       | 12 | 12 | 13 | 18 | 21 | 15,00 | 33,33 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1405</b>             | <b>42,29</b>                  |
|      | Vert.  | 12                       | 10 | 9  | 12 | 13 | 12 | 11,33 | 44,12 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2468</b>             | <b>56,06</b>                  |
| 2    | Horiz. | 14                       | 14 | 13 | 14 | 15 | 15 | 14,17 | 35,29 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1582</b>             | <b>44,88</b>                  |
|      | Vert.  | 12                       | 11 | 10 | 16 | 12 | 13 | 12,33 | 40,54 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2075</b>             | <b>51,40</b>                  |
| 3    | Horiz. | 11                       | 12 | 12 | 14 | 15 | 19 | 13,83 | 36,14 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1661</b>             | <b>45,98</b>                  |
|      | Vert.  | 15                       | 12 | 12 | 13 | 15 | 12 | 13,17 | 37,97 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1829</b>             | <b>48,26</b>                  |
| 4    | Horiz. | 14                       | 14 | 13 | 14 | 16 | 17 | 14,67 | 34,09 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1471</b>             | <b>43,28</b>                  |
|      | Vert.  | 14                       | 13 | 11 | 12 | 13 | 11 | 12,33 | 40,54 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2075</b>             | <b>51,40</b>                  |
| 5    | Horiz. | 13                       | 12 | 15 | 17 | 21 | 17 | 15,83 | 31,58 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1267</b>             | <b>40,16</b>                  |
|      | Vert.  | 14                       | 12 | 15 | 11 | 15 | 15 | 13,67 | 36,59 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1701</b>             | <b>46,54</b>                  |
| 6    | Horiz. | 11                       | 14 | 15 | 14 | 15 | 16 | 14,17 | 35,29 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1582</b>             | <b>44,88</b>                  |
|      | Vert.  | 12                       | 11 | 12 | 15 | 11 | 13 | 12,33 | 40,54 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2075</b>             | <b>51,40</b>                  |
| 7    | Horiz. | 20                       | 21 | 16 | 13 | 15 | 12 | 16,17 | 30,93 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1215</b>             | <b>39,34</b>                  |
|      | Vert.  | 15                       | 15 | 12 | 14 | 16 | 12 | 14,00 | 35,71 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1621</b>             | <b>45,43</b>                  |
| 8    | Horiz. | 16                       | 12 | 13 | 12 | 15 | 15 | 13,83 | 36,14 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1661</b>             | <b>45,98</b>                  |
|      | Vert.  | 12                       | 12 | 13 | 15 | 16 | 16 | 14,00 | 35,71 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1621</b>             | <b>45,43</b>                  |
| 9    | Horiz. | 14                       | 16 | 14 | 12 | 15 | 14 | 14,17 | 35,29 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1582</b>             | <b>44,88</b>                  |
|      | Vert.  | 10                       | 14 | 12 | 13 | 13 | 13 | 12,50 | 40,00 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>2016</b>             | <b>50,66</b>                  |
| 10   | Horiz. | 19                       | 14 | 13 | 17 | 14 | 15 | 15,33 | 32,61 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1348</b>             | <b>41,43</b>                  |
|      | Vert.  | 16                       | 18 | 13 | 14 | 13 | 16 | 15,00 | 33,33 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1405</b>             | <b>42,29</b>                  |

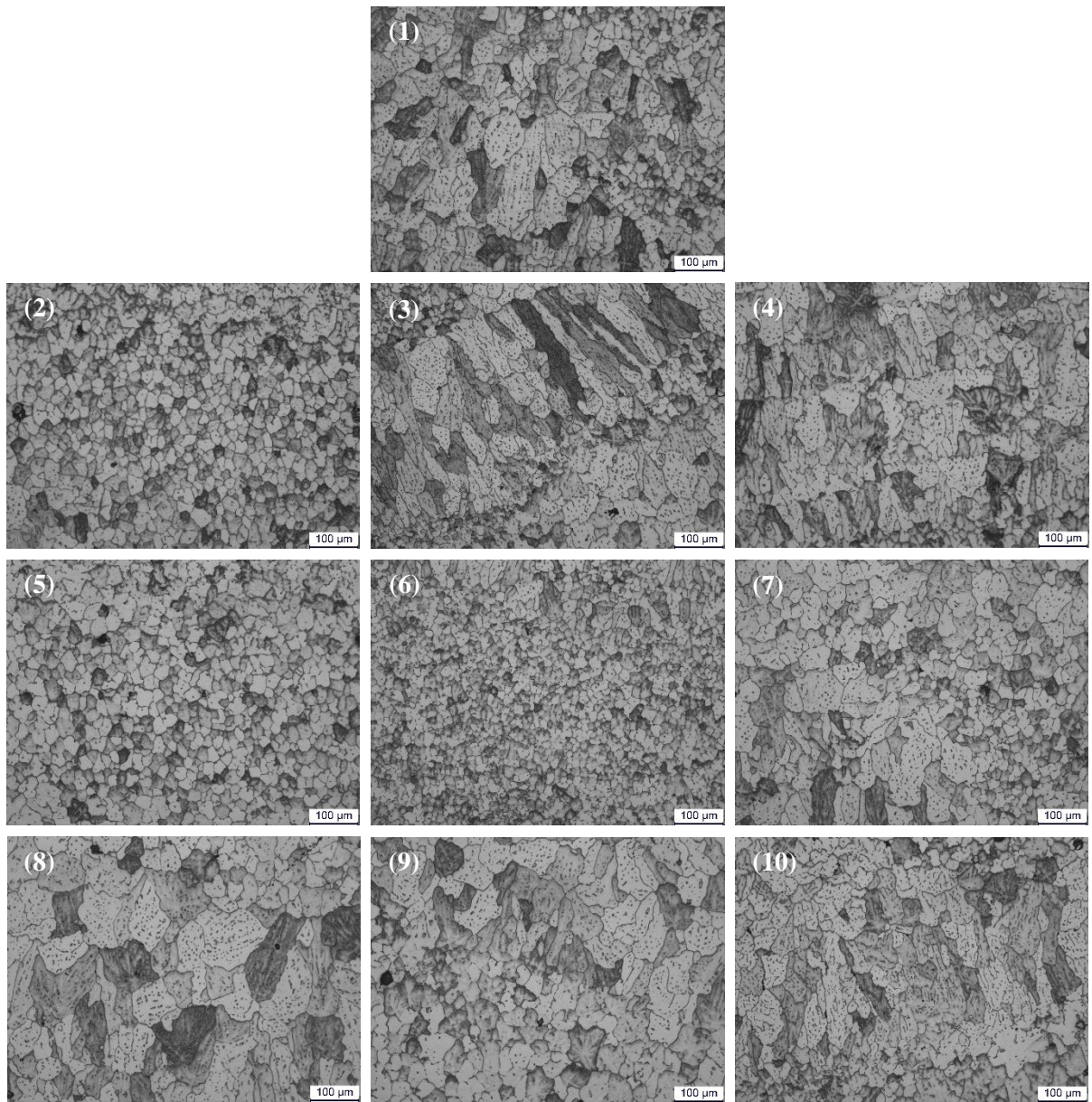


Figura A.3: Micrografías para el cálculo de tamaño de grano con geometría recta, estrategia de deposición circling, dimensión de pieza para extraer probetas horizontales y aporte de metal ER2319.

**Tabla A.2: Cálculo de tamaño de grano con geometría recta, estrategia de deposición circling, dimensión de pieza para extraer probetas horizontales y aporte de metal ER2319.**

| Ref. |        | Número de intersecciones |    |    |    |    |    | Media | $l_n$ | $l_{n-1}$ | $l_{n+1}$ | $A_{n-1}$ | $A_{n+1}$ | $A [\mu\text{m}^2]$ | $\varnothing_{eq} [\mu\text{m}]$ |
|------|--------|--------------------------|----|----|----|----|----|-------|-------|-----------|-----------|-----------|-----------|---------------------|----------------------------------|
|      |        |                          |    |    |    |    |    |       |       |           |           |           |           |                     |                                  |
| 1    | Horiz. | 23                       | 22 | 16 | 15 | 17 | 22 | 19,17 | 26,09 | 23,8      | 28,3      | 713       | 1008      | <b>863</b>          | <b>33,15</b>                     |
|      | Vert.  | 12                       | 15 | 12 | 11 | 15 | 16 | 13,50 | 37,04 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1743</b>         | <b>47,11</b>                     |
| 2    | Horiz. | 18                       | 25 | 25 | 28 | 21 | 22 | 23,17 | 21,58 | 20        | 23,8      | 504       | 713       | <b>591</b>          | <b>27,43</b>                     |
|      | Vert.  | 19                       | 21 | 21 | 20 | 20 | 16 | 19,50 | 25,64 | 23,8      | 28,3      | 713       | 1008      | <b>834</b>          | <b>32,58</b>                     |
| 3    | Horiz. | 19                       | 17 | 15 | 19 | 17 | 21 | 18,00 | 27,78 | 23,8      | 28,3      | 713       | 1008      | <b>974</b>          | <b>35,21</b>                     |
|      | Vert.  | 14                       | 13 | 20 | 19 | 16 | 13 | 15,83 | 31,58 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1267</b>         | <b>40,16</b>                     |
| 4    | Horiz. | 11                       | 13 | 14 | 16 | 15 | 26 | 15,83 | 31,58 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1267</b>         | <b>40,16</b>                     |
|      | Vert.  | 9                        | 8  | 10 | 8  | 11 | 12 | 9,67  | 51,72 | 47,6      | 56,6      | 2851      | 4032      | <b>3392</b>         | <b>65,72</b>                     |
| 5    | Horiz. | 15                       | 19 | 22 | 21 | 25 | 16 | 19,67 | 25,42 | 23,8      | 28,3      | 713       | 1008      | <b>819</b>          | <b>32,30</b>                     |
|      | Vert.  | 15                       | 15 | 16 | 16 | 18 | 20 | 16,67 | 30,00 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1142</b>         | <b>38,13</b>                     |
| 6    | Horiz. | 25                       | 31 | 30 | 34 | 35 | 34 | 31,50 | 15,87 | 14,1      | 16,8      | 252       | 356       | <b>320</b>          | <b>20,19</b>                     |
|      | Vert.  | 36                       | 29 | 31 | 30 | 31 | 31 | 31,33 | 15,96 | 14,1      | 16,8      | 252       | 356       | <b>324</b>          | <b>20,30</b>                     |
| 7    | Horiz. | 16                       | 16 | 18 | 18 | 17 | 16 | 16,83 | 29,70 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1119</b>         | <b>37,74</b>                     |
|      | Vert.  | 15                       | 12 | 14 | 12 | 13 | 22 | 14,67 | 34,09 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1471</b>         | <b>43,28</b>                     |
| 8    | Horiz. | 14                       | 12 | 10 | 10 | 13 | 18 | 12,83 | 38,96 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1920</b>         | <b>49,45</b>                     |
|      | Vert.  | 12                       | 11 | 9  | 8  | 10 | 7  | 9,50  | 52,63 | 47,6      | 56,6      | 2851      | 4032      | <b>3511</b>         | <b>66,86</b>                     |
| 9    | Horiz. | 14                       | 14 | 18 | 19 | 15 | 15 | 15,83 | 31,58 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1267</b>         | <b>40,16</b>                     |
|      | Vert.  | 12                       | 9  | 10 | 11 | 9  | 11 | 10,33 | 48,39 | 47,6      | 56,6      | 2851      | 4032      | <b>2954</b>         | <b>61,33</b>                     |
| 10   | Horiz. | 14                       | 13 | 18 | 15 | 15 | 17 | 15,33 | 32,61 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1348</b>         | <b>41,43</b>                     |
|      | Vert.  | 12                       | 13 | 12 | 12 | 13 | 13 | 12,50 | 40,00 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2016</b>         | <b>50,66</b>                     |

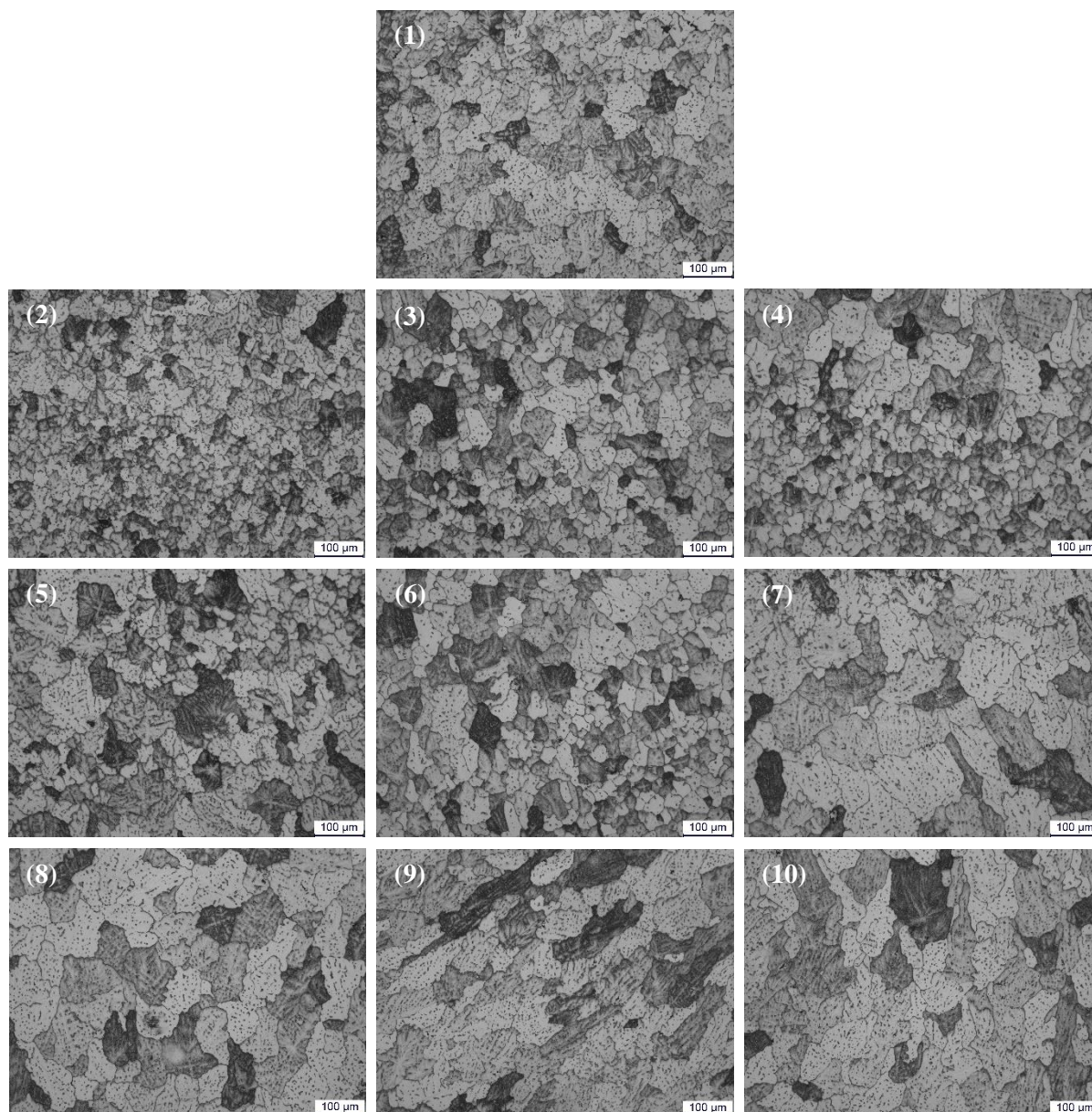


Figura A.4: Micrografías para el cálculo de tamaño de grano con geometría recta, estrategia de deposición circling, dimensión de pieza para extraer probetas verticales y aporte de metal ER2319.



