

**UNIVERSIDAD TECNICA FEDERICO SANTA MARIA
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA DE MINAS, METALURGIA
Y MATERIALES**



**UNIVERSIDAD TECNICA
FEDERICO SANTA MARIA**

**Evaluación del efecto del calor de aporte en las propiedades
mecánicas de una aleación Al-Si (4047) fabricadas con WAAM**

**Memoria de titulación para optar al título de Ingeniero Civil
Metalúrgico**

Profesora Guía: Karem Tello Araya

**Alexis Antonio Bustos Rivera
2025**



CONSTANCIA DE VALIDACIÓN Y CONFIDENCIALIDAD DE MONOGRAFÍA A REPOSITORIO ACADÉMICO

1.- IDENTIFICACIÓN DEL TRABAJO ACADÉMICO

Tipo de monografía (marcar una opción): Memoria o trabajo de título; Tesis de Postgrado;

Título del trabajo: Evaluación del efecto del calor de aporte en las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si (4047) fabricadas con WAAM

Nombre del candidato(a): Alexis Antonio Bustos Rivera

Carrera / Grado: Ingeniería Civil Metalúrgica

Campus: Casa Central Valparaíso; Departamento: Departamento de ingeniería de minas, metalurgia y materiales

2.- VALIDACIÓN DEL PROFESOR GUÍA/DIRECTOR DE TESIS

Yo, Karem Tello, en mi calidad de profesor(a) guía/director(a) del trabajo académico mencionado anteriormente **DEJO CONSTANCIA** que:

- He revisado esta versión del documento y corresponde a la versión final aprobada del trabajo.
- El trabajo cumple con los requisitos académicos y de formato establecidos por la institución

3.- EVALUACIÓN DE CONFIDENCIALIDAD POR PROPIEDAD INDUSTRIAL

El trabajo **NO contiene información que amerite confidencialidad** y puede ser publicado de inmediato en repositorio con acceso abierto.

El trabajo **CONTIENE** información con potenciales implicancias de propiedad industrial o intelectual y requiere un periodo de confidencialidad (embargo) por:

6 meses; 12 meses; 2 años; 3 años; 5 años; 10 años

Fundamentación de la necesidad de confidencialidad (obligatorio si se solicita embargo):

4.- FIRMAS

Profesor(a) guía o director(a) de memoria o tesis:

Fecha: 06/10/2025; Firma: _____

Estudiante o Candidato(a):

Fecha: 30/09/25

; Firma: _____

Este formulario debe ser insertado como página 2 de la memoria o tesis, completado y firmado por estudiante y profesor(a) antes de la entrega en portal PRISMA de Biblioteca USM.

AGRADECIMIENTOS

Quiero expresar mi más profundo agradecimiento a todas las personas e instituciones que me brindaron su apoyo durante la realización de esta memoria.

En primer lugar, extiendo mi sincera gratitud a mi profesora guía, Karem Tello Araya, por su valiosa orientación, consejos y respaldo a lo largo de todo este proceso. Su dedicación y compromiso fueron esenciales para la culminación exitosa de este trabajo.

También agradezco al Laboratorio de Procesamiento de Materiales, al Laboratorio de Análisis de Materiales y Microscopía, al Laboratorio de Ensayos de Materiales, y al Centro Integrado de Manufactura y Automatización de la UTFSM, por facilitarme las herramientas y el entorno necesarios para llevar a cabo mis investigaciones.

Quiero destacar especialmente el constante apoyo y asesoría de los académicos Felipe Soto y Mauricio Solís de la UTFSM, cuya contribución fue clave en el desarrollo de la parte experimental de este proyecto.

Quiero destacar a mis mascotas, mi perro salchicha Paul, que las incontables noches cuando estaba avanzando en la memoria me acompañaba, él durmiendo en el suelo tapado con su frazada y a mi gato Ezel lleno de energías en las noches me hacía sentir acompañado y a la vez con ánimo para terminar este proceso.

Por último, agradezco profundamente a mi mejor amiga y compañera de vida, Michelle Rancusi. Su amor y compañía incondicional han sido mi refugio en momentos difíciles. Michelle ha sido un pilar fundamental en mi decisión de continuar mis estudios tras obtener mi título de técnico universitario, lo que me permitió aspirar a convertirme en ingeniero civil.

A todos ustedes, gracias de corazón.

RESUMEN

En el Centro Integrado de Manufactura y Automatización (CIMA), se implementó el sistema WAAM para fabricar componentes de aleación aluminio-silicio 4047, utilizando un equipo de soldadura MIG/GMAW acoplado a un robot industrial KUKA. Se produjeron tres piezas con diferentes niveles de aporte térmico: bajo (212.6 J/mm), medio (235.4 J/mm) y alto (267.1 J/mm), las cuales se analizaron mediante curvas de calentamiento y enfriamiento, caracterización metalográfica, cálculos de parámetros de solidificación y mediciones de dureza. Durante el proceso, fue necesario realizar ajustes manuales para regular la temperatura y corregir irregularidades en los cordones, aspectos que podrían optimizarse mediante automatización en futuras investigaciones.

El objetivo de este trabajo es evaluar el efecto del calor de aporte en las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si (4047) fabricadas con WAAM.

El voltaje más alto (16V) proporcionó una distribución térmica más uniforme, mejorando la calidad del cordón. Se observó una evolución microestructural desde estructuras columnares en los primeros cordones hasta estructuras equiaxiales en los superiores debido a cambios en el gradiente térmico y velocidad de solidificación.

El SDAS aumentó progresivamente con el número de cordón y el voltaje aplicado, mientras que la velocidad de enfriamiento disminuyó. Se evidenció una correlación inversa entre SDAS y la velocidad de enfriamiento, donde 14V presentó la mayor velocidad de enfriamiento y el menor SDAS, mientras que 16V mostró la tendencia opuesta.

Los mapas de solidificación indicaron que un mayor gradiente térmico (G) y velocidad de solidificación (R) favorecen estructuras equiaxiales, mientras que valores más bajos de G y R promueven un crecimiento columnar más marcado.

En cuanto a dureza, los valores de macrodureza fueron similares en todas las muestras, mientras que la microdureza mostró mayores valores en 14V (85.4 HV), en concordancia con su menor SDAS. Se concluye que un menor SDAS mejora la resistencia y dureza, mientras que un mayor SDAS (16V) favorece la ductilidad.

ABSTRACT

At the Integrated Manufacturing and Automation Center (CIMA), the WAAM system was implemented to manufacture 4047 aluminum-silicon alloy components using a MIG/GMAW welding machine coupled to a KUKA industrial robot. Three parts were produced with different heat input levels: low (212.6 J/mm), medium (235.4 J/mm), and high (267.1 J/mm). These parts were analyzed using heating and cooling curves, metallographic characterization, solidification parameter calculations, and hardness measurements. During the process, manual adjustments were required to regulate the temperature and correct irregularities in the weld beads, aspects that could be optimized through automation in future research.

The objective of this work is to evaluate the effect of heat input on the mechanical properties of an Al-Si (4047) alloy manufactured with WAAM.

The higher voltage (16 V) provided more uniform heat distribution, improving weld bead quality. A microstructural evolution was observed from columnar structures in the first beads to equiaxed structures in the upper beads due to changes in the thermal gradient and solidification rate.

The SDAS progressively increased with bead number and applied voltage, while the cooling rate decreased. An inverse correlation was evident between SDAS and cooling rate, with 14V having the highest cooling rate and the lowest SDAS, while 16V showed the opposite trend.

The solidification maps indicated that a higher thermal gradient (G) and solidification rate (R) favor equiaxed structures, while lower G and R values promote more pronounced columnar growth.

Regarding hardness, macrohardness values were similar in all samples, while microhardness showed higher values in 14V (85.4 HV), consistent with its lower SDAS. It is concluded that a lower SDAS improves strength and hardness, while a higher SDAS (16V) favors ductility.

TABLA DE CONTENIDOS

AGRADECIMIENTOS	ii
RESUMEN	iii
ABSTRACT	iv
TABLA DE CONTENIDOS	v
CAPÍTULO 1. ANTECEDENTES BIBLIOGRÁFICOS	1
1.1. Introducción	1
1.2. El proceso WAAM.....	4
1.3. Calor de aporte	6
1.4. Solidificación en WAAM.....	8
1.5. Ciclo térmico.....	12
1.6. El material de aporte.....	16
1.7. Objetivos.....	21
1.7.1. Objetivo general	21
1.7.2. Objetivos Específicos	21
CAPÍTULO 2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.....	22
2.1 Disposición de materiales	22
2.2 Sistema WAAM y equipos	22
2.3 Calibración de equipos y ajustes	24
2.4 Pruebas Preliminares.....	27
2.5 Parámetros de fabricación	28
2.6 Fabricación de placas.....	29
2.7 Análisis	31
CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	33
3.2 Curvas de corriente.	34
3.3 Curvas de calentamiento y Enfriamiento.....	35
3.4 Cámara termográfica	43
3.5 Caracterización metalográfica.....	45
3.6 Dendritas secundarias	51
3.7 Parámetros de solidificación experimentales	53
3.8 Dureza.....	59
3.9 Discusión y Recomendaciones	62

CONCLUSIONES..... 65
REFERENCIAS..... 69
ANEXO 1: Programación del Robot KUKA para la fabricación de placas con WAAM..... 72

CAPÍTULO 1. ANTECEDENTES BIBLIOGRÁFICOS

1.1. Introducción

La manufactura aditiva, conocida en forma abreviada como AM (en inglés, Additive Manufacturing), ha emergido como una técnica revolucionaria para la fabricación de componentes tridimensionales y prototipado rápido. Esta tecnología ha transformado la fabricación industrial al introducir un método que construye objetos capa por capa, utilizando diseños digitales CAD como base. A diferencia de los métodos tradicionales de manufactura sustractiva, la AM ofrece posibilidades de diseño mucho más versátiles y permite crear geometrías complejas que serían difíciles o imposibles de producir con técnicas convencionales.

Los distintos tipos de manufactura aditiva se distinguen principalmente por tres aspectos fundamentales: el material utilizado, el método de formación de capas y la técnica de unión entre ellas. Estas tecnologías pueden categorizarse según variables como el estado físico del material de construcción (líquido, sólido, pastoso o como partículas suspendidas), las condiciones de temperatura durante el proceso, y los requerimientos de atmósferas especiales, entre otros parámetros técnicos.

Entre las principales tecnologías de AM se encuentran: el modelado de deposición fundida (Fused Deposition Modelling, FDM), la fusión de lecho de polvo (Powder Bed Fusion, PBF), la impresión por inyección de tintas (Inkjet Printing), la estereolitografía (Stereolithography, SLA), la deposición de energía directa (Direct Energy Deposition, DED) y la manufactura de objetos laminados (Laminated Object Manufacturing, LOM) [1].