**Tabla A.3: Cálculo de tamaño de grano con geometría recta, estrategia de deposición circling, dimensión de pieza para extraer probetas verticales y aporte de metal ER2319.**

| Ref. |        | Número de intersecciones |    |    |    |    |    | Media | $l_n$ | $l_{n-1}$ | $l_{n+1}$ | $A_{n-1}$ | $A_{n+1}$ | $A [\mu\text{m}^2]$ | $\emptyset_{eq} [\mu\text{m}]$ |
|------|--------|--------------------------|----|----|----|----|----|-------|-------|-----------|-----------|-----------|-----------|---------------------|--------------------------------|
|      |        |                          |    |    |    |    |    |       |       |           |           |           |           |                     |                                |
| 1    | Horiz. | 16                       | 17 | 12 | 10 | 13 | 12 | 13,33 | 37,50 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1786</b>         | <b>47,68</b>                   |
|      | Vert.  | 14                       | 12 | 14 | 10 | 14 | 12 | 12,67 | 39,47 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1967</b>         | <b>50,05</b>                   |
| 2    | Horiz. | 19                       | 21 | 17 | 19 | 24 | 22 | 20,33 | 24,59 | 23,8      | 28,3      | 713       | 1008      | <b>765</b>          | <b>31,21</b>                   |
|      | Vert.  | 14                       | 19 | 19 | 20 | 17 | 16 | 17,50 | 28,57 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1029</b>         | <b>36,20</b>                   |
| 3    | Horiz. | 15                       | 24 | 17 | 14 | 20 | 15 | 17,50 | 28,57 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1029</b>         | <b>36,20</b>                   |
|      | Vert.  | 12                       | 11 | 13 | 13 | 15 | 14 | 13,00 | 38,46 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1874</b>         | <b>48,85</b>                   |
| 4    | Horiz. | 12                       | 15 | 15 | 22 | 20 | 20 | 17,33 | 28,85 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1051</b>         | <b>36,58</b>                   |
|      | Vert.  | 12                       | 14 | 15 | 13 | 15 | 13 | 13,67 | 36,59 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1701</b>         | <b>46,54</b>                   |
| 5    | Horiz. | 11                       | 14 | 13 | 10 | 16 | 13 | 12,83 | 38,96 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1920</b>         | <b>49,45</b>                   |
|      | Vert.  | 12                       | 11 | 13 | 12 | 10 | 12 | 11,67 | 42,86 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2330</b>         | <b>54,47</b>                   |
| 6    | Horiz. | 16                       | 14 | 14 | 19 | 18 | 17 | 16,33 | 30,61 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1190</b>         | <b>38,93</b>                   |
|      | Vert.  | 13                       | 15 | 15 | 12 | 13 | 14 | 13,67 | 36,59 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1701</b>         | <b>46,54</b>                   |
| 7    | Horiz. | 10                       | 9  | 8  | 6  | 7  | 12 | 8,67  | 57,69 | 56,6      | 67,3      | 4032      | 5703      | <b>4203</b>         | <b>73,15</b>                   |
|      | Vert.  | 7                        | 7  | 7  | 8  | 6  | 7  | 7,00  | 71,43 | 67,3      | 80        | 5703      | 8065      | <b>6471</b>         | <b>90,77</b>                   |
| 8    | Horiz. | 7                        | 9  | 8  | 10 | 10 | 13 | 9,50  | 52,63 | 47,6      | 56,6      | 2851      | 4032      | <b>3511</b>         | <b>66,86</b>                   |
|      | Vert.  | 7                        | 7  | 6  | 7  | 7  | 10 | 7,33  | 68,18 | 67,3      | 80        | 5703      | 8065      | <b>5867</b>         | <b>86,43</b>                   |
| 9    | Horiz. | 9                        | 12 | 13 | 10 | 13 | 9  | 11,00 | 45,45 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2615</b>         | <b>57,71</b>                   |
|      | Vert.  | 11                       | 15 | 9  | 14 | 10 | 14 | 12,17 | 41,10 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2136</b>         | <b>52,16</b>                   |
| 10   | Horiz. | 12                       | 11 | 12 | 12 | 11 | 9  | 11,17 | 44,78 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2541</b>         | <b>56,88</b>                   |
|      | Vert.  | 11                       | 7  | 6  | 7  | 6  | 8  | 7,50  | 66,67 | 56,6      | 67,3      | 4032      | 5703      | <b>5604</b>         | <b>84,47</b>                   |

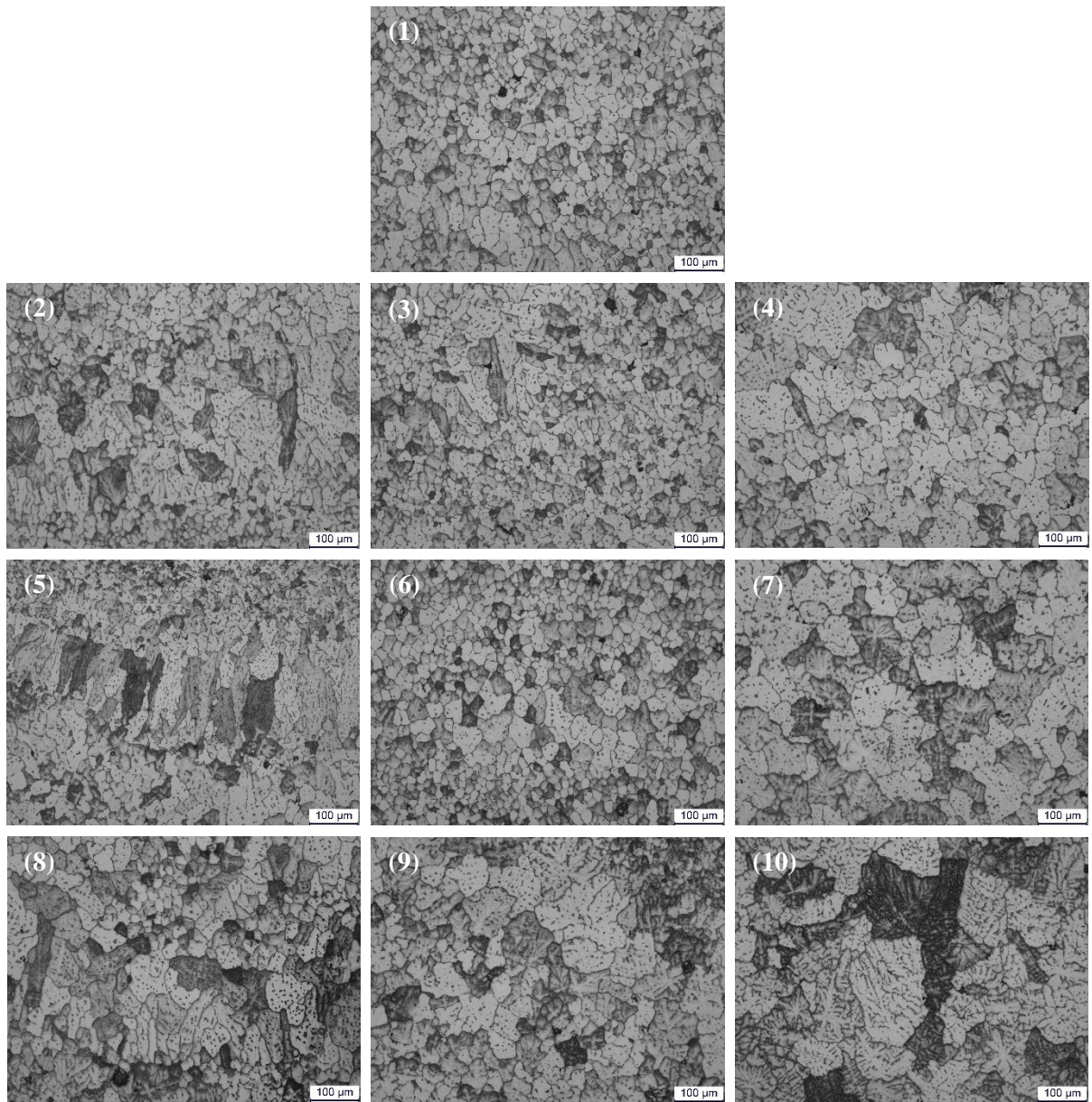


Figura A.5: Micrografías para el cálculo de tamaño de grano con geometría recta, estrategia de deposición hatching, dimensión de pieza para extraer probetas horizontales y aporte de metal ER2319.

**Tabla A.4: Cálculo de tamaño de grano con geometría recta, estrategia de deposición hatching, dimensión de pieza para extraer probetas horizontales y aporte de metal ER2319.**

| Ref. |        | Número de intersecciones |    |    |    |    |    | Media | $l_n$ | $l_{n-1}$ | $l_{n+1}$ | $A_{n-1}$ | $A_{n+1}$ | $A [\mu\text{m}^2]$ | $\varnothing_{eq} [\mu\text{m}]$ |
|------|--------|--------------------------|----|----|----|----|----|-------|-------|-----------|-----------|-----------|-----------|---------------------|----------------------------------|
|      |        |                          |    |    |    |    |    |       |       |           |           |           |           |                     |                                  |
| 1    | Horiz. | 26                       | 27 | 25 | 19 | 17 | 18 | 22,00 | 22,73 | 20        | 23,8      | 504       | 713       | <b>654</b>          | <b>28,86</b>                     |
|      | Vert.  | 20                       | 22 | 19 | 21 | 23 | 21 | 21,00 | 23,81 | 23,8      | 28,3      | 713       | 1008      | <b>714</b>          | <b>30,14</b>                     |
| 2    | Horiz. | 19                       | 19 | 16 | 16 | 24 | 33 | 21,17 | 23,62 | 20        | 23,8      | 504       | 713       | <b>703</b>          | <b>29,92</b>                     |
|      | Vert.  | 17                       | 17 | 17 | 16 | 16 | 13 | 16,00 | 31,25 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1241</b>         | <b>39,74</b>                     |
| 3    | Horiz. | 21                       | 21 | 22 | 29 | 28 | 23 | 24,00 | 20,83 | 20        | 23,8      | 504       | 713       | <b>550</b>          | <b>26,46</b>                     |
|      | Vert.  | 26                       | 26 | 18 | 20 | 22 | 22 | 22,33 | 22,39 | 20        | 23,8      | 504       | 713       | <b>635</b>          | <b>28,44</b>                     |
| 4    | Horiz. | 10                       | 12 | 14 | 20 | 17 | 18 | 15,17 | 32,97 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1376</b>         | <b>41,86</b>                     |
|      | Vert.  | 14                       | 13 | 15 | 15 | 16 | 15 | 14,67 | 34,09 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1471</b>         | <b>43,28</b>                     |
| 5    | Horiz. | 33                       | 25 | 18 | 20 | 20 | 18 | 22,33 | 22,39 | 20        | 23,8      | 504       | 713       | <b>635</b>          | <b>28,44</b>                     |
|      | Vert.  | 19                       | 15 | 14 | 14 | 17 | 13 | 15,33 | 32,61 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1348</b>         | <b>41,43</b>                     |
| 6    | Horiz. | 29                       | 23 | 28 | 18 | 25 | 30 | 25,50 | 19,61 | 16,8      | 20        | 356       | 504       | <b>486</b>          | <b>24,87</b>                     |
|      | Vert.  | 22                       | 28 | 23 | 23 | 19 | 20 | 22,50 | 22,22 | 20        | 23,8      | 504       | 713       | <b>626</b>          | <b>28,24</b>                     |
| 7    | Horiz. | 8                        | 9  | 11 | 8  | 8  | 13 | 9,50  | 52,63 | 47,6      | 56,6      | 2851      | 4032      | <b>3511</b>         | <b>66,86</b>                     |
|      | Vert.  | 10                       | 13 | 12 | 11 | 11 | 8  | 10,83 | 46,15 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2692</b>         | <b>58,55</b>                     |
| 8    | Horiz. | 21                       | 18 | 20 | 16 | 22 | 24 | 20,17 | 24,79 | 23,8      | 28,3      | 713       | 1008      | <b>778</b>          | <b>31,48</b>                     |
|      | Vert.  | 14                       | 17 | 22 | 23 | 14 | 12 | 17,00 | 29,41 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1096</b>         | <b>37,35</b>                     |
| 9    | Horiz. | 10                       | 12 | 11 | 10 | 14 | 18 | 12,50 | 40,00 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>2016</b>         | <b>50,66</b>                     |
|      | Vert.  | 17                       | 15 | 11 | 10 | 13 | 12 | 13,00 | 38,46 | 33,6      | 40        | 1426      | 2016      | <b>1874</b>         | <b>48,85</b>                     |
| 10   | Horiz. | 10                       | 8  | 11 | 12 | 12 | 9  | 10,33 | 48,39 | 47,6      | 56,6      | 2851      | 4032      | <b>2954</b>         | <b>61,33</b>                     |
|      | Vert.  | 11                       | 12 | 9  | 5  | 7  | 11 | 9,17  | 54,55 | 47,6      | 56,6      | 2851      | 4032      | <b>3762</b>         | <b>69,21</b>                     |