En el campo específico de la manufactura aditiva metálica, destacan dos tecnologías principales: la deposición directa de energía (DED) y la fusión de lecho de polvo (PBF). Ambas tecnologías han demostrado ser especialmente útiles para trabajar con aleaciones de titanio, níquel, aceros inoxidables y aluminio, siendo particularmente relevantes en aplicaciones aeroespaciales [1].

La tecnología DED funciona mediante una fuente de energía que puede ser láser, arco eléctrico o haz de electrones que funde simultáneamente tanto el material de aporte como

una pequeña zona del sustrato, permitiendo la unión entre capas durante la solidificación. Esta técnica engloba diversas variantes tecnológicas como el modelado de red diseñado con láser (Laser Engineered Net Shaping, LENS), conformado de sólidos con láser (Laser Solid Forming, LSF), la fabricación de luz dirigida (Directed Light Fabrication, DLF), la deposición directa de metal (Direct Metal Deposition, DMD) y la manufactura aditiva por arco eléctrico con material de aporte (Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM).

Las ventajas significativas del DED incluyen sus altas velocidades de impresión, su capacidad para trabajar con grandes volúmenes y su compatibilidad con procesos de manufactura tradicionales como el mecanizado. Además, su característica distintiva de no requerir lecho de polvo la hace especialmente adecuada para la reparación y reacondicionamiento de componentes grandes. Sin embargo, comparada con PBF, ofrece menor precisión y calidad superficial, lo que puede limitar la complejidad de las piezas producidas.

La manufactura aditiva por arco con alambre (WAAM, por sus siglas en inglés) representa una tecnología específica dentro de la familia DED, orientada a la producción de componentes metálicos de gran escala. El proceso combina la alimentación de alambre metálico con una fuente de energía basada en soldadura por arco eléctrico, permitiendo la deposición controlada de material capa por capa.

A diferencia de otras tecnologías de impresión 3D que emplean polvos metálicos o filamentos poliméricos, WAAM utiliza un alambre metálico como material de aporte. Este alambre se funde mediante un arco eléctrico, generando altas temperaturas localizadas que permiten la fusión y solidificación del material sobre un sustrato. De esta forma, la pieza se construye progresivamente hasta alcanzar la geometría final deseada.

El proceso WAAM involucra generalmente los siguientes pasos: primero, la creación de un modelo en CAD (Computer Aided Design); segundo, el procesamiento del modelo a través de un software slicer que convierte el diseño 3D en trayectorias de deposición y genera el código con los parámetros de proceso optimizados; luego, la selección del tipo de fuente de calor frecuentemente GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), PAW (Plasma Arc Welding) o GMAW (Gas Metal Arc Welding); posteriormente, la deposición del material seleccionado

siguiendo las instrucciones generadas por el slicer; y finalmente, el procesamiento de terminación posterior (mecanizado, tratamiento térmico u otros).

Las variables de proceso más importantes en WAAM son el voltaje (V), la corriente (I) y la velocidad de avance (v), con las cuales se puede determinar el calor de aporte (Heat Input, HI). Este parámetro representa el calor necesario para fundir el material y genera ciclos térmicos que repercuten directamente en la microestructura de solidificación y, como consecuencia, en las propiedades mecánicas finales del componente.

En Chile, la tecnología WAAM se ha convertido en una técnica prometedora para la producción de piezas metálicas complejas con alta eficiencia y menor costo [2]. Particularmente, la aleación de Al-Si es una de las aleaciones más utilizadas en la industria aeroespacial debido a su alta resistencia y baja densidad, aunque la comprensión de la evolución de la microestructura de las piezas de aleación Al-Si fabricadas con WAAM aún requiere mayor investigación.

La investigación actual en WAAM se centra en definir parámetros óptimos de operación, obtener propiedades mecánicas confiables para sus aplicaciones y comprender la formación de microestructuras para los distintos materiales procesados con este método.

Este trabajo tuvo como objetivo analizar la relación del efecto del calor de aporte (HI) entre el gradiente de temperatura del líquido y la tasa de crecimiento; relacionar estos parámetros con la evolución microestructural de solidificación de la aleación aluminio-silicio; y finalmente, establecer una relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas de las muestras fabricadas mediante WAAM.

Para lograr estos objetivos, se utilizó un sistema WAAM ya implementado, fabricando piezas de aleación de aluminio-silicio a través de un trabajo colaborativo entre el Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales y el Centro Integrado de Manufactura Avanzada, ambos pertenecientes a la Universidad Técnica Federico Santa María.

Se fabricaron tres piezas mediante WAAM, cada una producida con diferentes parámetros de proceso. Manteniendo una velocidad de avance constante, se varió el calor de aporte

con valores de 213, 235 y 267 [J/mm] respectivamente. Cada experimento consistió en 10 cordones de soldadura apilados consecutivamente, monitoreando los ciclos térmicos tanto del metal líquido como del sólido mediante cámara termográfica y termocuplas. Posteriormente, se realizaron cortes transversales de cada pieza para su análisis metalográfico, cuantificación de las distancias de los brazos de las dendritas secundarias, cálculo de los parámetros de solidificación, y determinación de las propiedades mecánicas mediante ensayos de macrodureza y microdureza; con el fin de analizar las tendencias observadas en función de los parámetros de proceso aplicados.

1.2. El proceso WAAM

Uno de los procesos que se destaca principalmente es la técnica WAAM que utiliza como fuente de calor un arco eléctrico, generando una eficiencia de fusión alta; lo anterior radica en un alto calor de aporte hacia la pieza a fabricar que esto influye totalmente en cambios en la microestructura, manifestándose en la modificación del tamaño de grano, la morfología y espaciado dendrítico, la formación de fases, y los gradientes térmicos que afectan directamente las propiedades mecánicas finales del componente. Estos cambios microestructurales son consecuencia de los ciclos térmicos repetitivos inherentes al proceso, donde cada cordón depositado actúa como un tratamiento térmico sobre las capas previamente depositadas, generando zonas de recalentamiento que pueden alterar la estructura cristalina, promover el crecimiento de grano y modificar las transformaciones de fase, resultando diferentes microestructuras a lo largo de la altura de la pieza fabricada. La Figura 1 presenta un esquema del proceso WAAM, en el cual un arco eléctrico, generado entre el alambre de alimentación y la pieza en fabricación, funde dicho alambre y lo deposita en capas sucesivas de material. Cada una de estas capas puede estar compuesta por varios cordones de soldadura que, en conjunto, conformarán la estructura final del componente [3].

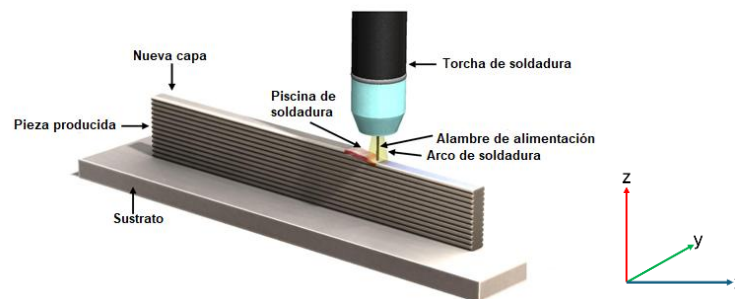


Figura 1. Esquema WAAM Adaptado de [4]

Según la naturaleza de la fuente de calor, los diferentes tipos de procesos WAAM pueden consistir en: soldadura por arco metálico protegido por gas (Gas Metal Arc Welding, GMAW), soldadura por arco de tungsteno protegido por gas (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW) y soldadura por arco plasma (Plasma Arc Welding, PAW).

La tasa de deposición de material del proceso GMAW es más alta comparada con otros procesos WAAM, siendo esta una ventaja crítica para aplicaciones industriales. GMAW es ampliamente utilizado para procesos WAAM hoy en día comparado con otros procesos WAAM debido a su mayor tasa de deposición de material, alta utilización de material y menor tiempo de entrega.[5]

Entre varios procesos AM, la manufactura aditiva por arco con alambre (WAAM) ha adquirido mayor reconocimiento debido a su eficiencia sin igual y beneficios que principalmente comprenden altas tasas de deposición (1-10 kg/h versus 0.01-0.1 kg/h de otras tecnologías AM), mayor eficiencia de material con aprovechamientos superiores al 90%, menor tiempo de entrega al eliminar herramientas específicas, mejor rendimiento de componentes debido a la microestructura refinada, y costos de inventario reducidos mediante producción bajo demanda. El costo inicial de PAW es muy alto comparado con GMAW y GTAW (3-5 veces mayor), lo que hace que GMAW sea más atractivo económicamente para implementaciones industriales.[5]

En GMAW demuestra particular eficacia para aleaciones de aluminio y acero. La soldadura MIG es ideal para superficies hechas de acero carbón, inoxidable, aluminio o bronce al silicio. En sus primeras aplicaciones comerciales, el proceso fue usado para soldar aluminio con un gas de protección inerte, estableciendo una base sólida para aplicaciones con estas aleaciones.[6]

Por otra parte, los procesos GTAW y PAW son los más adecuados para las piezas de titanio debido a sus características específicas de control de atmósfera protectora y precisión en el aporte térmico, factores críticos para evitar la contaminación del titanio durante el procesamiento. Debido a la alta reactividad del titanio con el oxígeno, es importante realizar la soldadura en una atmósfera inerte para evitar la oxidación.[7] Los metales reactivos incluyendo el titanio se oxidan fácilmente y deben ser protegidos de la atmósfera durante los procesos de Manufactura Aditiva [8]. Sin embargo, estos procesos presentan desafíos

significativos en su implementación práctica. Es importante mencionar que el sistema de alimentación del alambre en GTAW requiere configuraciones externas adicionales y no viene integrado directamente en la antorcha como en GMAW, en WAAM basado en GTAW, un arco eléctrico se genera entre un electrodo de tungsteno no consumible y el material del sustrato para la generación de calor [5]. La sincronización entre la alimentación del alambre, la trayectoria del proceso y la programación robótica se vuelve considerablemente más compleja. Varios grupos de investigación han investigado el proceso WAAM usando GMAW, GTAW o PAW como fuente de calor [5], lo que requiere sistemas de control más sofisticados para mantener la estabilidad del proceso y la calidad dimensional.

La selección del proceso WAAM influye directamente en la tasa de deposición, tiempo consumido, y la selección de condiciones de procesamiento para un material dado, siendo GMAW la opción preferida cuando se requieren altas tasas de producción y eficiencia operacional.

En este trabajo de memoria se utilizará el proceso WAAM utilizando el proceso de soldadura GMAW debido a que su implementación en la industria y en las universidades es relativamente sencilla, ya que solo se requiere una máquina GMAW, idealmente con control sobre el calor de aporte y diseñada para trabajar con un robot una máquina CNC de 3 ejes.

En Chile, diversas empresas ya emplean procesos de soldadura para la recuperación y reparación de piezas en sectores como la minería, la energía y la industria naval, lo que implica que, de alguna manera, han incorporado una variante del proceso WAAM. Esto evidencia que tanto la industria como el ámbito académico en Chile tienen un gran potencial para la adopción de WAAM en la fabricación de componentes para estos sectores.

1.3. Calor de aporte

El calor de aporte o también llamado Heat input (HI) es una de las variables importantes que influyen en la microestructura y, como consecuencia, en las propiedades mecánicas de un cordón de soldadura o de una pieza fabricada con WAAM. Esta variable se refiere a la cantidad de calor necesario para fundir una pieza por unidad de longitud. Lo anterior depende del voltaje (V), la corriente (I), la velocidad de avance de la torcha (v) y la eficiencia de la

transferencia de calor desde el arco eléctrico hacia el metal (η). Por lo tanto, el aporte calórico va a depender del tipo de proceso que se emplea en la soldadura [9].

Las tres primeras variables están relacionadas a través del calor de aporte por unidad de longitud de material depositado dada por la ecuación (1) [10]:

$$HI = \eta \frac{VI}{v} \quad (1)$$

La eficiencia del proceso GMAW, representada por el valor η , suele estar en un rango del 80% al 90%, lo que lo convierte en un proceso de alta eficiencia y productividad. Sin embargo, esto se traduce en una elevada transferencia de calor al material base o sustrato resultando en un alto calor de aporte. Afortunadamente, el nivel de aporte térmico puede regularse ajustando principalmente parámetros como el voltaje del arco y la velocidad de pasada. La Figura 2(a) presenta un esquema comparativo de distintos procesos de soldadura que se diferencian por su densidad de potencia de la fuente de calor. Podemos observar que los procesos por arco eléctrico se caracterizan por tener una densidad de potencia intermedia resultando en un nivel de calor de aporte hacia el sustrato relativamente alto comparado con procesos que utilizan láser o haz de electrones como fuentes de calor. Además, en la Figura 2(b) se observa que la productividad y la inversión de capital son atractivos desde el punto de vista industrial; Sin embargo, el alto aporte calórico característico de este método puede generar desafíos en el control de la geometría y en la selección del sustrato, desencadenando distorsiones en los cordones. En el proceso conduce a defectos significativos como alta tensión residual y distorsión [11], confirmando los desafíos específicos del control geométrico. Según la literatura específica que en WAAM confirma que se han investigado los efectos del calentamiento y enfriamiento del sustrato en la geometría del cordón en WAAM y su correlación con la velocidad de enfriamiento evidenciando que la selección y preparación del sustrato es crítica para controlar las distorsiones.[11]

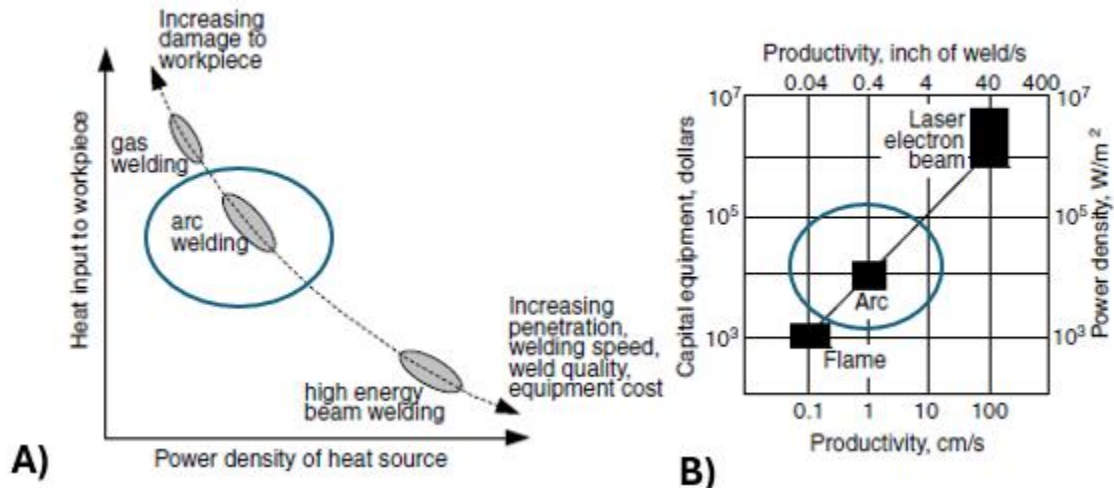


Figura 2.(a) Cambio en la densidad de potencia de la fuente de calor en relación con el aporte térmico a la pieza. (b) Análisis comparativo de los procesos de soldadura considerando el costo del equipamiento, la densidad de potencia y la productividad [10].

1.4. Solidificación en WAAM

Las morfologías de solidificación obtenidos durante el proceso WAAM dependen de varios factores entre los que se encuentran el gradiente de temperatura en el líquido (G_L [°C/mm]) y de la tasa de avance de la interfase S/L (R [mm/s]) [10]. La ecuación (2) constituye el criterio de estabilidad para el frente de solidificación. Si la condición no se cumple, aparece el sobreenfriamiento constitucional, que significa que el líquido frente al sólido contiene más soluto y, por lo tanto, su punto de fusión es más bajo. Esto hace que ese líquido tenga que enfriarse más de lo normal para poder solidificar, provocando un crecimiento inestable y la aparición de estructuras dendríticas. Esta inestabilidad conduce a la formación de morfologías celulares o dendríticas, cuya presencia es característica en procesos WAAM, donde la combinación de elevados gradientes térmicos y altas velocidades de solidificación influyen directamente en la microestructura final y, por ende, en las propiedades mecánicas del material. [12]

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D_L} \quad (2)$$

La ecuación anterior involucra el G , R , el rango de temperaturas en que ocurre la solidificación (ΔT) y el coeficiente de difusión del soluto D_L . Esta relación determina la morfología de solidificación durante la soldadura, en donde:

- $G/R > \Delta T/D_L$: Interfase estable (planar)
- $G/R = \Delta T/D_L$: Estabilidad marginal (punto crítico)
- $G/R < \Delta T/D_L$: Interfase inestable (celular/dendrítica)

En la industria de baterías, controlar la forma en que se deposita el litio metálico es esencial. Durante la carga y descarga, el litio puede acumularse de manera irregular, generando dendritas que atraviesan el electrolito y provocan cortocircuitos, sobrecalentamiento o incendios. Para evitar estos riesgos, se busca que el litio se deposite de forma uniforme y con una interfaz plana, sin protuberancias. De esta manera, las baterías resultan más seguras, duraderas y con mayor capacidad, un aspecto clave en el desarrollo de nuevas tecnologías como las baterías de litio-metal y estado sólido.

La estabilidad marginal representa el balance perfecto entre gradiente térmico con la velocidad de crecimiento y difusión de soluto. En este punto crítico, la interfase está en el umbral de volverse inestable, lo que la convierte en una herramienta predictiva fundamental para el control de procesos de solidificación rápida como WAAM.

Adicionalmente, la ecuación (3) establece la relación entre la velocidad de avance de la torcha con la velocidad de avance de la interfase S/L en soldadura. Esta ecuación establece que la tasa de crecimiento dependerá de la velocidad de avance de la torcha (v) y el ángulo α que corresponde al ángulo que se forma entre el vector asociado a la dirección de avance de la torcha y el vector normal a la superficie de la interfase S/L. En la Figura 3 se esquematiza la relación entre estos vectores en varias posiciones sobre la interfase S/L. Por ejemplo, en la línea central del cordón de soldadura (centerline) el ángulo entre el vector de dirección de avance y el vector normal de la superficie S/L es cero ($\alpha=0^\circ$), por lo tanto, la tasa de crecimiento de la interfase en la línea central alcanza el valor máximo de $R=v$, en cambio, en la periferia de la piscina líquida el ángulo entre los dos vectores de interés es de 90° , por lo tanto, $R=0$ (mínimo). Cabe considerar que esto dependerá de las condiciones térmicas locales.

$$R = v \cos \alpha \quad (3)$$

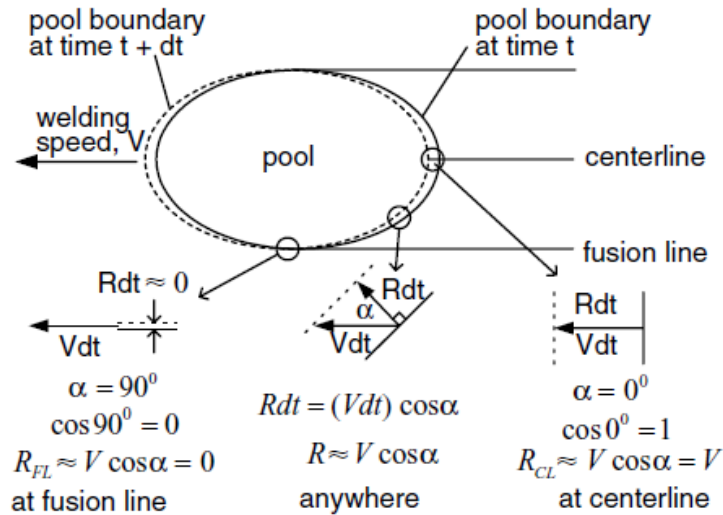


Figura 3. variación de la tasa de crecimiento a lo largo del límite de la piscina de soldadura [10].

La Figura 4 presenta un esquema de la relación que existe entre el gradiente de temperatura en el líquido (G_L) y la velocidad de avance de la interfase S/L (R). En esta figura presenta 4 zonas que corresponden a morfologías que se pueden obtener durante la solidificación; por ejemplo, a altos valores de G_L y bajos valores de R el líquido puede solidificar con una interfase plana, existe un gradiente de líquido crítico que demarca el término de la estabilidad de la interfase S/L dando como resultado la aparición de una interfase celular. Si G_L y R se reducen a valores intermedios, es posible la solidificación con morfología dendrítica (común es la solidificación en condiciones normales de un líquido en un lingote). Otro aspecto importante que entrega este diagrama es el tamaño de la microestructura que se puede obtener durante la solidificación ya sea gruesa o fina a través del producto $GL \times R$.

Se observa que se obtienen microestructuras gruesas si el producto $GL \times R$ se encuentra en el extremo superior derecho del diagrama, mientras que se obtendrán microestructuras finas y el producto $GL \times R$ se encuentra en el extremo inferior izquierdo del diagrama.