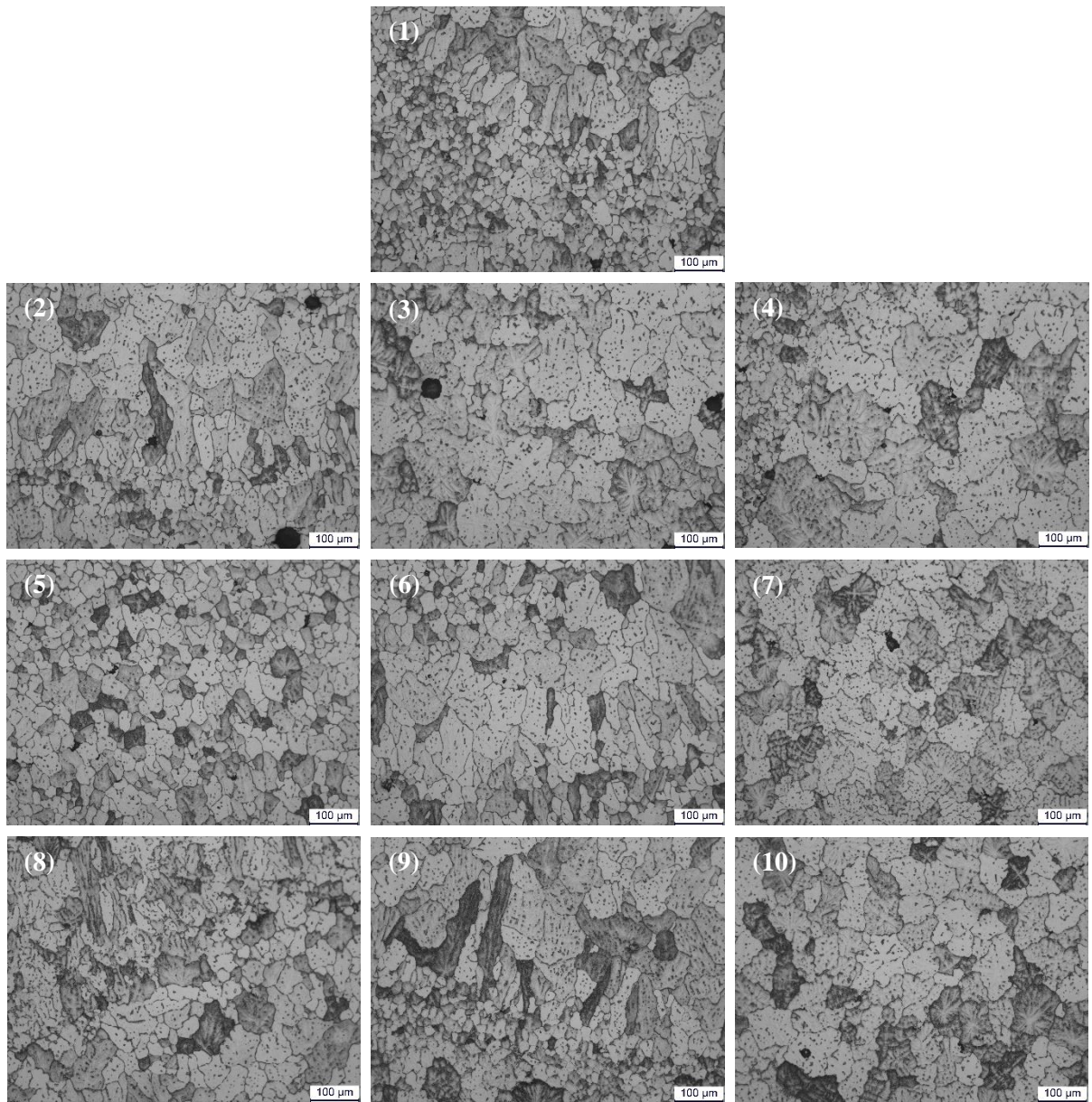
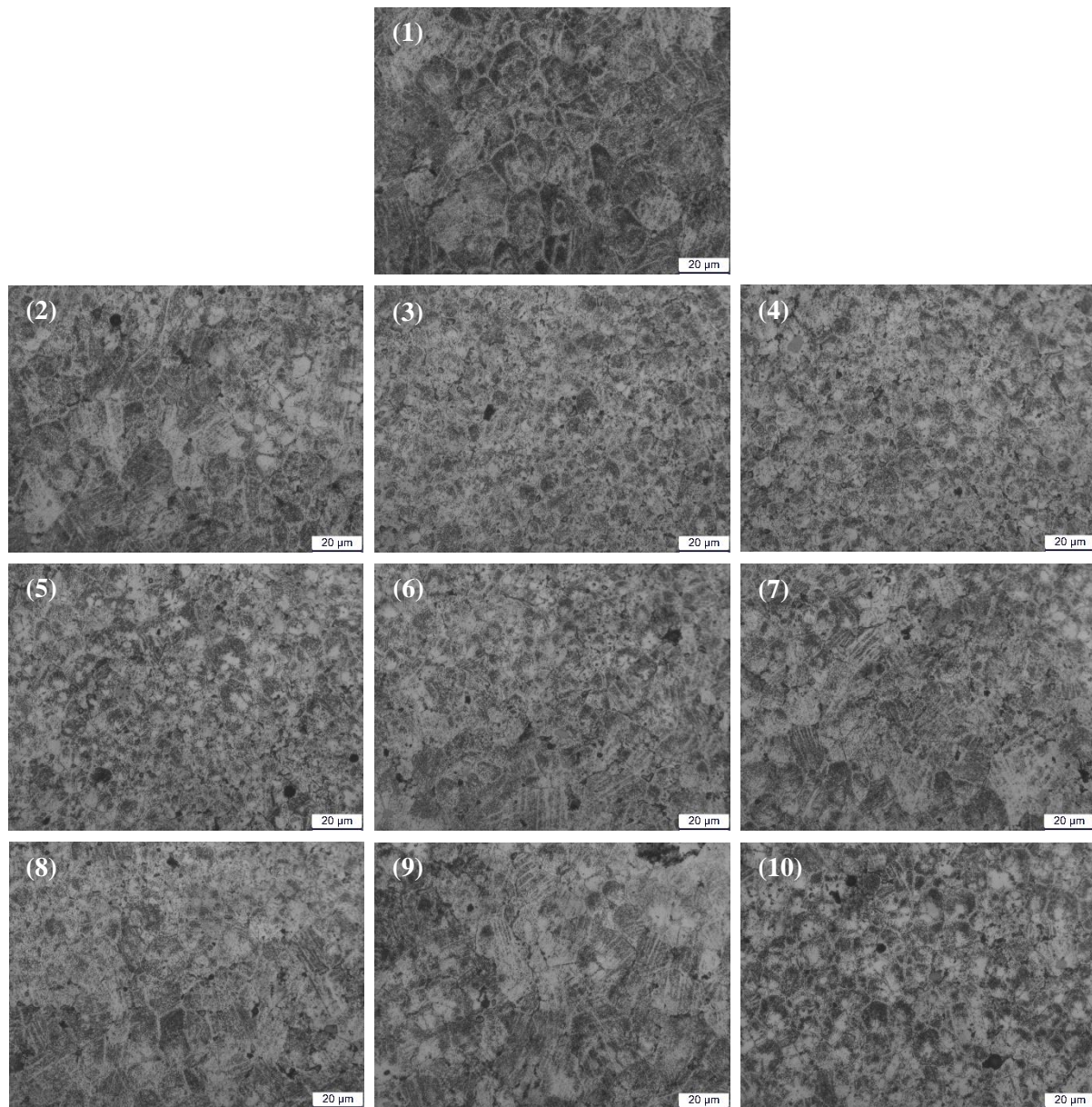


Figura A.6: Micrografías para el cálculo de tamaño de grano con geometría recta, estrategia de deposición hatching, dimensión de pieza para extraer probetas verticales y aporte de metal ER2319.

**Tabla A.5: Cálculo de tamaño de grano con geometría recta, estrategia de deposición hatching, dimensión de pieza para extraer probetas verticales y aporte de metal ER2319.**

| Ref. |        | Número de intersecciones |    |    |    |    |    | Media | $l_n$ | $l_{n-1}$ | $l_{n+1}$ | $A_{n-1}$ | $A_{n+1}$ | A [ $\mu\text{m}^2$ ] | $\phi_{eq}$ [ $\mu\text{m}$ ] |
|------|--------|--------------------------|----|----|----|----|----|-------|-------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------------------|-------------------------------|
|      |        |                          |    |    |    |    |    |       |       |           |           |           |           |                       |                               |
| 1    | Horiz. | 12                       | 19 | 25 | 25 | 26 | 19 | 21,00 | 23,81 | 23,8      | 28,3      | 713       | 1008      | <b>714</b>            | <b>30,14</b>                  |
|      | Vert.  | 24                       | 21 | 19 | 15 | 20 | 17 | 19,33 | 25,86 | 23,8      | 28,3      | 713       | 1008      | <b>848</b>            | <b>32,86</b>                  |
| 2    | Horiz. | 12                       | 12 | 11 | 17 | 24 | 19 | 15,83 | 31,58 | 28,3      | 33,6      | 28,3      | 33,6      | <b>32</b>             | <b>6,34</b>                   |
|      | Vert.  | 11                       | 14 | 16 | 8  | 13 | 11 | 12,17 | 41,10 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2136</b>           | <b>52,16</b>                  |
| 3    | Horiz. | 12                       | 9  | 12 | 11 | 10 | 9  | 10,50 | 47,62 | 47,6      | 56,6      | 2851      | 4032      | <b>2853</b>           | <b>60,28</b>                  |
|      | Vert.  | 10                       | 9  | 8  | 8  | 8  | 8  | 8,50  | 58,82 | 56,6      | 67,3      | 4032      | 5703      | <b>4379</b>           | <b>74,67</b>                  |
| 4    | Horiz. | 16                       | 15 | 17 | 9  | 8  | 6  | 11,83 | 42,25 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2264</b>           | <b>53,69</b>                  |
|      | Vert.  | 24                       | 13 | 8  | 7  | 8  | 6  | 11,00 | 45,45 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2615</b>           | <b>57,71</b>                  |
| 5    | Horiz. | 28                       | 22 | 22 | 19 | 21 | 23 | 22,50 | 22,22 | 20        | 23,8      | 504       | 713       | <b>626</b>            | <b>28,24</b>                  |
|      | Vert.  | 21                       | 18 | 14 | 19 | 16 | 15 | 17,17 | 29,13 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1073</b>           | <b>36,96</b>                  |
| 6    | Horiz. | 19                       | 19 | 9  | 15 | 17 | 21 | 16,67 | 30,00 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1142</b>           | <b>38,13</b>                  |
|      | Vert.  | 15                       | 11 | 13 | 11 | 10 | 7  | 11,17 | 44,78 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2541</b>           | <b>56,88</b>                  |
| 7    | Horiz. | 9                        | 8  | 11 | 12 | 10 | 9  | 9,83  | 50,85 | 47,6      | 56,6      | 2851      | 4032      | <b>3277</b>           | <b>64,60</b>                  |
|      | Vert.  | 9                        | 7  | 9  | 8  | 10 | 8  | 8,50  | 58,82 | 56,6      | 67,3      | 4032      | 5703      | <b>4379</b>           | <b>74,67</b>                  |
| 8    | Horiz. | 10                       | 16 | 18 | 16 | 15 | 16 | 15,17 | 32,97 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1376</b>           | <b>41,86</b>                  |
|      | Vert.  | 12                       | 10 | 11 | 13 | 12 | 9  | 11,17 | 44,78 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2541</b>           | <b>56,88</b>                  |
| 9    | Horiz. | 15                       | 11 | 10 | 22 | 26 | 15 | 16,50 | 30,30 | 28,3      | 33,6      | 1008      | 1426      | <b>1166</b>           | <b>38,53</b>                  |
|      | Vert.  | 16                       | 11 | 9  | 11 | 14 | 13 | 12,33 | 40,54 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2075</b>           | <b>51,40</b>                  |
| 10   | Horiz. | 7                        | 12 | 13 | 11 | 11 | 12 | 11,00 | 45,45 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2615</b>           | <b>57,71</b>                  |
|      | Vert.  | 9                        | 11 | 13 | 12 | 13 | 8  | 11,00 | 45,45 | 40        | 47,6      | 2016      | 2851      | <b>2615</b>           | <b>57,71</b>                  |

**Aleación Al-Cu nano-modificada con TiC (2024 TiC)**



**Figura A.7: Micrografías para el cálculo de tamaño de grano con geometría recta, estrategia de deposición circling y metal de aporte del hilo de aleación 2024 TiC.**

Tabla A.6: Cálculo de tamaño de grano con geometría recta, estrategia de deposición circling y metal de aporte del hilo de aleación 2024 TiC.