El resultado de esta última relación determina la velocidad de enfriamiento (Cooling Rate \dot{T} [$^{\circ}C/s$]) [13]. La velocidad de enfriamiento en los materiales también se puede estimar a través del espaciado entre brazos de dendritas secundarias (Secondary Dendrite Arm Spacing λ_2) en el caso de tener morfología dendrítica [14].

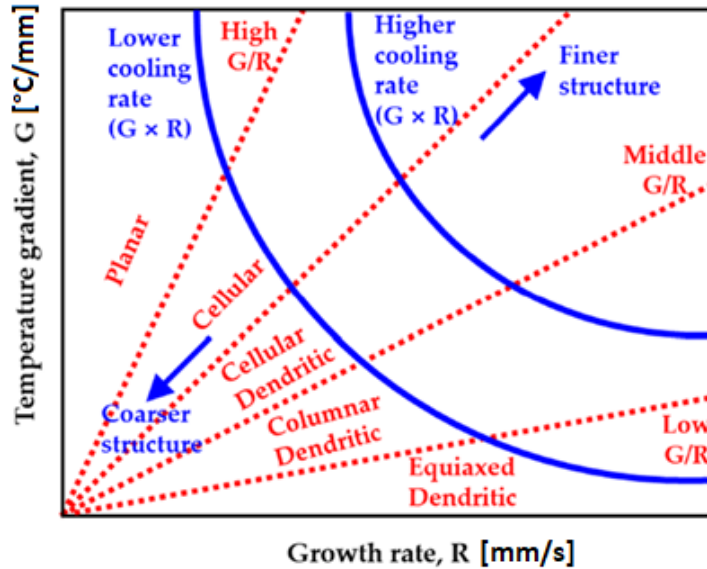


Figura 4. Relación entre el gradiente de temperatura en el líquido y la velocidad de avance de la interfase S/L que permite estimar la morfología y el tamaño de la microestructura que se desarrolla durante solidificación [10].

Heard et al. [15] encontraron una relación entre la tasa de enfriamiento (\dot{T}) durante solidificación con el espaciado secundario entre dendritas dada por la ecuación 4, en donde B y n son constantes que dependerá del material.

$$\dot{T} = \left(\frac{B}{\lambda_2}\right)^{\frac{1}{n}} \quad (4)$$

Esta investigación busca evaluar la viabilidad del proceso de soldadura CSC-MIG (Controlled Short Circuit Metal Inert Gas) para fabricación aditiva de componentes Al-Si, investigando la microestructura y propiedades mecánicas. En base a lo anterior se fabricaron 3 piezas con técnicas diferentes con un rango de 3 a 4 capas de cordones para su construcción, utilizando el mismo material de aporte Al-Si 4047. En la Figura 5 se observa la metalografía con una técnica destacando una estructura dendrítica muy fina con un rango de espaciado interdendriticos de un rango entre 3.5 a 6.6 [um], el punto negro en la Figura 5 corresponde a porosidad interna del material, causada por atrapamiento de gases (especialmente hidrógeno), solidificación rápida y variaciones térmicas propias del proceso CSC-MIG. Estos poros son inevitables en cierta medida, y en el artículo reportan un nivel cercano al 2% de porosidad promedio en las muestras. La dureza se encontró constante en toda la altura del componente de forma libre alrededor de (70 HV), y también es crucial

usar pausas de enfriamiento entre capas para mantener la calidad y la deposición continua sin pausas causaba acumulación de calor y deterioro de la microestructura.

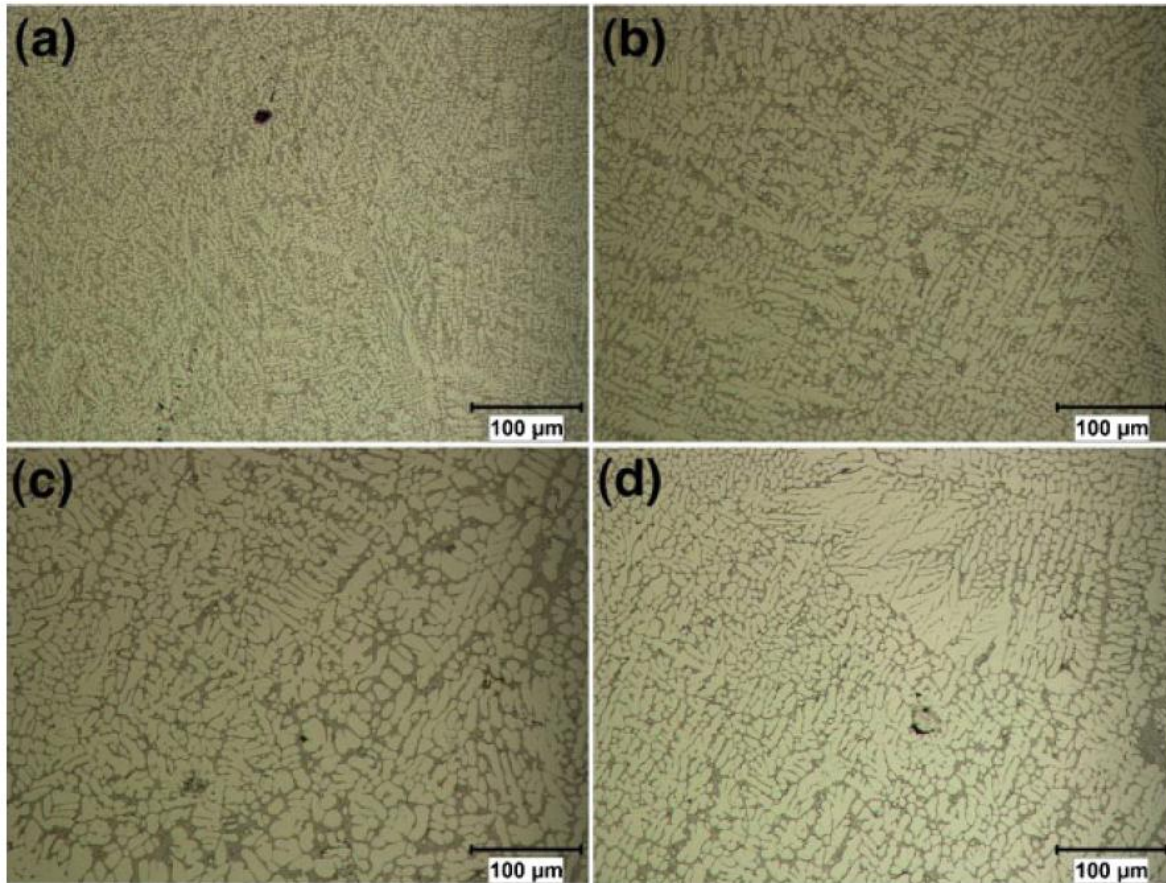


Figura 5. Ejemplo de fabricación de estudio con técnica libre (Lateral Freeforming). (a) 1 capas; (b) 2 capas; (c) tercera capa y (d) cuarta capa [15]

1.5. Ciclo térmico

El ciclo térmico corresponde a la respuesta térmica de un material sometido a una fuente de calor durante los procesos de soldadura, manufactura aditiva, tratamiento térmico y fundición. Esta respuesta térmica afecta las microestructuras, las propiedades mecánicas y el estado de esfuerzos residuales en el material que se está fabricando. En WAAM se ha observado que, al aumentar el número de capas, existe un calor almacenado que afecta el proceso; ya que, una mayor temperatura entre pasadas provoca una solidificación retardada del baño de fusión, lo que da como resultado una altura de depósito reducida y un ancho mayor en los cordones de soldadura, efecto asociado a la

pérdida de estabilidad geométrica del material fundido, que tiende a fluir lateralmente sobre la superficie en lugar de mantener una acumulación controlada [16].

Una forma para medir los ciclos térmicos es mediante un pirómetro acoplado al equipo WAAM. Vinicius et al. [17] analizaron la estrategia de monitoreo de los ciclos térmicos entre capas para aumentar la calidad en WAAM. Se afirmó que la opción más recomendable es posicionar el pirómetro lateral (Sideward Pyrometer) para este proceso, como se visualiza en la Figura 6, esto se debe al control de la fabricación de la pieza, ya que reduce la influencia de fluctuaciones térmicas y proporciona una medición más representativa y menor variabilidad de la temperatura real en el proceso.

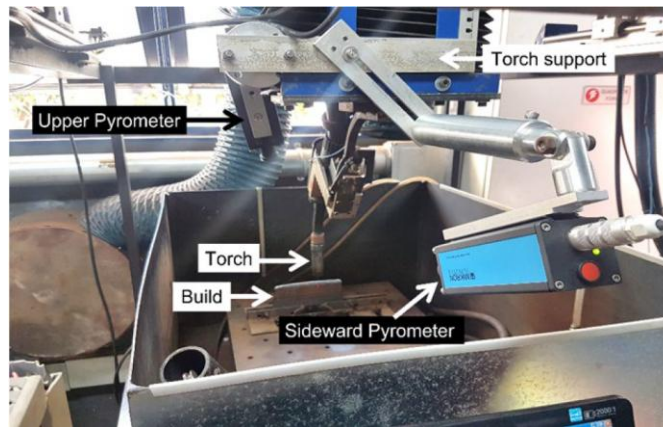


Figura 6. Estrategias de medición de la temperatura entre capas; Estrategia superior; y estrategia lateral [17].

En el estudio de Jaewoong et al. [18] se investiga el proceso de fabricación aditiva por arco con alimentación de alambre (WAAM) utilizando otra tecnología de Cold Metal Transfer (CMT) y acero inoxidable 316L. El enfoque principal del estudio es desarrollar un mapa de solidificación para predecir y controlar la microestructura del depósito, la cual se realizó un experimento basado en 10 cordones en circuito Zig-Zag, con una velocidad de avance de 8.3 [mm/s], un voltaje de 11.2 [V], una corriente de 120 [A], generando un aporte calórico de 130 [J/mm]. Se midió la temperatura durante la deposición en base a un pirómetro para registrar el perfil térmico del depósito en tiempo real, donde los resultados se midieron en un punto fijo del depósito para analizar la acumulación de calor. Además, se desarrolló un modelo numérico para simular los parámetros de solidificación (G y R), generando la transferencia de calor como se ilustra en la Figura 7.

El modelo fue validado comparando los datos simulados, obteniéndose un error del 4,4%. Se determinó que el aumento del número de capas reduce el gradiente de temperatura (G) debido a la acumulación de calor, lo que favorece la formación de microestructuras de mayor tamaño, caracterizadas por un incremento en el tamaño de grano y en el espaciamiento dendrítico secundario (SDAS).

Las imágenes de la microestructura del depósito, correspondientes a la primera, quinta, novena y décima capa, muestran una mezcla de ferrita con morfología columnar en las primeras capas y dendritas columnares en las últimas, como se ilustra en la Figura 8. Esto se debe a que en las capas inferiores la disipación de calor hacia el sustrato es más eficiente, generando gradientes térmicos elevados y, por tanto, dendritas pequeñas y bien definidas. En contraste, en las capas superiores, la acumulación progresiva de calor disminuye G , promoviendo dendritas más gruesas con mayor espaciamiento entre brazos dendríticos secundarios (SDAS). Este crecimiento dendrítico más desarrollado corresponde a condiciones de solidificación más lentas, produciendo microestructuras menos refinadas y, generalmente, propiedades mecánicas inferiores en términos de dureza y resistencia.

Cabe destacar, que a la vez se midieron los espacios de los brazos de las dendritas secundarias (SDAS) que fueron aumentando progresivamente al aumentar las capas del depósito. Todo lo anterior generó un mapa de solidificación que correlaciona los parámetros G y R con la morfología de la microestructura, donde el G/R define si la estructura será dendrítica columnar o equiaxial como se ilustra en la Figura 9.

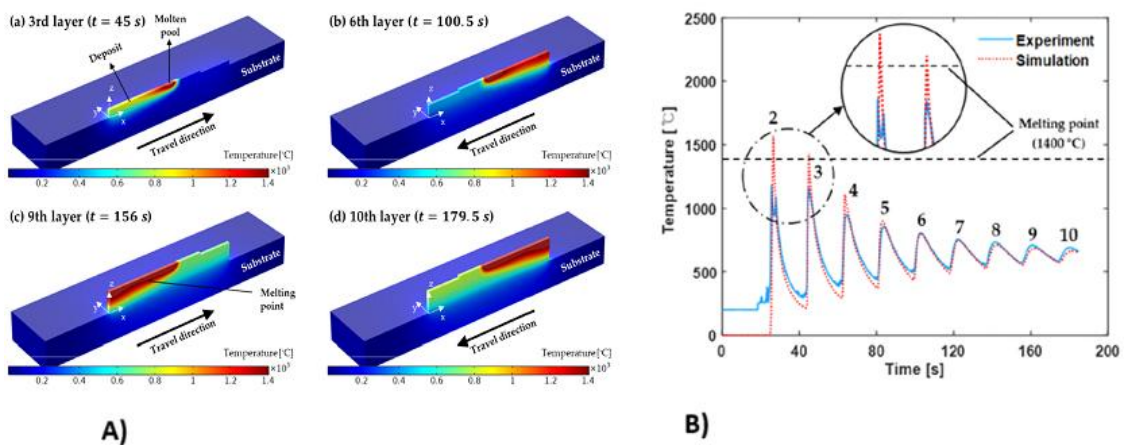


Figura 7. (a) Distribución de temperaturas del depósito para las diferentes capas en la simulación WAAM; (b) comparación de perfiles de temperatura simulados y experimentales [18].

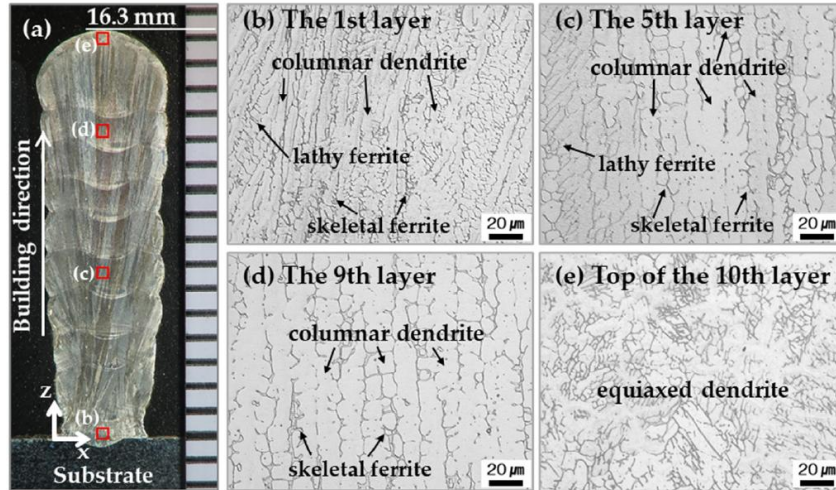


Figura 8. Microestructura del depósito; (a) sección transversal del depósito; (b) imágenes de microscopía óptica de la primera capa; (c) quinta capa; (d) novena capa y (e) decima capa [18].

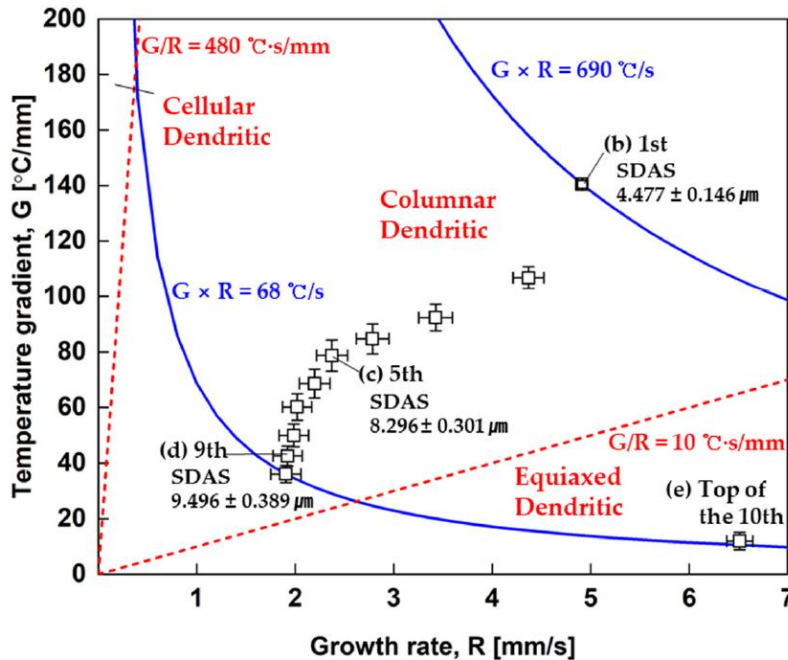


Figura 9. Mapa de solidificación [18].

En general este estudio anterior proporciona una base para mejorar el control del proceso WAAM mediante la predicción precisa de la evolución térmica y la microestructura del material. Evidencia que una acumulación de calor afecta directamente la morfología del depósito y un mapa de solidificación es una herramienta útil para controlar la microestructura y mejorar las propiedades mecánicas del material [18].

1.6. El material de aporte

Con el desarrollo de la tecnología WAAM el aluminio y sus aleaciones se utilizan ampliamente como materiales de base metálica debido a sus excelentes propiedades físicas como baja densidad, excelente resistencia a la corrosión, buenas propiedades mecánicas, alta conductividad térmica, entre otras [19].

Por lo tanto, la aplicación de WAAM para aleaciones de aluminio, es importante controlar los parámetros de operación, el tipo de fuente de calor y alambres del electrodo, la evolución de defectos y microestructura; y, por ende, sus propiedades mecánicas.

Con respecto a las aleaciones de aluminio se han realizado varios ensayos de fabricación para diversas series de aleaciones de aluminio como, Aluminio-Cobre (2xxx), Aluminio-Silicio (4xxx) y Aluminio-Magnesio (5xxx). Esta tecnología es comercialmente justificable para piezas complejas con paredes grandes y delgadas, ya que el costo de mecanizado convencional es bastante bajo para componentes simples y pequeños. El principal defecto en el depósito es la porosidad, donde con una buena combinación en parámetros operativos y los alambres de materia prima de buena calidad pueden eliminar este problema [3].

También la investigación de Haselhuhn et al. [20] realizó experimentos con diferentes materiales depositados de aleación de aluminio WAAM, como ER1100, ER4043, ER4943, ER4047 y ER5356. Este estudio concluyó que, al considerar la resistencia y la porosidad, la serie 4000 mostro mejores rendimientos que otras series.

La investigación de Chuanchu et al. [21] estudió el efecto del aporte de calor en las aleaciones Aluminio-Magnesio (ER5356) en WAAM con el método de transferencia de metal en frío, la cual realizó 6 codones con diferentes velocidades de avance y velocidades de alimentación de alambre.

En la Figura 10 se observaron poros, grietas y límites de las capas, dependiendo de la entrada de calor. Este señala que el tamaño de grano aumenta a medida que crece la velocidad de alimentación y a su vez, la velocidad de avance, lo que gatilla una disminución en el calor de aporte, provocando una solidificación más rápida. Los resultados de microdureza que se obtuvieron se ilustran en la Figura 11 donde se observa que al calentar

la pieza se generan granos más grandes (columnares), pequeños poros y grietas, dando como resultado una microdureza más baja.

Asimismo, variando la velocidad de alimentación del alambre la dureza promedio disminuye de un 76 [Hv] a 70 [Hv] con Heat Input altos. Por el contrario, variando la velocidad de avance la dureza promedio disminuye en 2 [Hv] con Heat Input bajos; sin embargo, no existe una variación significativa en la microdureza.

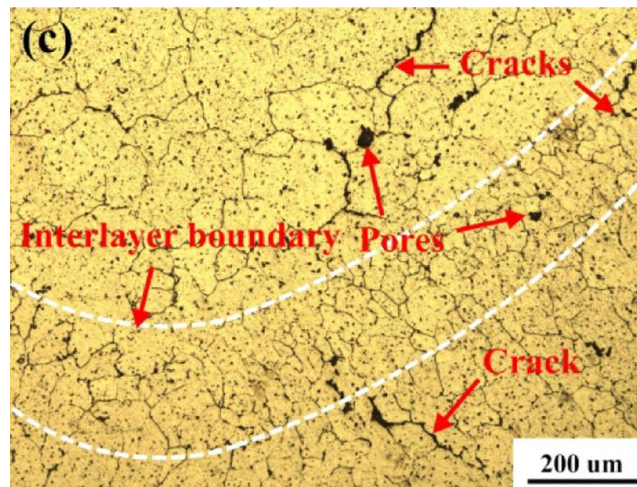


Figura 10. Metalografía de la muestra con grietas, poros y límite entre capas [21].