| Ref. |        | Número de intersecciones |    |    |    |    |    | Media | $l_n$ | $l_{n-1}$ | $l_{n+1}$ | $A_{n-1}$ | $A_{n+1}$ | $A$ [ $\mu\text{m}^2$ ] | $\phi_{eq}$ [ $\mu\text{m}$ ] |
|------|--------|--------------------------|----|----|----|----|----|-------|-------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------------------------|-------------------------------|
| 1    | Horiz. | 7                        | 10 | 9  | 8  | 8  | 7  | 8,17  | 12,24 | 11,9      | 14,1      | 178       | 252       | <b>190</b>              | <b>15,54</b>                  |
|      | Vert.  | 5                        | 7  | 7  | 8  | 7  | 6  | 6,67  | 15,00 | 14,1      | 16,8      | 252       | 356       | <b>287</b>              | <b>19,10</b>                  |
| 2    | Horiz. | 15                       | 13 | 13 | 9  | 9  | 9  | 11,33 | 8,82  | 8,4       | 10        | 89,1      | 126       | <b>99</b>               | <b>11,22</b>                  |
|      | Vert.  | 8                        | 12 | 9  | 8  | 10 | 11 | 9,67  | 10,34 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>135</b>              | <b>13,13</b>                  |
| 3    | Horiz. | 33                       | 28 | 18 | 21 | 18 | 18 | 22,67 | 4,41  | 4,2       | 5         | 22,3      | 31,5      | <b>25</b>               | <b>5,61</b>                   |
|      | Vert.  | 17                       | 21 | 18 | 20 | 12 | 18 | 17,67 | 5,66  | 5         | 5,9       | 31,5      | 44,6      | <b>41</b>               | <b>7,24</b>                   |
| 4    | Horiz. | 16                       | 18 | 17 | 17 | 11 | 16 | 15,83 | 6,32  | 5,9       | 7,1       | 44,6      | 63        | <b>51</b>               | <b>8,06</b>                   |
|      | Vert.  | 16                       | 14 | 15 | 13 | 15 | 18 | 15,17 | 6,59  | 5,9       | 7,1       | 44,6      | 63        | <b>55</b>               | <b>8,39</b>                   |
| 5    | Horiz. | 19                       | 20 | 21 | 18 | 23 | 18 | 19,83 | 5,04  | 5         | 5,9       | 31,5      | 44,6      | <b>32</b>               | <b>6,39</b>                   |
|      | Vert.  | 17                       | 17 | 15 | 20 | 18 | 19 | 17,67 | 5,66  | 5         | 5,9       | 31,5      | 44,6      | <b>41</b>               | <b>7,24</b>                   |
| 6    | Horiz. | 17                       | 19 | 16 | 11 | 10 | 8  | 13,50 | 7,41  | 7,1       | 8,4       | 63        | 89,1      | <b>69</b>               | <b>9,38</b>                   |
|      | Vert.  | 19                       | 21 | 15 | 15 | 19 | 14 | 17,17 | 5,83  | 5         | 5,9       | 31,5      | 44,6      | <b>44</b>               | <b>7,44</b>                   |
| 7    | Horiz. | 11                       | 13 | 11 | 10 | 9  | 12 | 11,00 | 9,09  | 8,4       | 10        | 89,1      | 126       | <b>105</b>              | <b>11,56</b>                  |
|      | Vert.  | 8                        | 11 | 10 | 9  | 13 | 10 | 10,17 | 9,84  | 8,4       | 10        | 89,1      | 126       | <b>122</b>              | <b>12,47</b>                  |
| 8    | Horiz. | 19                       | 26 | 11 | 7  | 9  | 8  | 13,33 | 7,50  | 7,1       | 8,4       | 63        | 89,1      | <b>71</b>               | <b>9,51</b>                   |
|      | Vert.  | 11                       | 16 | 13 | 10 | 10 | 11 | 11,83 | 8,45  | 8,4       | 10        | 89,1      | 126       | <b>90</b>               | <b>10,72</b>                  |
| 9    | Horiz. | 9                        | 12 | 7  | 8  | 9  | 9  | 9,00  | 11,11 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>156</b>              | <b>14,11</b>                  |
|      | Vert.  | 11                       | 9  | 9  | 10 | 11 | 9  | 9,83  | 10,17 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>131</b>              | <b>12,90</b>                  |
| 10   | Horiz. | 19                       | 16 | 19 | 18 | 16 | 10 | 16,33 | 6,12  | 5,9       | 7,1       | 44,6      | 63        | <b>48</b>               | <b>7,82</b>                   |
|      | Vert.  | 9                        | 11 | 12 | 9  | 10 | 11 | 10,33 | 9,68  | 8,4       | 10        | 89,1      | 126       | <b>119</b>              | <b>12,29</b>                  |

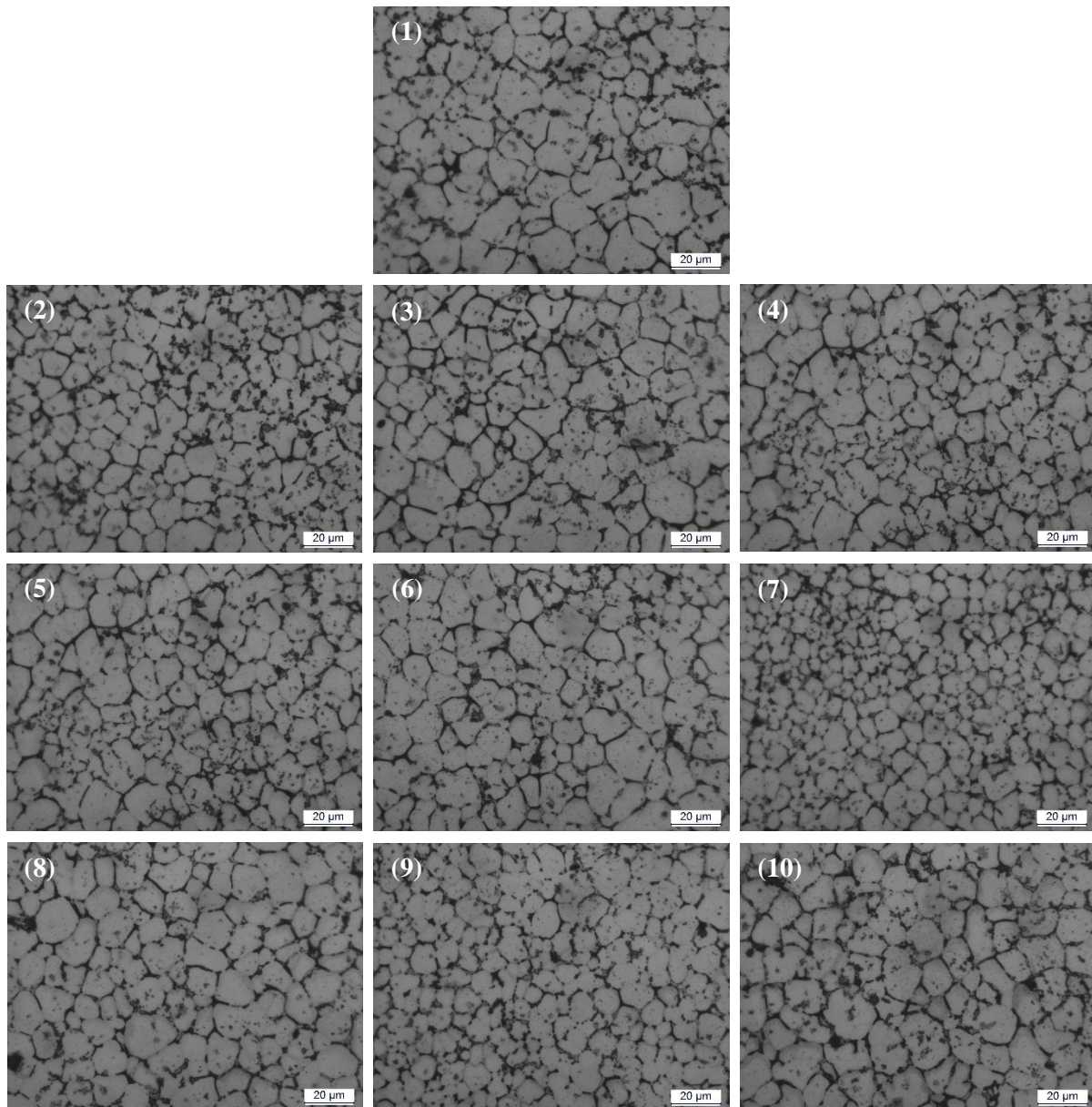


Figura A.8: Micrografías para el cálculo de tamaño de grano con geometría recta, estrategia de deposición hatching y metal de aporte del hilo de aleación 2024 TiC.



Tabla A.7: Cálculo de tamaño de grano con geometría recta, estrategia de deposición hatching y metal de aporte del hilo de aleación 2024 TiC.

| Ref. |        | Número de intersecciones |    |    |    |    |    | Media | $l_n$ | $l_{n-1}$ | $l_{n+1}$ | $A_{n-1}$ | $A_{n+1}$ | A [ $\mu\text{m}^2$ ] | $\phi_{eq}$ [ $\mu\text{m}$ ] |
|------|--------|--------------------------|----|----|----|----|----|-------|-------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------------------|-------------------------------|
|      |        |                          |    |    |    |    |    |       |       |           |           |           |           |                       |                               |
| 1    | Horiz. | 11                       | 12 | 9  | 9  | 7  | 9  | 9,50  | 10,53 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>140</b>            | <b>13,37</b>                  |
|      | Vert.  | 11                       | 12 | 9  | 9  | 10 | 11 | 10,33 | 9,68  | 8,4       | 10        | 89,1      | 126       | <b>119</b>            | <b>12,29</b>                  |
| 2    | Horiz. | 10                       | 12 | 13 | 12 | 12 | 9  | 11,33 | 8,82  | 8,4       | 10        | 89,1      | 126       | <b>99</b>             | <b>11,22</b>                  |
|      | Vert.  | 11                       | 12 | 9  | 9  | 10 | 11 | 10,33 | 9,68  | 8,4       | 10        | 89,1      | 126       | <b>119</b>            | <b>12,29</b>                  |
| 3    | Horiz. | 10                       | 10 | 8  | 9  | 10 | 11 | 9,67  | 10,34 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>135</b>            | <b>13,13</b>                  |
|      | Vert.  | 11                       | 13 | 10 | 9  | 9  | 9  | 10,17 | 9,84  | 8,4       | 10        | 89,1      | 126       | <b>122</b>            | <b>12,47</b>                  |
| 4    | Horiz. | 9                        | 10 | 8  | 10 | 10 | 10 | 9,50  | 10,53 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>140</b>            | <b>13,37</b>                  |
|      | Vert.  | 10                       | 7  | 11 | 9  | 11 | 9  | 9,50  | 10,53 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>140</b>            | <b>13,37</b>                  |
| 5    | Horiz. | 12                       | 10 | 12 | 13 | 13 | 10 | 11,67 | 8,57  | 8,4       | 10        | 89,1      | 126       | <b>93</b>             | <b>10,88</b>                  |
|      | Vert.  | 10                       | 10 | 13 | 11 | 9  | 10 | 10,50 | 9,52  | 8,4       | 10        | 89,1      | 126       | <b>115</b>            | <b>12,10</b>                  |
| 6    | Horiz. | 11                       | 8  | 9  | 10 | 11 | 10 | 9,83  | 10,17 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>131</b>            | <b>12,90</b>                  |
|      | Vert.  | 8                        | 9  | 8  | 11 | 8  | 9  | 8,83  | 11,32 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>162</b>            | <b>14,37</b>                  |
| 7    | Horiz. | 15                       | 19 | 19 | 16 | 14 | 16 | 16,50 | 6,06  | 5,9       | 7,1       | 44,6      | 63        | <b>47</b>             | <b>7,74</b>                   |
|      | Vert.  | 15                       | 13 | 14 | 14 | 12 | 11 | 13,17 | 7,59  | 7,1       | 8,4       | 63        | 89,1      | <b>73</b>             | <b>9,64</b>                   |
| 8    | Horiz. | 11                       | 10 | 10 | 10 | 7  | 9  | 9,50  | 10,53 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>140</b>            | <b>13,37</b>                  |
|      | Vert.  | 6                        | 9  | 9  | 8  | 7  | 10 | 8,17  | 12,24 | 11,9      | 14,1      | 178       | 252       | <b>190</b>            | <b>15,54</b>                  |
| 9    | Horiz. | 11                       | 10 | 10 | 13 | 12 | 11 | 11,17 | 8,96  | 8,4       | 10        | 89,1      | 126       | <b>102</b>            | <b>11,39</b>                  |
|      | Vert.  | 12                       | 12 | 11 | 12 | 10 | 11 | 11,33 | 8,82  | 8,4       | 10        | 89,1      | 126       | <b>99</b>             | <b>11,22</b>                  |
| 10   | Horiz. | 10                       | 9  | 8  | 11 | 7  | 9  | 9,00  | 11,11 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>156</b>            | <b>14,11</b>                  |
|      | Vert.  | 7                        | 7  | 7  | 7  | 8  | 8  | 7,33  | 13,64 | 11,9      | 14,1      | 178       | 252       | <b>236</b>            | <b>17,35</b>                  |

**Aleación Al-Zn-Mg-Cu nano-modificada con TiC (7075 TiC)**

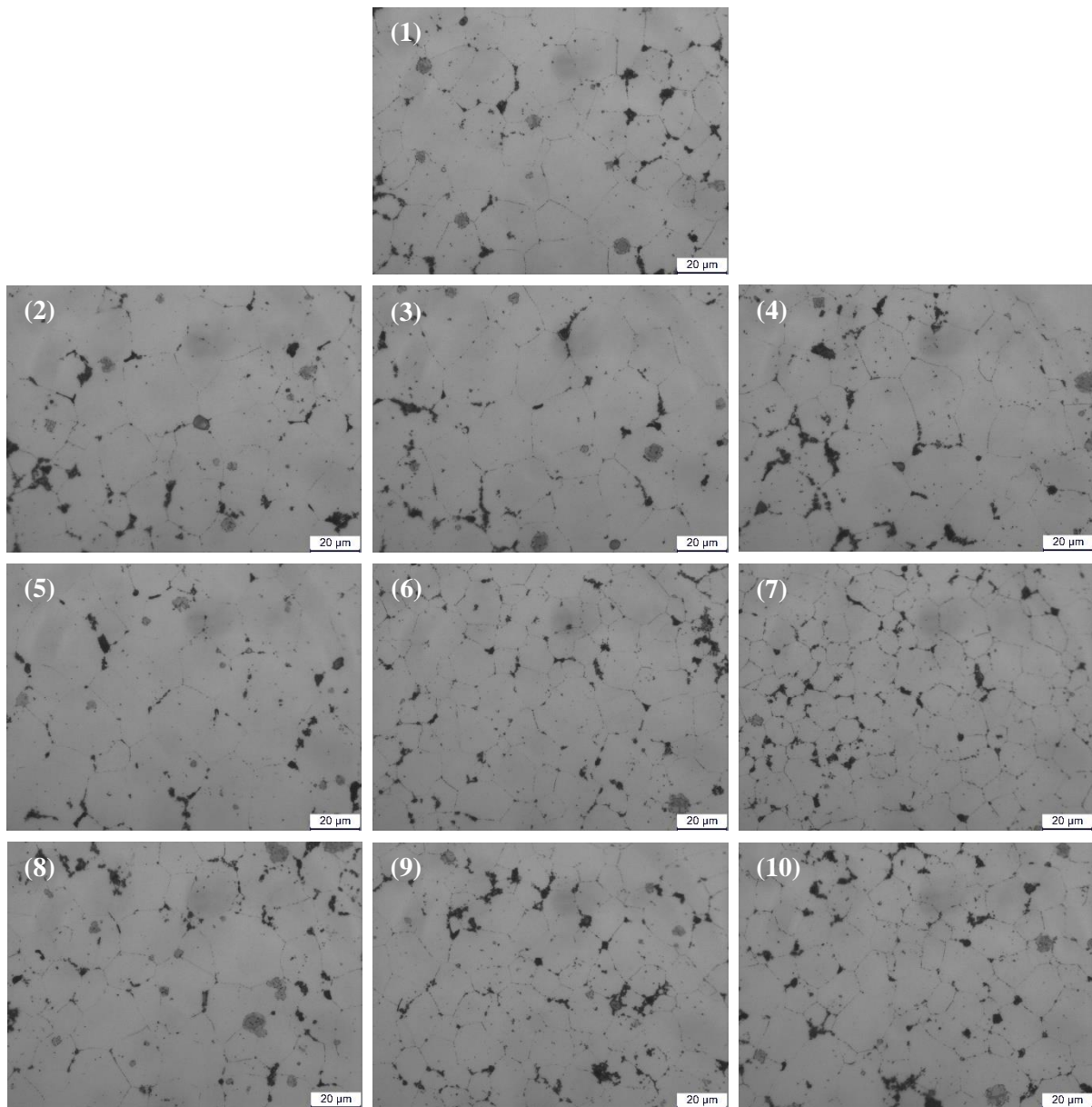


Figura A.9: Micrografías para el cálculo de tamaño de grano con el metal de aporte del hilo de aleación 7075 TiC.