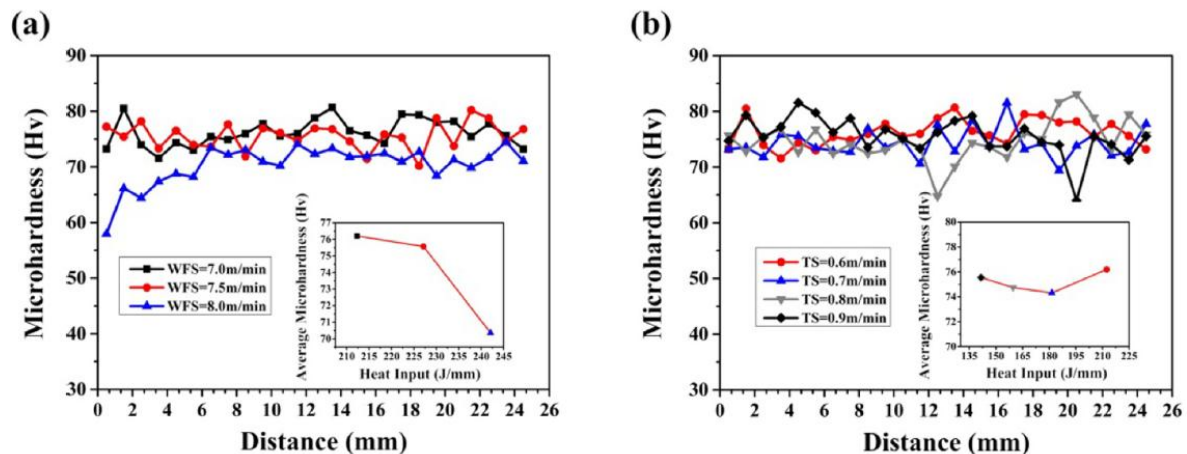


Figura 11. a) Microdureza a diferentes velocidades de alimentación de alambre. (b) Microdureza a diferentes velocidades de avance [21].

Para esta investigación se seleccionó la aleación Al-Si 4047, un material ampliamente utilizado en la industria por su baja contracción, buena fluidez y escasa tendencia al agrietamiento en caliente. Sin embargo, su alta porosidad y acumulación térmica pueden

generar colapso en los cordones durante la solidificación. Al estar cercana al eutéctico del sistema Al-Si, la aleación presenta un intervalo de solidificación estrecho, lo que significa que la diferencia entre las temperaturas de liquidus y solidus es pequeña, de modo que la solidificación ocurre en un rango de temperatura muy corto. Esto provoca que las fases principales, aluminio rico en Al (α) y silicio secundario (Si), se formen casi simultáneamente, dando lugar a una microestructura fina y relativamente homogénea. No obstante, esta solidificación rápida también hace que la aleación sea más sensible a defectos internos como porosidad y colapso si la disipación de calor no es adecuada, ya que no existe un intervalo amplio de coexistencia líquido-sólido que permita liberar gases o alimentar la contracción. Además, la morfología de las fases dependerá del gradiente térmico y la tasa de solidificación: gradientes altos y solidificación rápida generan α fina con partículas de Si bien dispersas, mientras que condiciones de solidificación más lentas favorecen dendritas gruesas y mayor espaciamiento entre ellas, acentuando la formación de poros y debilitando la estructura final. Se puede visualizar en tabla la composición química [22] evidenciado en la Tabla 1. De acuerdo con el diagrama binario de la aleación que se observa Figura 12, existe un trazo que indica en donde se encuentra el material de aporte cerca del eutéctico de la aleación.

Tabla 1. Composición química del metal depositado [22].

Composición química típica del metal depositado (wt%)								
Nombre	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ti	Zn	Al
ER 4047	11-13	≤0,6	≤ 0,3	≤ 0,1	≤ 0,15	≤ 0,15	≤ 0,2	Balance

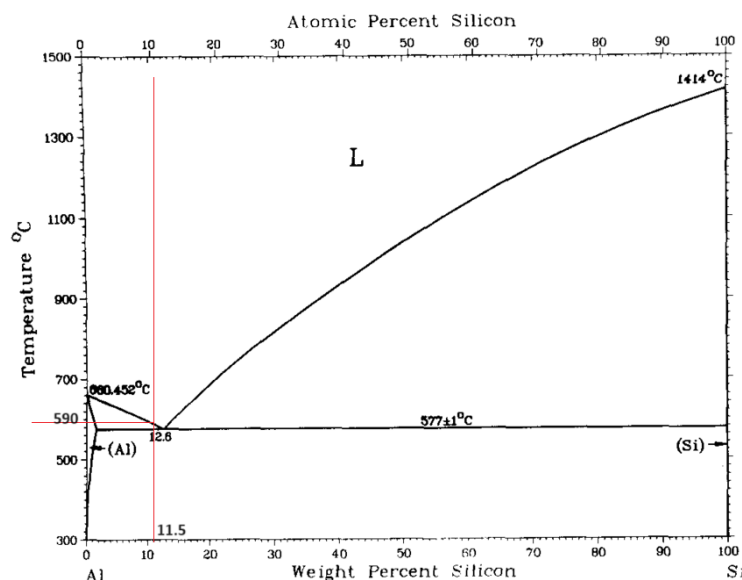


Figura 12. Diagrama de equilibrio binario Al-Si [23].

En el estudio de Chao et al. [22], se basó en realizar tres experimentos con la misma entrada de calor, pero con diferentes parámetros durante el proceso WAAM, con material de aporte ER4047 y con fuente de calor GMAW. Estos investigadores detectaron que bajo estas condiciones existen diferencias en cuanto a la microestructura y propiedades mecánicas, y, además, que el tamaño de grano aumenta al aumentar la velocidad de avance y la velocidad de alimentación.

También se puede observar en la Figura 13, que la muestra A tiene paredes lisas y uniformes debido a que tiene un menor voltaje, corriente y menor velocidad de avance; en cambio, las otras dos muestras (b y c) se visualizaron diferentes grados de colapsos en los extremos. En sumatoria, la Figura 14 permite visualizar la metalografía de las tres muestras, donde los investigadores indican que las diferencias que se presentan se deben al aumento de las velocidades (avance y alambre); con este aumento implica que las dendritas α -Al primarias se transforman de dendritas finas a dendritas gruesas y a su vez, que el espaciamiento de los brazos dendríticos secundarios aumenta.

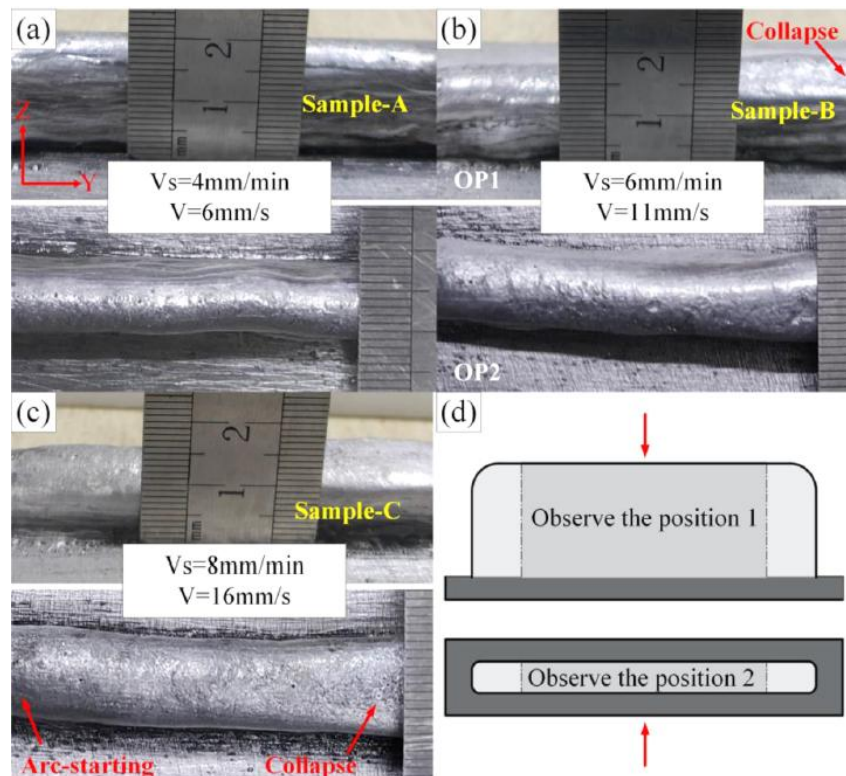


Figura 13. (a-c) Macromorfología de la muestra A, muestra B y Muestra C; (d) diagrama esquemático de la posición de observación [22].

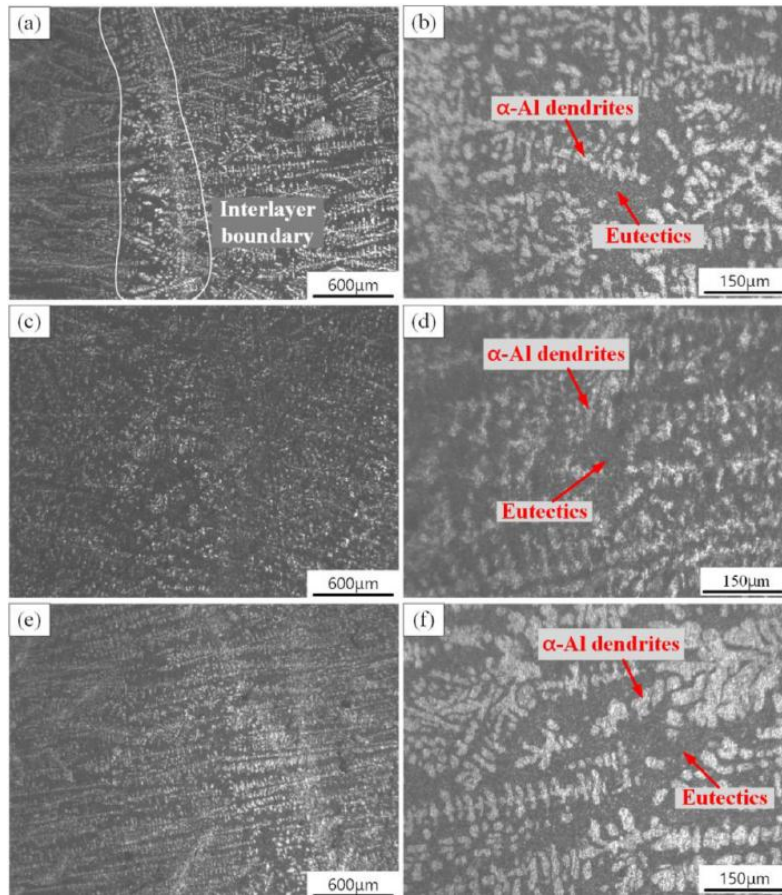


Figura 14. (a,c,e) Diagrama de microestructura de bajo aumento de la muestra A, muestra B y muestra C; (b,d,f) Diagrama de microestructura de gran aumento de la muestra A, muestra B y muestra C.[22]

Finalmente, en la Figura 15 se visualizan los tres experimentos como las muestras A, B y C, donde contienen una microdureza de 71.6 [Hv], 60.1 [Hv] y 59.2 [Hv] respectivamente, en que los investigadores concluyen que un aumento de la dureza se debe a que la muestra A es más refinada y la distribución de la fase de silicio eutéctico es más uniforme y la dureza en general es mayor.

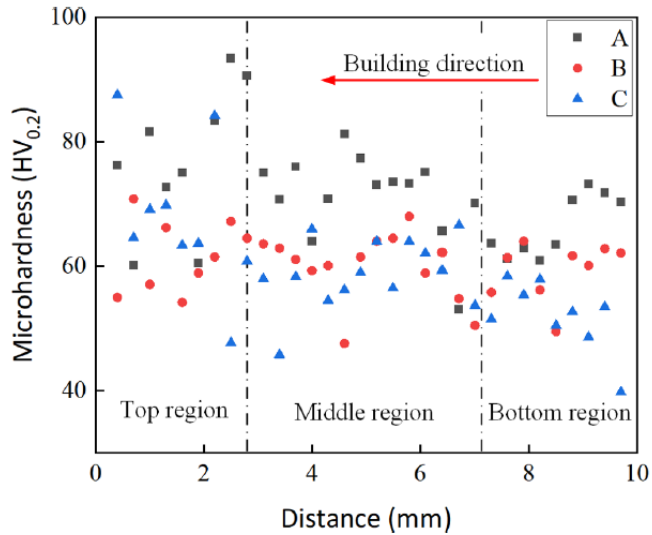


Figura 15. Gráfico de dispersión de microdureza a diferentes distancias desde la parte superior. La muestra A, la muestra B y la muestra C están representadas por puntos negros, puntos rojos y puntos azules respectivamente.[22]

1.7. Objetivos

1.7.1. Objetivo general

Evaluar el efecto del calor de aporte en las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si (4047) fabricadas con WAAM.

1.7.2. Objetivos Específicos

1. Determinar la relación entre el G_L y R con el calor de aporte.
2. Determinar la relación entre el G_L y R con la microestructura de solidificación.
3. Determinar la relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas.

CAPÍTULO 2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

2.1 Disposición de materiales

Los materiales utilizados para la investigación corresponden: una placa de sustrato de aluminio con dimensiones 250 [mm] x 70 [mm] x 25 [mm], alambre de soldadura de aleación de aluminio (ER4047) con un diámetro de 1.2 [mm] y un gas protector de 99,99% de argón puro operado con un flujo de 15 [L/min].

Para el sustrato se empleó un lingote de aluminio similar al material de aporte, priorizando la mejora de la zona superficial donde se depositarían los cordones de aluminio. Gracias al apoyo del Departamento de Física, se utilizó un torno para mecanizar la superficie, obteniendo así una zona lisa y uniforme adecuada para los ensayos WAAM con aluminio., como se puede visualizar en la Figura 16.



Figura 16. Lingote de aluminio para el sustrato.

2.2 Sistema WAAM y equipos

Se utilizó el sistema WAAM conformado por un robot industrial KUKA KR 125, con capacidad de movimiento en 6 ejes (Centro Integrado de Manufactura y Automatización (CIMA) y un equipo de soldadura por arco GMAW/MIG de marca ESAB modelo Origo Mig 652cw y feeder Origo Feed 304. Se utilizó una CNC marca BUCA modelo CNC 4030Z como soporte de la cámara termográfica FLIR-R60.

Con esta cámara se obtuvieron mediciones de los ciclos térmicos a distancia de los experimentos. Esta fue controlada en base a un programa para dimensionar la trayectoria de altura para cada pasada de los cordones de soldadura; además de tener un adquisidor de datos conectadas a termocuplas, las cuales esta estuvo en el sustrato y los cordones de soldadura. Todo lo anterior se puede visualizar en la Figura 17 y Figura 18.



Figura 17. Montaje Sistema WAAM.

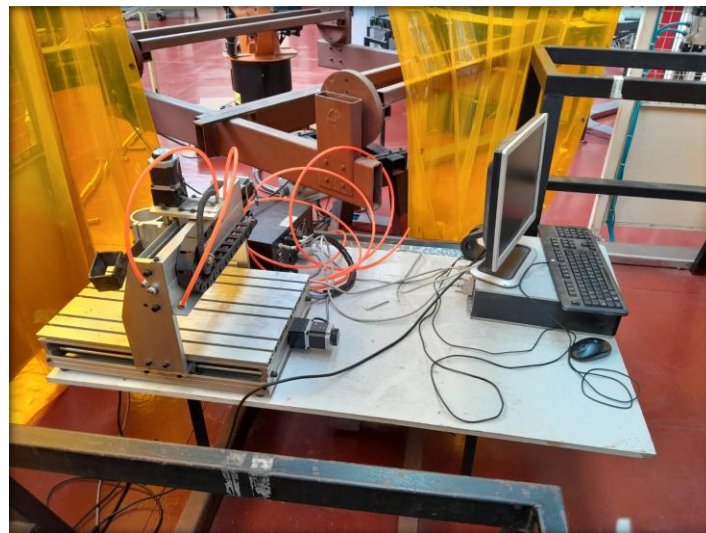


Figura 18. CNC con computadora.

2.3 Calibración de equipos y ajustes

Para la calibración de cámara termográfica realizó un experimento preliminar con el mismo depósito de la aleación de aluminio, para comparar el perfil de temperatura medido entre los equipos y unas termocuplas.

Ese experimento se inició en precalentar el horno de la universidad a 750 [°C], luego al interior del crisol se colocaron trozos de aluminio para que este se funda. Luego de unos 40 minutos aproximadamente, esta fundición es depositado en un molde metálico como se visualiza en la Figura 19. Todo lo anterior se pudo registrar con termocuplas y la cámara termográfica, con el fin de obtener una respectiva comparación como se visualiza en la Figura 20.

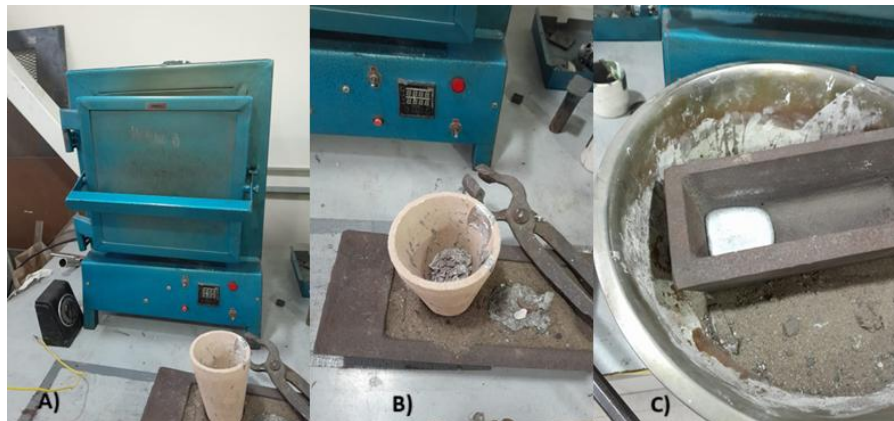


Figura 19. Calibración de cámara termográfica.(a) Horno universidad; (b) Crisol con trozos de aluminio; (c) Molde metálico con un trozo de aluminio sólido.

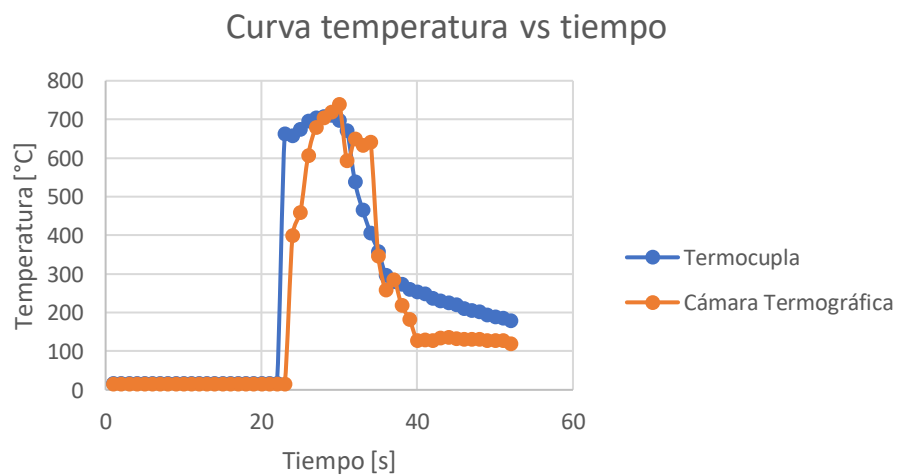


Figura 20. Gráfico de temperaturas de termocuplas y cámara termocupa vs tiempo

Se observa en la Figura 20 evidencia una diferencia sistemática de aproximadamente 30°C entre ambos instrumentos de medición, a pesar de haber ajustado previamente el valor de emisividad del equipo. Esta discrepancia se atribuyó principalmente a tres factores críticos: primero, el efecto espejo generado por la alta reflectividad superficial del aluminio fundido, que causó que la radiación infrarroja se reflejara en lugar de permitir una medición directa de la temperatura superficial del material; segundo, la medición inadvertida de la temperatura del crisol en lugar del aluminio líquido debido a las reflexiones y la configuración geométrica del experimento; y tercero, la detección del gradiente térmico en la zona de transición líquido sólido, donde ocurre el frente de solidificación, representando una temperatura localmente diferente a la medida por las termocuplas que registran la temperatura promedio del material fundido. Estos factores demuestran que, aunque la emisividad estuviera correctamente calibrada, las propiedades ópticas inherentes del aluminio fundido y la complejidad del fenómeno de solidificación generaron mediciones térmicas que no correspondían directamente con las referencias de las termocuplas.

Para la calibración del robot KUKA KR125, generalmente implica el ajuste y alineación precisa de los sensores, articulaciones y las herramientas del robot como son las alineaciones de los ejes, calibración de los sensores y estabilizar el sistema de coordenadas base. Lo más importante de lo antes mencionado, es tener la mesa de trabajo lo más nivelada posible para los experimentos.

En relación con el rollo de alambre en el equipo GMAW, se tuvo que desarmar la torcha para la salida del material de aporte para luego ajustar la tensión del alambre con sus respectivos rodillos. Este paso es muy importante ya que debido que el material es muy blando se corta fácilmente si se ajusta con un valor alto.

Se logra visualizar en la Figura 21 unos círculos rojos que indican las consideraciones o fallas que podrían tener en el funcionamiento del equipo. Cabe señalar que se debe tener en consideración que la manguera del equipo tiene que estar lo más extendida posible en el funcionamiento del equipo. Para mejorar los procesos es necesario tener los insumos primordiales. Por lo tanto, se realizó la compra de rodillos en U de 1.0/1.2 [mm] para que el alambre de aluminio tenga un mayor agarre y desplazamiento hacia el inicio de la manguera. También se compró un liner, que es tubo de teflón de 4 [m] que actúa como un conducto para guiar el alambre de soldadura, la cual se encuentra en el interior de la

manguera principal del equipo. Todo lo anterior son necesarios para el tipo de alambre que se está utilizando, donde estos se pueden visualizar en la Figura 22, que son los insumos nombrados anteriormente.