Tabla A.8: Cálculo de tamaño de grano con el metal de aporte del hilo de aleación 7075 TiC.

| Ref. |        | Número de intersecciones |    |    |    |    |    | Media | $l_n$ | $l_{n-1}$ | $l_{n+1}$ | $A_{n-1}$ | $A_{n+1}$ | $A [\mu\text{m}^2]$ | $\varnothing_{eq} [\mu\text{m}]$ |
|------|--------|--------------------------|----|----|----|----|----|-------|-------|-----------|-----------|-----------|-----------|---------------------|----------------------------------|
|      |        |                          |    |    |    |    |    |       |       |           |           |           |           |                     |                                  |
| 1    | Horiz. | 6                        | 7  | 7  | 8  | 8  | 4  | 6,67  | 15,00 | 14,1      | 16,8      | 252       | 356       | <b>287</b>          | <b>19,10</b>                     |
|      | Vert.  | 9                        | 7  | 5  | 8  | 6  | 7  | 7,00  | 14,29 | 14,1      | 16,8      | 252       | 356       | <b>259</b>          | <b>18,16</b>                     |
| 2    | Horiz. | 6                        | 5  | 5  | 7  | 7  | 6  | 6,00  | 16,67 | 14,1      | 16,8      | 252       | 356       | <b>351</b>          | <b>21,14</b>                     |
|      | Vert.  | 3                        | 7  | 5  | 5  | 5  | 5  | 5,00  | 20,00 | 20        | 23,8      | 504       | 713       | <b>504</b>          | <b>25,33</b>                     |
| 3    | Horiz. | 6                        | 6  | 5  | 5  | 4  | 6  | 5,33  | 18,75 | 16,8      | 20        | 356       | 504       | <b>446</b>          | <b>23,83</b>                     |
|      | Vert.  | 5                        | 4  | 4  | 5  | 5  | 5  | 4,67  | 21,43 | 20        | 23,8      | 504       | 713       | <b>583</b>          | <b>27,24</b>                     |
| 4    | Horiz. | 9                        | 7  | 7  | 6  | 6  | 6  | 6,83  | 14,63 | 14,1      | 16,8      | 252       | 356       | <b>273</b>          | <b>18,63</b>                     |
|      | Vert.  | 6                        | 5  | 6  | 5  | 4  | 8  | 5,67  | 17,65 | 16,8      | 20        | 356       | 504       | <b>395</b>          | <b>22,43</b>                     |
| 5    | Horiz. | 4                        | 6  | 4  | 5  | 6  | 4  | 4,83  | 20,69 | 20        | 23,8      | 504       | 713       | <b>542</b>          | <b>26,27</b>                     |
|      | Vert.  | 6                        | 4  | 6  | 6  | 5  | 4  | 5,17  | 19,35 | 16,8      | 20        | 356       | 504       | <b>474</b>          | <b>24,57</b>                     |
| 6    | Horiz. | 9                        | 9  | 11 | 8  | 8  | 10 | 9,17  | 10,91 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>151</b>          | <b>13,86</b>                     |
|      | Vert.  | 8                        | 8  | 8  | 8  | 12 | 7  | 8,50  | 11,76 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>174</b>          | <b>14,90</b>                     |
| 7    | Horiz. | 9                        | 11 | 10 | 11 | 10 | 9  | 10,00 | 10,00 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>126</b>          | <b>12,67</b>                     |
|      | Vert.  | 12                       | 11 | 7  | 10 | 7  | 10 | 9,50  | 10,53 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>140</b>          | <b>13,37</b>                     |
| 8    | Horiz. | 7                        | 8  | 5  | 6  | 6  | 7  | 6,50  | 15,38 | 14,1      | 16,8      | 252       | 356       | <b>301</b>          | <b>19,59</b>                     |
|      | Vert.  | 9                        | 5  | 6  | 5  | 5  | 5  | 5,83  | 17,14 | 16,8      | 20        | 356       | 504       | <b>372</b>          | <b>21,76</b>                     |
| 9    | Horiz. | 10                       | 9  | 7  | 9  | 10 | 7  | 8,67  | 11,54 | 10        | 11,9      | 126       | 178       | <b>168</b>          | <b>14,63</b>                     |
|      | Vert.  | 8                        | 8  | 7  | 10 | 8  | 6  | 7,83  | 12,77 | 11,9      | 14,1      | 178       | 252       | <b>207</b>          | <b>16,24</b>                     |
| 10   | Horiz. | 9                        | 8  | 7  | 8  | 7  | 6  | 7,50  | 13,33 | 11,9      | 14,1      | 178       | 252       | <b>226</b>          | <b>16,97</b>                     |
|      | Vert.  | 5                        | 6  | 6  | 6  | 8  | 7  | 6,33  | 15,79 | 14,1      | 16,8      | 252       | 356       | <b>317</b>          | <b>20,09</b>                     |

### Cálculo de valores medios de tamaño de grano y desviación estándar

Tabla A.9: Valores medios de área de grano y desviación estándar para las diferentes condiciones y aleaciones estudiadas.

| Ref.  |        | ER2319 Rectangular | ER2319 Circling Horizontal | ER2319 Circling Vertical | ER2319 Hatching Horizontal | ER2319 Hatching Vertical | 7075 TiC     | 2024 TiC Circling | 2024 TiC Hatching |
|---|--------|--------------------|----------------------------|--------------------------|----------------------------|--------------------------|--------------|-------------------|-------------------|
| 1   | Horiz. | 1405               | 863                        | 1786                     | 654                        | 714                      | 287          | 190               | 140               |
|   | Vert.  | 2468               | 1743                       | 1967                     | 714                        | 848                      | 259          | 287               | 119               |
| 2   | Horiz. | 1582               | 591                        | 765                      | 703                        | 32                       | 351          | 99                | 99                |
|   | Vert.  | 2075               | 834                        | 1029                     | 1241                       | 2136                     | 504          | 135               | 119               |
| 3   | Horiz. | 1661               | 974                        | 1029                     | 550                        | 2853                     | 446          | 25                | 135               |
|   | Vert.  | 1829               | 1267                       | 1874                     | 635                        | 4379                     | 583          | 41                | 122               |
| 4   | Horiz. | 1471               | 1267                       | 1051                     | 1376                       | 2264                     | 273          | 51                | 140               |
|   | Vert.  | 2075               | 3392                       | 1701                     | 1471                       | 2615                     | 395          | 55                | 140               |
| 5   | Horiz. | 1267               | 819                        | 1920                     | 635                        | 626                      | 542          | 32                | 93                |
|   | Vert.  | 1701               | 1142                       | 2330                     | 1348                       | 1073                     | 474          | 41                | 115               |
| 6   | Horiz. | 1582               | 320                        | 1190                     | 486                        | 1142                     | 151          | 69                | 131               |
|   | Vert.  | 2075               | 324                        | 1701                     | 626                        | 2541                     | 174          | 44                | 162               |
| 7   | Horiz. | 1215               | 1119                       | 4203                     | 3511                       | 3277                     | 126          | 105               | 47                |
|   | Vert.  | 1621               | 1471                       | 6471                     | 2692                       | 4379                     | 140          | 122               | 73                |
| 8   | Horiz. | 1661               | 1920                       | 3511                     | 778                        | 1376                     | 301          | 71                | 140               |
|   | Vert.  | 1621               | 3511                       | 5867                     | 1096                       | 2541                     | 372          | 90                | 190               |
| 9   | Horiz. | 1582               | 1267                       | 2615                     | 2016                       | 1166                     | 168          | 156               | 102               |
|   | Vert.  | 2016               | 2954                       | 2136                     | 1874                       | 2075                     | 207          | 131               | 99                |
| 10  | Horiz. | 1348               | 1348                       | 2541                     | 2954                       | 2615                     | 226          | 48                | 156               |
|   | Vert.  | 1405               | 2016                       | 5604                     | 3762                       | 2615                     | 317          | 119               | 236               |
| <b>Media A [<math>\mu\text{m}^2</math>]</b> |        | <b>1683</b>        | <b>1457</b>                | <b>2565</b>              | <b>1456</b>                | <b>2063</b>              | <b>315</b>   | <b>96</b>         | <b>128</b>        |
| <b>Desviación</b>                           |        | <b>320,7</b>       | <b>913,6</b>               | <b>1696,8</b>            | <b>1026,4</b>              | <b>1188,5</b>            | <b>140,0</b> | <b>64,1</b>       | <b>40,9</b>       |

**Tabla A.10: Valores medios de diámetro de grano y desviación estándar para las diferentes condiciones y aleaciones estudiadas.**

| Ref.  |        | ER2319 Rectangular | ER2319 Circling Horizontal | ER2319 Circling Vertical | ER2319 Hatching Horizontal | ER2319 Hatching Vertical | 7075 TiC    | 2024 TiC Circling | 2024 TiC Hatching |
|---|--------|--------------------|----------------------------|--------------------------|----------------------------|--------------------------|-------------|-------------------|-------------------|
| 1   | Horiz. | 42,3               | 33,1                       | 47,7                     | 28,9                       | 30,1                     | 19,1        | 15,5              | 13,4              |
|   | Vert.  | 56,1               | 47,1                       | 50,1                     | 30,1                       | 32,9                     | 18,2        | 19,1              | 12,3              |
| 2   | Horiz. | 44,9               | 27,4                       | 31,2                     | 29,9                       | 6,3                      | 21,1        | 11,2              | 11,2              |
|   | Vert.  | 51,4               | 32,6                       | 36,2                     | 39,7                       | 52,2                     | 25,3        | 13,1              | 12,3              |
| 3   | Horiz. | 46,0               | 35,2                       | 36,2                     | 26,5                       | 60,3                     | 23,8        | 5,6               | 13,1              |
|   | Vert.  | 48,3               | 40,2                       | 48,8                     | 28,4                       | 74,7                     | 27,2        | 7,2               | 12,5              |
| 4   | Horiz. | 43,3               | 40,2                       | 36,6                     | 41,9                       | 53,7                     | 18,6        | 8,1               | 13,4              |
|   | Vert.  | 51,4               | 65,7                       | 46,5                     | 43,3                       | 57,7                     | 22,4        | 8,4               | 13,4              |
| 5   | Horiz. | 40,2               | 32,3                       | 49,4                     | 28,4                       | 28,2                     | 26,3        | 6,4               | 10,9              |
|   | Vert.  | 46,5               | 38,1                       | 54,5                     | 41,4                       | 37,0                     | 24,6        | 7,2               | 12,1              |
| 6   | Horiz. | 44,9               | 20,2                       | 38,9                     | 24,9                       | 38,1                     | 13,9        | 9,4               | 12,9              |
|   | Vert.  | 51,4               | 20,3                       | 46,5                     | 28,2                       | 56,9                     | 14,9        | 7,4               | 14,4              |
| 7   | Horiz. | 39,3               | 37,7                       | 73,1                     | 66,9                       | 64,6                     | 12,7        | 11,6              | 7,7               |
|   | Vert.  | 45,4               | 43,3                       | 90,8                     | 58,5                       | 74,7                     | 13,4        | 12,5              | 9,6               |
| 8   | Horiz. | 46,0               | 49,4                       | 66,9                     | 31,5                       | 41,9                     | 19,6        | 9,5               | 13,4              |
|   | Vert.  | 45,4               | 66,9                       | 86,4                     | 37,4                       | 56,9                     | 21,8        | 10,7              | 15,5              |
| 9   | Horiz. | 44,9               | 40,2                       | 57,7                     | 50,7                       | 38,5                     | 14,6        | 14,1              | 11,4              |
|   | Vert.  | 50,7               | 61,3                       | 52,2                     | 48,8                       | 51,4                     | 16,2        | 12,9              | 11,2              |
| 10  | Horiz. | 41,4               | 41,4                       | 56,9                     | 61,3                       | 57,7                     | 17,0        | 7,8               | 14,1              |
|   | Vert.  | 42,3               | 50,7                       | 84,5                     | 69,2                       | 57,7                     | 20,1        | 12,3              | 17,3              |
| <b>Media A [<math>\mu\text{m}^2</math>]</b> |        | <b>46,1</b>        | <b>41,2</b>                | <b>54,6</b>              | <b>40,8</b>                | <b>48,6</b>              | <b>19,5</b> | <b>10,5</b>       | <b>12,6</b>       |
| <b>Desviación</b>                           |        | <b>4,3</b>         | <b>13,0</b>                | <b>17,4</b>              | <b>14,1</b>                | <b>16,8</b>              | <b>4,5</b>  | <b>3,4</b>        | <b>2,1</b>        |



## **Apéndice B: Resultados de microdureza**





En este apartado se detallan los resultados de microdureza obtenidos con las aleaciones de aluminio en las que se ha estudiado el efecto de los tratamientos térmicos (ER2319 y 7075 TiC). Para ello, se ha utilizado el equipo EMCO-TEST DuraScan 20 (EMCO-TEST Prüfmaschinen GmbH, Kuchl, Austria). El procedimiento empleado para analizar los resultados obtenidos se ha detallado en el apartado 7.6 Dureza del CAPÍTULO III: Diseño de la metodología de análisis.

**Aleación Al-Cu (ER2319)**

**Tabla B.1: Resultados de microdureza con diferentes temperaturas y tiempos de precipitación con la geometría rectangular para la aleación de aluminio ER2319.**

|                     |               | <b>Geometría Rectangular</b> |          |          |          |          |              |                    |                   |  |
|---------------------|---------------|------------------------------|----------|----------|----------|----------|--------------|--------------------|-------------------|--|
| <b>Medidas</b>      |               | <b>1</b>                     | <b>2</b> | <b>3</b> | <b>4</b> | <b>5</b> | <b>Media</b> | <b>Media total</b> | <b>Desviación</b> |  |
| <b>175 °C - 3h</b>  | <b>Bottom</b> | 138                          | 138      | 139      | 135      | 139      | <b>137,8</b> | <b>138,3</b>       | <b>0,5</b>        |  |
|                     | <b>Middle</b> | 135                          | 138      | 136      | 143      | 141      | <b>138,6</b> |                    |                   |  |
|                     | <b>Upside</b> | 131                          | 143      | 140      | 141      | 138      | <b>138,6</b> |                    |                   |  |
| <b>175 °C - 6h</b>  | <b>Bottom</b> | 158                          | 155      | 156      | 155      | 154      | <b>155,6</b> | <b>151,9</b>       | <b>3,3</b>        |  |
|                     | <b>Middle</b> | 153                          | 147      | 153      | 150      | 151      | <b>150,8</b> |                    |                   |  |
|                     | <b>Upside</b> | 145                          | 154      | 151      | 145      | 151      | <b>149,2</b> |                    |                   |  |
| <b>175 °C - 9h</b>  | <b>Bottom</b> | 148                          | 151      | 147      | 153      | 147      | <b>149,2</b> | <b>149,8</b>       | <b>0,5</b>        |  |
|                     | <b>Middle</b> | 147                          | 148      | 156      | 151      | 148      | <b>150,0</b> |                    |                   |  |
|                     | <b>Upside</b> | 156                          | 146      | 150      | 151      | 148      | <b>150,2</b> |                    |                   |  |
| <b>175 °C - 12h</b> | <b>Bottom</b> | 151                          | 157      | 154      | 152      | 152      | <b>153,2</b> | <b>147,1</b>       | <b>6,5</b>        |  |
|                     | <b>Middle</b> | 145                          | 148      | 149      | 151      | 146      | <b>147,8</b> |                    |                   |  |
|                     | <b>Upside</b> | 144                          | 147      | 136      | 149      | 125      | <b>140,2</b> |                    |                   |  |
| <b>175 °C - 15h</b> | <b>Bottom</b> | 150                          | 147      | 155      | 150      | 152      | <b>150,8</b> | <b>146,8</b>       | <b>3,5</b>        |  |
|                     | <b>Middle</b> | 149                          | 148      | 148      | 136      | 145      | <b>145,2</b> |                    |                   |  |
|                     | <b>Upside</b> | 146                          | 144      | 136      | 151      | 145      | <b>144,4</b> |                    |                   |  |
| <b>175 °C - 18h</b> | <b>Bottom</b> | 151                          | 153      | 151      | 152      | 155      | <b>152,4</b> | <b>144,1</b>       | <b>9,7</b>        |  |
|                     | <b>Middle</b> | 147                          | 109      | 134      | 134      | 143      | <b>133,4</b> |                    |                   |  |
|                     | <b>Upside</b> | 149                          | 144      | 150      | 148      | 142      | <b>146,6</b> |                    |                   |  |
| <b>190 °C - 18h</b> | <b>Bottom</b> | 128                          | 135      | 126      | 136      | 139      | <b>132,8</b> | <b>135,0</b>       | <b>2,7</b>        |  |
|                     | <b>Middle</b> | 135                          | 136      | 135      | 133      | 132      | <b>134,2</b> |                    |                   |  |
|                     | <b>Upside</b> | 137                          | 138      | 138      | 139      | 138      | <b>138,0</b> |                    |                   |  |
| <b>190 °C - 20h</b> | <b>Bottom</b> | 139                          | 122      | 135      | 137      | 117      | <b>130,0</b> | <b>133,3</b>       | <b>2,9</b>        |  |
|                     | <b>Middle</b> | 134                          | 139      | 135      | 130      | 136      | <b>134,8</b> |                    |                   |  |
|                     | <b>Upside</b> | 139                          | 139      | 139      | 121      | 138      | <b>135,2</b> |                    |                   |  |
| <b>190 °C - 22h</b> | <b>Bottom</b> | 142                          | 138      | 143      | 142      | 143      | <b>141,6</b> | <b>139,0</b>       | <b>2,3</b>        |  |
|                     | <b>Middle</b> | 139                          | 140      | 132      | 138      | 137      | <b>137,2</b> |                    |                   |  |
|                     | <b>Upside</b> | 137                          | 141      | 136      | 140      | 137      | <b>138,2</b> |                    |                   |  |
| <b>190 °C - 24h</b> | <b>Bottom</b> | 139                          | 140      | 92,5     | 142      | 140      | <b>130,7</b> | <b>132,9</b>       | <b>4,1</b>        |  |
|                     | <b>Middle</b> | 139                          | 142      | 130      | 133      | 144      | <b>137,6</b> |                    |                   |  |
|                     | <b>Upside</b> | 107                          | 135      | 138      | 134      | 138      | <b>130,4</b> |                    |                   |  |
| <b>190 °C - 26h</b> | <b>Bottom</b> | 132                          | 139      | 142      | 143      | 143      | <b>139,8</b> | <b>136,9</b>       | <b>2,6</b>        |  |
|                     | <b>Middle</b> | 131                          | 138      | 128      | 142      | 135      | <b>134,8</b> |                    |                   |  |
|                     | <b>Upside</b> | 135                          | 134      | 137      | 138      | 136      | <b>136,0</b> |                    |                   |  |

**Tabla B.2: Resultados de microdureza con diferentes temperaturas y tiempos de precipitación con la geometría recta, estrategia de deposición hatching para la aleación de aluminio ER2319.**

| <b>Geometría Recta - Hatching</b> |               |          |          |          |          |          |              |                    |                   |
|-----------------------------------|---------------|----------|----------|----------|----------|----------|--------------|--------------------|-------------------|
| <b>Medidas</b>                    |               | <b>1</b> | <b>2</b> | <b>3</b> | <b>4</b> | <b>5</b> | <b>Media</b> | <b>Media total</b> | <b>Desviación</b> |
| <b>175 °C - 3h</b>                | <b>Bottom</b> | 155      | 165      | 152      | 153      | 147      | <b>154,4</b> | <b>143,9</b>       | <b>9,8</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 143      | 138      | 141      | 144      | 146      | <b>142,4</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 135      | 133      | 136      | 128      | 143      | <b>135,0</b> |                    |                   |
| <b>175 °C - 6h</b>                | <b>Bottom</b> | 152      | 152      | 152      | 152      | 145      | <b>150,6</b> | <b>146,3</b>       | <b>4,3</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 149      | 142      | 146      | 145      | 149      | <b>146,2</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 148      | 145      | 127      | 144      | 146      | <b>142,0</b> |                    |                   |
| <b>175 °C - 9h</b>                | <b>Bottom</b> | 150      | 151      | 146      | 154      | 148      | <b>149,8</b> | <b>146,6</b>       | <b>3,9</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 148      | 142      | 152      | 150      | 147      | <b>147,8</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 145      | 144      | 145      | 129      | 148      | <b>142,2</b> |                    |                   |
| <b>175 °C - 12h</b>               | <b>Bottom</b> | 154      | 151      | 150      | 148      | 154      | <b>151,4</b> | <b>147,9</b>       | <b>3,3</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 140      | 141      | 149      | 151      | 144      | <b>145,0</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 152      | 152      | 143      | 144      | 145      | <b>147,2</b> |                    |                   |
| <b>175 °C - 15h</b>               | <b>Bottom</b> | 143      | 154      | 152      | 154      | 148      | <b>150,2</b> | <b>148,5</b>       | <b>1,9</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 150      | 147      | 148      | 150      | 150      | <b>149,0</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 147      | 135      | 151      | 150      | 149      | <b>146,4</b> |                    |                   |
| <b>175 °C - 18h</b>               | <b>Bottom</b> | 149      | 155      | 147      | 156      | 154      | <b>152,2</b> | <b>148,8</b>       | <b>4,0</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 152      | 146      | 145      | 152      | 154      | <b>149,8</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 144      | 143      | 142      | 147      | 146      | <b>144,4</b> |                    |                   |
| <b>190 °C - 18h</b>               | <b>Bottom</b> | 142      | 142      | 141      | 142      | 144      | <b>142,2</b> | <b>138,0</b>       | <b>4,8</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 121      | 138      | 131      | 142      | 132      | <b>132,8</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 140      | 139      | 140      | 139      | 137      | <b>139,0</b> |                    |                   |
| <b>190 °C - 20h</b>               | <b>Bottom</b> | 148      | 142      | 143      | 143      | 138      | <b>142,8</b> | <b>142,7</b>       | <b>1,4</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 146      | 141      | 144      | 145      | 144      | <b>144,0</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 141      | 142      | 127      | 148      | 148      | <b>141,2</b> |                    |                   |
| <b>190 °C - 22h</b>               | <b>Bottom</b> | 146      | 147      | 144      | 142      | 144      | <b>144,6</b> | <b>139,9</b>       | <b>4,1</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 140      | 139      | 139      | 138      | 130      | <b>137,2</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 139      | 139      | 135      | 139      | 138      | <b>138,0</b> |                    |                   |
| <b>190 °C - 24h</b>               | <b>Bottom</b> | 135      | 143      | 146      | 145      | 143      | <b>142,4</b> | <b>137,5</b>       | <b>4,2</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 128      | 135      | 138      | 138      | 137      | <b>135,2</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 137      | 136      | 133      | 134      | 135      | <b>135,0</b> |                    |                   |
| <b>190 °C - 26h</b>               | <b>Bottom</b> | 140      | 140      | 140      | 138      | 140      | <b>139,6</b> | <b>136,2</b>       | <b>3,1</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 140      | 138      | 135      | 136      | 119      | <b>133,6</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 137      | 135      | 135      | 135      | 135      | <b>135,4</b> |                    |                   |

**Tabla B.3: Resultados de microdureza con diferentes temperaturas y tiempos de precipitación con la geometría recta, estrategia de deposición circling para la aleación de aluminio ER2319.**

| <b>Geometría Recta - Hatching</b> |               |          |          |          |          |          |              |                    |                   |
|-----------------------------------|---------------|----------|----------|----------|----------|----------|--------------|--------------------|-------------------|
| <b>Medidas</b>                    |               | <b>1</b> | <b>2</b> | <b>3</b> | <b>4</b> | <b>5</b> | <b>Media</b> | <b>Media total</b> | <b>Desviación</b> |
| <b>175 °C - 3h</b>                | <b>Bottom</b> | 144      | 143      | 139      | 146      | 143      | <b>143,0</b> | <b>141,6</b>       | <b>1,2</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 139      | 139      | 145      | 141      | 141      | <b>141,0</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 143      | 143      | 142      | 140      | 136      | <b>140,8</b> |                    |                   |
| <b>175 °C - 6h</b>                | <b>Bottom</b> | 155      | 155      | 151      | 155      | 152      | <b>153,6</b> | <b>145,7</b>       | <b>7,4</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 148      | 138      | 152      | 142      | 142      | <b>144,4</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 143      | 145      | 143      | 116      | 148      | <b>139,0</b> |                    |                   |
| <b>175 °C - 9h</b>                | <b>Bottom</b> | 159      | 152      | 147      | 151      | 154      | <b>152,6</b> | <b>147,4</b>       | <b>8,0</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 144      | 93,5     | 146      | 158      | 149      | <b>138,1</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 151      | 153      | 153      | 152      | 148      | <b>151,4</b> |                    |                   |
| <b>175 °C - 12h</b>               | <b>Bottom</b> | 151      | 154      | 148      | 141      | 154      | <b>149,6</b> | <b>150,4</b>       | <b>1,7</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 158      | 154      | 152      | 153      | 145      | <b>152,4</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 151      | 146      | 150      | 151      | 148      | <b>149,2</b> |                    |                   |
| <b>175 °C - 15h</b>               | <b>Bottom</b> | 150      | 150      | 142      | 150      | 143      | <b>147,0</b> | <b>144,1</b>       | <b>2,5</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 143      | 142      | 140      | 145      | 143      | <b>142,6</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 143      | 137      | 146      | 146      | 142      | <b>142,8</b> |                    |                   |
| <b>175 °C - 18h</b>               | <b>Bottom</b> | 144      | 142      | 142      | 142      | 145      | <b>143,0</b> | <b>138,7</b>       | <b>7,8</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 141      | 72,8     | 146      | 150      | 139      | <b>129,8</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 145      | 133      | 140      | 151      | 148      | <b>143,4</b> |                    |                   |
| <b>190 °C - 18h</b>               | <b>Bottom</b> | 138      | 143      | 141      | 141      | 143      | <b>141,2</b> | <b>137,1</b>       | <b>3,8</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 139      | 135      | 138      | 117      | 140      | <b>133,8</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 138      | 135      | 137      | 137      | 134      | <b>136,2</b> |                    |                   |
| <b>190 °C - 20h</b>               | <b>Bottom</b> | 138      | 143      | 145      | 139      | 140      | <b>141,0</b> | <b>142,2</b>       | <b>1,0</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 141      | 141      | 145      | 144      | 143      | <b>142,8</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 142      | 142      | 145      | 141      | 144      | <b>142,8</b> |                    |                   |
| <b>190 °C - 22h</b>               | <b>Bottom</b> | 148      | 73.3     | 143      | 144      | 141      | <b>115,2</b> | <b>130,3</b>       | <b>13,1</b>       |
|                                   | <b>Middle</b> | 140      | 139      | 137      | 138      | 140      | <b>138,8</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 141      | 136      | 136      | 135      | 136      | <b>136,8</b> |                    |                   |
| <b>190 °C - 24h</b>               | <b>Bottom</b> | 146      | 148      | 145      | 143      | 139      | <b>144,2</b> | <b>139,2</b>       | <b>4,5</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 138      | 139      | 137      | 137      | 138      | <b>137,8</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 129      | 139      | 138      | 138      | 134      | <b>135,6</b> |                    |                   |
| <b>190 °C - 26h</b>               | <b>Bottom</b> | 142      | 143      | 141      | 128      | 138      | <b>138,4</b> | <b>136,4</b>       | <b>1,8</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 139      | 132      | 137      | 137      | 135      | <b>136,0</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 137      | 134      | 133      | 134      | 136      | <b>134,8</b> |                    |                   |

**Aleación Al-Zn-Mg-Cu nano-modificada con TiC (7075 TiC)**

**Tabla B.4: Resultados de microdureza con diferentes temperaturas y tiempo de precipitación con la geometría recta y estrategia de deposición circling para la aleación de aluminio 7075 TiC.**

| <b>Geometría Recta - Circling</b> |               |          |          |          |          |          |              |                    |                   |
|-----------------------------------|---------------|----------|----------|----------|----------|----------|--------------|--------------------|-------------------|
| <b>Medidas</b>                    |               | <b>1</b> | <b>2</b> | <b>3</b> | <b>4</b> | <b>5</b> | <b>Media</b> | <b>Media total</b> | <b>Desviación</b> |
| <b>107 °C – 6h</b>                | <b>Bottom</b> | 177      | 180      | 128      | 177      | 104      | <b>153,2</b> | <b>166,2</b>       | <b>16,1</b>       |
|                                   | <b>Middle</b> | 175      | 120      | 157      | 174      | 180      | <b>161,2</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 180      | 181      | 189      | 194      | 177      | <b>184,2</b> |                    |                   |
| <b>163 °C – 12h</b>               | <b>Bottom</b> | 179      | 192      | 189      | 180      | 183      | <b>184,6</b> | <b>183,9</b>       | <b>0,7</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 179      | 185      | 187      | 182      | 183      | <b>183,2</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 185      | 184      | 176      | 189      | 185      | <b>183,8</b> |                    |                   |
| <b>163 °C – 14h</b>               | <b>Bottom</b> | 183      | 178      | 193      | 181      | 180      | <b>183,0</b> | <b>182,7</b>       | <b>0,2</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 185      | 185      | 174      | 182      | 187      | <b>182,6</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 179      | 179      | 191      | 186      | 178      | <b>182,6</b> |                    |                   |
| <b>163 °C – 16h</b>               | <b>Bottom</b> | 183      | 187      | 183      | 185      | 180      | <b>183,6</b> | <b>178,3</b>       | <b>8,1</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 175      | 134      | 182      | 179      | 175      | <b>169,0</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 180      | 179      | 183      | 184      | 185      | <b>182,2</b> |                    |                   |
| <b>163 °C – 18h</b>               | <b>Bottom</b> | 174      | 171      | 175      | 181      | 174      | <b>175,0</b> | <b>175,7</b>       | <b>3,6</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 181      | 144      | 178      | 183      | 177      | <b>172,6</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 178      | 174      | 179      | 185      | 182      | <b>179,6</b> |                    |                   |
| <b>163 °C – 20h</b>               | <b>Bottom</b> | 174      | 180      | 188      | 182      | 179      | <b>180,6</b> | <b>179,4</b>       | <b>1,3</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 173      | 179      | 181      | 181      | 176      | <b>178,0</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 178      | 181      | 184      | 179      | 176      | <b>179,6</b> |                    |                   |
| <b>163 °C – 22h</b>               | <b>Bottom</b> | 177      | 189      | 179      | 179      | 185      | <b>181,8</b> | <b>177,1</b>       | <b>6,5</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 188      | 179      | 172      | 138      | 171      | <b>169,6</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 182      | 180      | 175      | 175      | 187      | <b>179,8</b> |                    |                   |
| <b>163 °C – 24h</b>               | <b>Bottom</b> | 179      | 178      | 177      | 174      | 178      | <b>177,2</b> | <b>176,5</b>       | <b>1,3</b>        |
|                                   | <b>Middle</b> | 179      | 175      | 176      | 182      | 174      | <b>177,2</b> |                    |                   |
|                                   | <b>Upside</b> | 180      | 176      | 176      | 174      | 169      | <b>175,0</b> |                    |                   |

**Tabla B.5: Resultados de microdureza 90 días después con diferentes temperaturas y tiempo de precipitación con la geometría recta y estrategia de deposición circling para la aleación de aluminio 7075 TiC.**

| <b>Geometría Recta – Circling 90 días después</b> |               |          |          |          |          |          |              |                    |                   |
|---|---------------|----------|----------|----------|----------|----------|--------------|--------------------|-------------------|
| <b>Medidas</b>                                    |               | <b>1</b> | <b>2</b> | <b>3</b> | <b>4</b> | <b>5</b> | <b>Media</b> | <b>Media total</b> | <b>Desviación</b> |
| <b>107 °C – 6h</b>                                | <b>Bottom</b> | 195      | 185      | 187      | 183      | 181      | <b>186,2</b> | <b>182,3</b>       | <b>7,2</b>        |
|   | <b>Middle</b> | 135      | 188      | 177      | 175      | 195      | <b>174,0</b> |                    |                   |
|   | <b>Upside</b> | 188      | 182      | 196      | 189      | 178      | <b>186,6</b> |                    |                   |
| <b>163 °C – 12h</b>                               | <b>Bottom</b> | 198      | 191      | 187      | 185      | 196      | <b>191,4</b> | <b>188,9</b>       | <b>2,9</b>        |
|   | <b>Middle</b> | 192      | 195      | 188      | 195      | 178      | <b>189,6</b> |                    |                   |
|   | <b>Upside</b> | 185      | 183      | 185      | 194      | 182      | <b>185,8</b> |                    |                   |
| <b>163 °C – 24h</b>                               | <b>Bottom</b> | 176      | 177      | 185      | 178      | 173      | <b>177,8</b> | <b>177,2</b>       | <b>0,9</b>        |
|   | <b>Middle</b> | 177      | 181      | 181      | 177      | 165      | <b>176,2</b> |                    |                   |
|   | <b>Upside</b> | 181      | 177      | 175      | 179      | 176      | <b>177,6</b> |                    |                   |

**Tabla B.6: Resultados de microdureza con diferentes temperaturas y tiempo de precipitación con la geometría rectangular para la aleación de aluminio 7075 TiC.**

| <b>Geometría Rectangular</b> |               |          |          |          |          |          |              |                    |                   |
|------------------------------|---------------|----------|----------|----------|----------|----------|--------------|--------------------|-------------------|
| <b>Medidas</b>               |               | <b>1</b> | <b>2</b> | <b>3</b> | <b>4</b> | <b>5</b> | <b>Media</b> | <b>Media total</b> | <b>Desviación</b> |
| <b>107 °C – 6h</b>           | <b>Bottom</b> | 196      | 201      | 185      | 193      | 203      | <b>195,6</b> | <b>193,8</b>       | <b>1,8</b>        |
|                              | <b>Middle</b> | 189      | 199      | 193      | 185      | 203      | <b>193,8</b> |                    |                   |
|                              | <b>Upside</b> | 195      | 208      | 183      | 185      | 189      | <b>192,0</b> |                    |                   |
| <b>163 °C – 12h</b>          | <b>Bottom</b> | 202      | 198      | 203      | 201      | 202      | <b>201,2</b> | <b>201,1</b>       | <b>1,7</b>        |
|                              | <b>Middle</b> | 198      | 208      | 204      | 206      | 198      | <b>202,8</b> |                    |                   |
|                              | <b>Upside</b> | 201      | 201      | 201      | 197      | 197      | <b>199,4</b> |                    |                   |
| <b>163 °C – 24h</b>          | <b>Bottom</b> | 196      | 187      | 201      | 197      | 196      | <b>195,4</b> | <b>193,1</b>       | <b>2,8</b>        |
|                              | <b>Middle</b> | 197      | 197      | 190      | 195      | 191      | <b>194,0</b> |                    |                   |
|                              | <b>Upside</b> | 198      | 204      | 195      | 192      | 161      | <b>190,0</b> |                    |                   |



## **Apéndice C: Resultados de tracción**





En este apartado se detallan los resultados obtenidos de propiedades mecánicas a tracción. De cada condición de estudio se han extraído tres probetas de tracción horizontales en la dirección XZ (transversal a la dirección de crecimiento de la fabricación) y tres probetas de tracción verticales en la dirección XZ (paralela a la dirección de crecimiento de la fabricación) siguiendo la norma ASTM E8M. El procedimiento que se ha seguido se detalla en el apartado 7.7 Tracción del CAPÍTULO III: Diseño de la metodología de análisis.

**Aleación Al-Mg (ER5356)**

**Tabla C.1: Resultados de propiedades mecánicas a tracción con diferentes tipos de gases de protección, caudales y estrategias de deposición con la aleación ER5356.**

| <b>Condición</b>                           | <b>Muestra</b> | <b>R<sub>p0.2</sub><br/>MPa</b> | <b>E<br/>GPa</b> | <b>R<sub>m</sub><br/>MPa</b> | <b>F<sub>m</sub><br/>N</b> | <b>ε<br/>%</b> |
|--|----------------|---------------------------------|------------------|------------------------------|----------------------------|----------------|
| <b>Argón<br/>30 L/min<br/>Circling</b>     | Horizontal 1   | 121                             | 43               | 278                          | 6149                       | 30,7           |
|  | Horizontal 2   | 137                             | 38               | 276                          | 6300                       | 29,4           |
|  | Horizontal 3   | 114                             | 55               | 277                          | 6564                       | 29,7           |
|  | Vertical 1     | 114                             | 58               | 279                          | 6709                       | 27,1           |
|  | Vertical 2     | 113                             | 59               | 275                          | 6727                       | 32,3           |
|  | Vertical 3     | 113                             | 59               | 278                          | 7021                       | 28,2           |
| <b>Argón<br/>18 L/min<br/>Hatching</b>     | Horizontal 1   | 119                             | 51               | 276                          | 6876                       | 31             |
|  | Horizontal 2   | 117                             | 49               | 272                          | 6827                       | 27             |
|  | Horizontal 3   | 116                             | 48               | 272                          | 6807                       | 30             |
|  | Vertical 1     | 112                             | 59               | 272                          | 7022                       | 28             |
|  | Vertical 2     | 113                             | 59               | 271                          | 6950                       | 26             |
|  | Vertical 3     | 113                             | 54               | 270                          | 6879                       | 26             |
| <b>Argón<br/>30 L/min<br/>Hatching</b>     | Horizontal 1   | 115                             | 54               | 276                          | 6929                       | 31             |
|  | Horizontal 2   | 112                             | 54               | 272                          | 6813                       | 30             |
|  | Horizontal 3   | 114                             | 53               | 273                          | 6805                       | 31             |
|  | Vertical 1     | 114                             | 57               | 270                          | 6867                       | 29             |
|  | Vertical 2     | 115                             | 59               | 272                          | 6856                       | 29             |
|  | Vertical 3     | 112                             | 57               | 271                          | 6796                       | 31             |
| <b>Stargold®<br/>30 L/min<br/>Circling</b> | Horizontal 1   | 114                             | 56               | 275                          | 6495                       | 31,6           |
|  | Horizontal 2   | 116                             | 57               | 275                          | 6454                       | 26,1           |
|  | Horizontal 3   | 114                             | 54               | 270                          | 6298                       | 23,2           |
|  | Vertical 1     | 114                             | 58               | 276                          | 6519                       | 28,7           |
|  | Vertical 2     | 116                             | 58               | 274                          | 6545                       | 30,2           |
|  | Vertical 3     | 116                             | 60               | 273                          | 6709                       | 28,8           |

**Aleación Al-Cu (ER2319)**

**Tabla C.2: Resultados de propiedades mecánicas a tracción con diferentes tiempos y temperaturas de precipitación con geometría rectangular para la aleación ER2319.**

| <b>Tratamiento térmico</b> | <b>Muestra</b> | <b>R<sub>p0.2</sub><br/>MPa</b> | <b>E<br/>GPa</b> | <b>R<sub>m</sub><br/>MPa</b> | <b>F<sub>m</sub><br/>N</b> | <b>ε<br/>%</b> |
|----------------------------|----------------|---------------------------------|------------------|------------------------------|----------------------------|----------------|
| <b>175 °C – 3 h</b>        | Horizontal 1   | 270                             | 68               | 379                          | 9519                       | 5,46           |
|                            | Horizontal 2   | 272                             | 69               | 388                          | 9569                       | 5,57           |
|                            | Horizontal 3   | 273                             | 70               | 391                          | 9552                       | 5,75           |
|                            | Vertical 1     | 282                             | 72               | 456                          | 10675                      | 18,35          |
|                            | Vertical 2     | 282                             | 72               | 449                          | 10599                      | 13,46          |
|                            | Vertical 3     | 284                             | 69               | 450                          | 10709                      | 13,95          |
| <b>175 °C – 6 h</b>        | Horizontal 1   | 302                             | 72               | 382                          | 9569                       | 2,82           |
|                            | Horizontal 2   | 310                             | 71               | 395                          | 9728                       | 3,07           |
|                            | Horizontal 3   | 306                             | 71               | 411                          | 10158                      | 4,88           |
|                            | Vertical 1     | 301                             | 70               | 433                          | 10447                      | 10,55          |
|                            | Vertical 2     | 302                             | 70               | 432                          | 10423                      | 11,07          |
|                            | Vertical 3     | 307                             | 72               | 438                          | 10463                      | 8,87           |
| <b>190 °C – 18 h</b>       | Horizontal 1   | 321                             | 71               | 412                          | 10217                      | 3,70           |
|                            | Horizontal 2   | 316                             | 69               | 414                          | 10280                      | 4,53           |
|                            | Horizontal 3   | 318                             | 71               | 416                          | 10171                      | 4,23           |
|                            | Vertical 1     | 326                             | 71               | 441                          | 10616                      | 9,23           |
|                            | Vertical 2     | 324                             | 71               | 442                          | 10561                      | 9,60           |
|                            | Vertical 3     | 316                             | 70               | 433                          | 10508                      | 9,41           |
| <b>190 °C – 26 h</b>       | Horizontal 1   | 323                             | 69               | 432                          | 10800                      | 3,52           |
|                            | Horizontal 2   | 319                             | 72               | 448                          | 11067                      | 7,63           |
|                            | Horizontal 3   | 321                             | 69               | 450                          | 10916                      | 7,21           |
|                            | Vertical 1     | 327                             | 72               | 453                          | 11010                      | 9,11           |
|                            | Vertical 2     | 324                             | 71               | 451                          | 10954                      | 9,59           |
|                            | Vertical 3     | 321                             | 71               | 452                          | 10953                      | 8,10           |

Tabla C.3: Resultados de propiedades mecánicas a tracción con diferentes tiempos y temperaturas de precipitación con geometría recta y estrategia de deposición hatching para la aleación ER2319.

| <b>Tratamiento térmico</b> | <b>Muestra</b> | <b>R<sub>p0.2</sub><br/>MPa</b> | <b>E<br/>GPa</b> | <b>R<sub>m</sub><br/>MPa</b> | <b>F<sub>m</sub><br/>N</b> | <b>ε<br/>%</b> |
|----------------------------|----------------|---------------------------------|------------------|------------------------------|----------------------------|----------------|
| <b>175 °C – 3 h</b>        | Horizontal 1   | 291                             | 72               | 443                          | 11134                      | 19,12          |
|                            | Horizontal 2   | 284                             | 72               | 467                          | 11723                      | 17,58          |
|                            | Horizontal 3   | 285                             | 71               | 467                          | 11747                      | 18,36          |
|                            | Vertical 1     | -                               | -                | 150                          | 3772                       | -              |
|                            | Vertical 2     | -                               | -                | 177                          | 4433                       | -              |
|                            | Vertical 3     | -                               | -                | 163                          | 4073                       | -              |
| <b>175 °C – 6 h</b>        | Horizontal 1   | 323                             | 71               | 449                          | 11415                      | 6,73           |
|                            | Horizontal 2   | 336                             | 71               | 479                          | 12076                      | 9,96           |
|                            | Horizontal 3   | 337                             | 72               | 482                          | 12142                      | 10,62          |
|                            | Vertical 1     | -                               | -                | 177                          | 4437                       | -              |
|                            | Vertical 2     | -                               | 70               | 277                          | 6959                       | 0,10           |
|                            | Vertical 3     | -                               | 71               | 299                          | 7498                       | 0,15           |
| <b>190 °C – 26 h</b>       | Horizontal 1   | 314                             | 73               | 440                          | 10553                      | 8,67           |
|                            | Horizontal 2   | 330                             | 72               | 448                          | 10747                      | 9,11           |
|                            | Horizontal 3   | 320                             | 72               | 448                          | 10755                      | 7,54           |
|                            | Vertical 1     | 303                             | 71               | 414                          | 9904                       | 3,11           |
|                            | Vertical 2     | 307                             | 72               | 418                          | 9867                       | 4,10           |
|                            | Vertical 3     | 304                             | 72               | 384                          | 9198                       | 2,05           |

Tabla C.4: Resultados de propiedades mecánicas a tracción con diferentes tiempos y temperaturas de precipitación con geometría recta y estrategia de deposición hatching para la aleación ER2319.

| <b>Tratamiento térmico</b> | <b>Muestra</b> | <b>R<sub>p0.2</sub><br/>MPa</b> | <b>E<br/>GPa</b> | <b>R<sub>m</sub><br/>MPa</b> | <b>F<sub>m</sub><br/>N</b> | <b>ε<br/>%</b> |
|----------------------------|----------------|---------------------------------|------------------|------------------------------|----------------------------|----------------|
| <b>175 °C – 3 h</b>        | Horizontal 1   | 323                             | 72               | 455                          | 11464                      | 15,98          |
|                            | Horizontal 2   | 305                             | 72               | 458                          | 11333                      | 13,58          |
|                            | Horizontal 3   | 323                             | 71               | 476                          | 11796                      | 14,09          |
|                            | Vertical 1     | -                               | -                | 137                          | 3473                       | -              |
|                            | Vertical 2     | -                               | -                | 142                          | 3598                       | -              |
|                            | Vertical 3     | -                               | -                | 115                          | 2917                       | -              |
| <b>175 °C – 6 h</b>        | Horizontal 1   | 291                             | 71               | 401                          | 10071                      | 4,70           |
|                            | Horizontal 2   | 306                             | 73               | 451                          | 11370                      | 8,27           |
|                            | Horizontal 3   | 301                             | 69               | 456                          | 11458                      | 10,53          |
|                            | Vertical 1     | -                               | -                | 144                          | 3646                       | -              |
|                            | Vertical 2     | -                               | -                | 169                          | 4225                       | -              |
|                            | Vertical 3     | -                               | -                | 137                          | 3440                       | -              |
| <b>190 °C – 26 h</b>       | Horizontal 1   | 315                             | 72               | 440                          | 10744                      | 8,49           |
|                            | Horizontal 2   | 330                             | 72               | 448                          | 10747                      | 9,11           |
|                            | Horizontal 3   | 320                             | 72               | 448                          | 10755                      | 7,54           |
|                            | Vertical 1     | 300                             | 72               | 403                          | 9502                       | 3,77           |
|                            | Vertical 2     | 298                             | 73               | 417                          | 9857                       | 6,24           |
|                            | Vertical 3     | 298                             | 72               | 424                          | 10042                      | 6,35           |

**Aleación Al-Zn-Mg nano-modificada con TiC (7075 TiC)**

Tabla C.5: Resultados de propiedades mecánicas a tracción con diferentes procesos CMT, geometría recta y estrategia de deposición circling para la aleación 7075 TiC.

| <b>Proceso CMT</b> | <b>Muestra</b> | <b>R<sub>p0.2</sub><br/>MPa</b> | <b>E<br/>GPa</b> | <b>R<sub>m</sub><br/>MPa</b> | <b>F<sub>m</sub><br/>N</b> | <b>ε<br/>%</b> |
|--------------------|----------------|---------------------------------|------------------|------------------------------|----------------------------|----------------|
| <b>CMT-P</b>       | Horizontal 1   | 438                             | 71               | 497                          | 20146                      | 4,79           |
|                    | Horizontal 2   | 439                             | 66               | 471                          | 18694                      | 1,84           |
|                    | Horizontal 3   | 447                             | 69               | 503                          | 19633                      | 4,81           |
|                    | Vertical 1     | 474                             | 72               | 513                          | 12380                      | 1,93           |
|                    | Vertical 2     | 477                             | 70               | 526                          | 12736                      | 3,44           |
|                    | Vertical 3     | 483                             | 69               | 519                          | 12591                      | 1,76           |
| <b>CMT-ADV</b>     | Horizontal 1   | 443                             | 75               | 503                          | 20257                      | 4,87           |
|                    | Horizontal 2   | 451                             | 76               | 499                          | 19725                      | 3,18           |
|                    | Horizontal 3   | 451                             | 74               | 501                          | 19708                      | 3,55           |
|                    | Vertical 1     | 480                             | 70               | 505                          | 12199                      | 0,82           |
|                    | Vertical 2     | 485                             | 69               | 512                          | 12371                      | 0,92           |
|                    | Vertical 3     | 489                             | 68               | 521                          | 12566                      | 1,36           |
| <b>CMT-PADV</b>    | Horizontal 1   | 451                             | 73               | 503                          | 17543                      | 3,73           |
|                    | Horizontal 2   | 457                             | 72               | 512                          | 17513                      | 5,30           |
|                    | Horizontal 3   | 461                             | 75               | 505                          | 17318                      | 3,34           |
|                    | Vertical 1     | 485                             | 68               | 531                          | 12769                      | 2,89           |
|                    | Vertical 2     | 480                             | 67               | 520                          | 12507                      | 2,12           |
|                    | Vertical 3     | 490                             | 69               | 523                          | 12578                      | 1,47           |

Tabla C.6: Resultados de propiedades mecánicas a tracción con diferentes tiempos y temperaturas de precipitación y geometría rectangular para la aleación 7075 TiC.

| <b>Tratamiento térmico</b> | <b>Muestra</b> | <b>R<sub>p0.2</sub><br/>MPa</b> | <b>E<br/>GPa</b> | <b>R<sub>m</sub><br/>MPa</b> | <b>F<sub>m</sub><br/>N</b> | <b>ε<br/>%</b> |
|----------------------------|----------------|---------------------------------|------------------|------------------------------|----------------------------|----------------|
| <b>107 °C – 6 h</b>        | Horizontal 1   | 443                             | 72               | 514                          | 12293                      | 2,12           |
|                            | Horizontal 2   | 457                             | 69               | 545                          | 13123                      | 4,08           |
|                            | Horizontal 3   | 437                             | 69               | 531                          | 12718                      | 4,97           |
|                            | Vertical 1     | 451                             | 70               | 524                          | 12526                      | 2,28           |
|                            | Vertical 2     | 452                             | 69               | 539                          | 13218                      | 3,76           |
|                            | Vertical 3     | -                               | 70               | 427                          | 10211                      | 0,10           |
| <b>163 °C – 18 h</b>       | Horizontal 1   | 545                             | 70               | 568                          | 13738                      | 0,64           |
|                            | Horizontal 2   | 552                             | 71               | 585                          | 14318                      | 1,49           |
|                            | Horizontal 3   | 551                             | 69               | 584                          | 14195                      | 2,06           |
|                            | Vertical 1     | 550                             | 70               | 580                          | 13969                      | 1,50           |
|                            | Vertical 2     | 541                             | 70               | 570                          | 13879                      | 1,26           |
|                            | Vertical 3     | 551                             | 70               | 583                          | 14169                      | 1,82           |
| <b>163 °C – 24 h</b>       | Horizontal 1   | 524                             | 72               | 567                          | 13373                      | 3,53           |
|                            | Horizontal 2   | 531                             | 71               | 574                          | 13550                      | 3,85           |
|                            | Horizontal 3   | 523                             | 72               | 543                          | 12801                      | 0,84           |
|                            | Vertical 1     | 520                             | 73               | 540                          | 12740                      | 0,77           |
|                            | Vertical 2     | 511                             | 70               | 529                          | 12480                      | 0,67           |
|                            | Vertical 3     | 515                             | 72               | 554                          | 13064                      | 2,63           |

**Aleación Al-Cu nano-modificada con TiC (2024 TiC)**

Tabla C.7: Resultados de propiedades mecánicas a tracción para la aleación 2024 TiC.

| <b>Muestra</b> | <b>R<sub>p0.2</sub><br/>MPa</b> | <b>E<br/>GPa</b> | <b>R<sub>m</sub><br/>MPa</b> | <b>F<sub>m</sub><br/>N</b> | <b>ε<br/>%</b> |
|----------------|---------------------------------|------------------|------------------------------|----------------------------|----------------|
| Horizontal 1   | 369                             | 78               | 458                          | 10906                      | 4,52           |
| Horizontal 2   | 371                             | 80               | 465                          | 10858                      | 5,72           |
| Horizontal 3   | 372                             | 77               | 455                          | 10630                      | 3,58           |
| Vertical 1     | 376                             | 77               | 461                          | 10759                      | 4,16           |
| Vertical 2     | 376                             | 78               | 461                          | 10805                      | 4,09           |
| Vertical 3     | 373                             | 79               | 461                          | 10918                      | 4,33           |

**Aleación Al-Zn-Mg con microaleantes**

Tabla C.8: Resultados de propiedades mecánicas a tracción con diferentes tiempos de espera entre capas para la aleación Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes.

| <b>Tiempo de espera</b> | <b>Muestra</b> | <b>R<sub>p0.2</sub><br/>MPa</b> | <b>E<br/>GPa</b> | <b>R<sub>m</sub><br/>MPa</b> | <b>F<sub>m</sub><br/>N</b> | <b>ε<br/>%</b> |
|-------------------------|----------------|---------------------------------|------------------|------------------------------|----------------------------|----------------|
| <b>47 segundos</b>      | Horizontal 1   | 427                             | 70               | 488                          | 11632                      | 2,31           |
|                         | Horizontal 2   | 418                             | 70               | 461                          | 11002                      | 1,34           |
|                         | Horizontal 3   | 425                             | 69               | 469                          | 11205                      | 1,39           |
|                         | Vertical 1     | -                               | 71               | 414                          | 9605                       | 0,15           |
|                         | Vertical 2     | 425                             | 72               | 427                          | 9957                       | 0,22           |
|                         | Vertical 3     | 422                             | 73               | 423                          | 10005                      | 0,22           |
| <b>90 segundos</b>      | Horizontal 1   | 421                             | 72               | 495                          | 11707                      | 3,19           |
|                         | Horizontal 2   | 421                             | 71               | 484                          | 11569                      | 2,39           |
|                         | Horizontal 3   | 425                             | 71               | 492                          | 11723                      | 2,73           |
|                         | Vertical 1     | -                               | 72               | 409                          | 9563                       | 0,08           |
|                         | Vertical 2     | 428                             | 73               | 434                          | 10193                      | 0,29           |
|                         | Vertical 3     | -                               | -                | -                            | -                          | -              |

**Tabla C.9: Resultados de propiedades mecánicas a tracción de los dos lotes de bobina suministrados de la aleación Al-Zn-Mg-Cu con microaleantes.**

| <b>Lote de bobina</b> | <b>Muestra</b> | <b>R<sub>p0.2</sub><br/>MPa</b> | <b>E<br/>GPa</b> | <b>R<sub>m</sub><br/>MPa</b> | <b>F<sub>m</sub><br/>N</b> | <b>ε<br/>%</b> |
|-----------------------|----------------|---------------------------------|------------------|------------------------------|----------------------------|----------------|
| <b>Primer lote</b>    | Horizontal 1   | 417                             | 68               | 441                          | 13158                      | 0,628          |
|                       | Horizontal 2   | 411                             | 68               | 461                          | 13677                      | 1,669          |
|                       | Horizontal 3   | 415                             | 69               | 473                          | 13709                      | 2,169          |
|                       | Vertical 1     | -                               | 68               | 369                          | 10752                      | 0,059          |
|                       | Vertical 2     | -                               | 63               | 284                          | 8209                       | 0,038          |
|                       | Vertical 3     | -                               | 67               | 326                          | 9972                       | 0,011          |
| <b>Segundo lote</b>   | Horizontal 1   | 413                             | 69               | 489                          | 11619                      | 3,248          |
|                       | Horizontal 2   | -                               | 70               | 380                          | 8763                       | 0,057          |
|                       | Horizontal 3   | 419                             | 69               | 474                          | 10665                      | 1,861          |
|                       | Vertical 1     | -                               | 70               | 408                          | 9598                       | 0,186          |
|                       | Vertical 2     | -                               | 59               | 277                          | 6667                       | 0,030          |
|                       | Vertical 3     | -                               | 68               | 389                          | 9379                       | 0,073          |