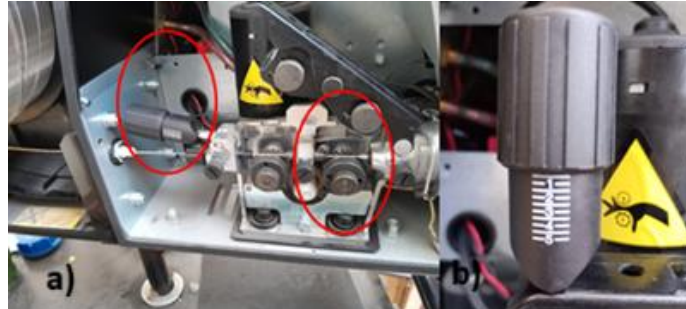


Figura 21. Ajustes en equipo GMAW. (a) Fallas en el equipo y (b) Ajuste de tensión de alambre.

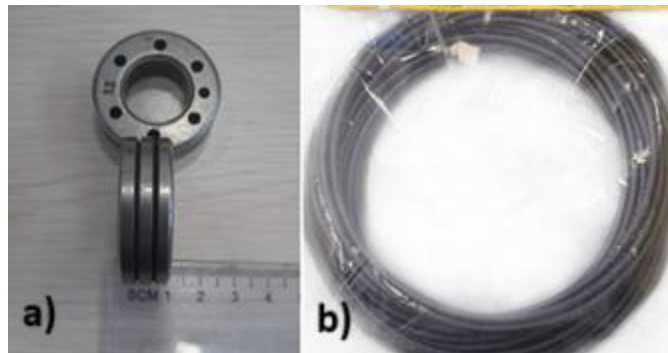


Figura 22. Insumos GMAW. (a) rodillos en U y (b) liner de teflón

Con respecto a la placa base o sustrato es necesario lijar la superficie para eliminar el óxido de aluminio (alúmina) para no generar salpicaduras, porosidades o problemas en la formación de los codones de soldaduras antes de que se realicen los experimentos, como se observa en la Figura 23.



Figura 23. Lijado de sustrato.

2.4 Pruebas Preliminares

En la Tabla 2 se presenta el diseño experimental utilizado en este trabajo. Se fabricaron cordones de 100 [mm] y el tiempo de espera por cada cordón, entre otras funciones. En cambio, la regulación del voltaje del equipo de soldadura, se realizaban en forma manual por cada experimento.

Tabla 2. Parámetros de prueba preliminares en procesos WAAM

Parámetros de fabricación					
Experimento	Velocidad alim.	Velocidad avance	Voltaje	Corriente	HI
N°	m/min	mm/s	V	A	J/mm
1	6	5	14	95	212.8
2	6	5	15	99	237.6
3	6	4.16	16	103	317.2



Figura 24. Corte de lingote. (a) corte del sustrato para su posterior análisis. (b) muestra para su análisis.

En la Figura 24 anterior se observa que los cordones presentan un aspecto típico de la soldadura WAAM con aluminio, con un acabado plateado característico. El cálculo de la dilución progresiva en capas múltiples de WAAM es esencial para determinar cuándo el material depositado alcanza la composición química deseada del alambre de aporte. En esta tecnología, se considera que cada nueva capa se mezcla aproximadamente un 50 % con la capa anterior debido a la fusión parcial del material previamente depositado, un valor promedio que permite estimar la convergencia hacia la composición del alambre sin necesidad de mediciones complejas. Aplicando la ecuación de dilución metalúrgica de manera iterativa, se puede predecir que al depositar una aleación Al-Si 4047 (12 % Si) sobre un sustrato de aluminio puro, la composición del depósito se aproxima gradualmente a la del material de aporte, facilitando el control químico en múltiples capas. Para ello en la

ecuación 5 [10], para la dilución de capas múltiples, en donde D equivale al factor de dilución (0.5).

$$\%Si \text{ Capa } (n^{\circ}) = \%Si \text{ Capa anterior} * (1 - D) + \%Si \text{ aporte} * D \quad (5)$$

Por lo tanto:

$$\text{Capa 1} = 0\% * (0.5) + 12\% * 0.5 = 6\%Si$$

$$\text{Capa 2} = 6\% * (0.5) + 12\% * 0.5 = 9\%Si$$

$$\text{Capa 3} = 9\% * (0.5) + 12\% * 0.5 = 10.5\%Si$$

$$\text{Capa 4} = 10.5\% * (0.5) + 12\% * 0.5 = 11.25\%Si$$

$$\text{Capa 5} = 11.25\% * (0.5) + 12\% * 0.5 = 11.625\%Si$$

Los cálculos demuestran que a partir entre las capas 3 y 4 se alcanza más del 90% de la composición original del alambre, momento en el cual se puede considerar que el material depositado representa efectivamente las propiedades del material de aporte y no una mezcla diluida con el sustrato base.

2.5 Parámetros de fabricación

Se fabricaron 3 paredes variando el calor de aporte, con una velocidad de alimentación de alambre constante de 6 [m/min] y una velocidad de avance constante de 5 [mm/s]. La eficiencia del proceso GMAW es del orden de un 80% [22]. Cabe destacar que el valor de la corriente lo da el equipo mientras esté en funcionamiento. Dado lo anterior y utilizando la ecuación (1) nos entregarán diferentes valores de calor de aporte en el proceso, como se ilustra en la Tabla 3.

Tabla 3 Parámetros de Fabricación

Parámetros de fabricación			
Experimento	Voltaje	Corriente	HI
N°	V	A	J/mm
1	14	95	212.6
2	15	98	235.4
3	16	104	267.1

2.6 Fabricación de placas

Es importante mencionar que la máquina GMAW utilizada no permite el control directo de la corriente, sino que esta se controla automáticamente con el voltaje para mantener un arco estable. Por lo tanto, las corrientes indicadas en la Tabla 3, corresponden al promedio de las 10 pasadas realizadas, considerando el voltaje suministrado por el equipo de soldadura. No obstante, como se había mencionado anteriormente, el flujo de gas de 99.99% de argón fue de 15 [L/min] y el diámetro del alambre fue de 1.2 [mm], parámetros que se mantuvieron constantes para todos los cordones, además el tiempo de enfriamiento por cada capa de los cordones fue de 5 [s]; sin embargo, el tiempo fue mayor en las perforaciones del cuarto cordón. Durante la operación, se monitoreo la distancia de trabajo (CTWD) en 10 [mm] aproximadamente, junto con una distancia desde la boquilla al MB de 5 [mm]. La cámara termográfica se fija estratégicamente en un punto central para registrar datos desde el primer hasta el décimo cordón, con el propósito específico de cuantificar la temperatura tanto a nivel de la superficie como en los niveles superiores, según lo ilustrado en la Figura 25 y Figura 26.

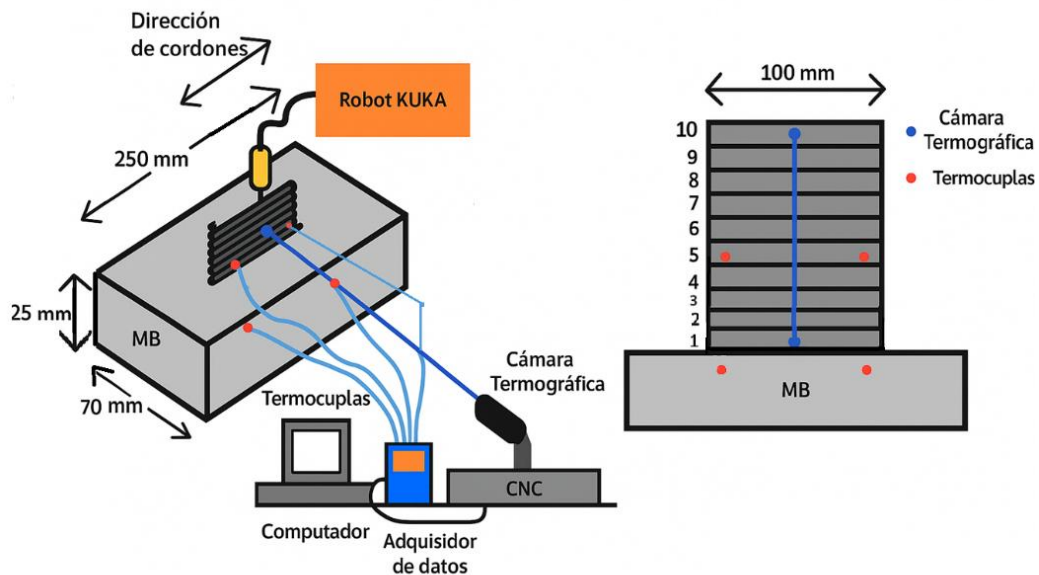


Figura 25. Esquema de experimentos.

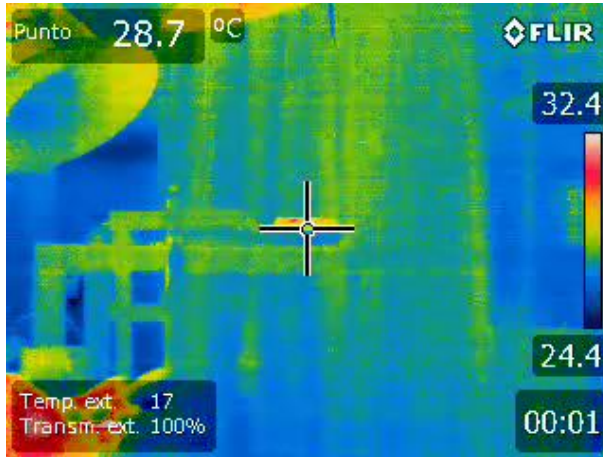


Figura 26. Registro de Cámara termográfica

El computador conectado a la CNC se programa para elevar automáticamente el sistema de medición térmica en incrementos precisos de 3 [mm] tras cada pasada de cordón. Tras la programación completa del brazo robótico con todas estas configuraciones, se procede a ejecutar 10 cordones de soldadura consecutivos de 100 [mm] de longitud, realizando movimientos uniformes de extremo a extremo con un tiempo de enfriamiento de 5 [s].

Cabe destacar que la disposición de las termocuplas está enumerada de la siguiente forma, el canal corresponde alguna termocupla según la orientación que corresponda como se observa en la Figura 27 tanto su vista frontal, lateral y superior. Donde las distancias de las termocuplas se encuentran en la Tabla 4. Cabe destacar que las perforaciones se realizaron en un periodo de 20 [min] del canal 3 y el canal 2 fueron realizadas teniendo en cuenta el cuarto cordón.

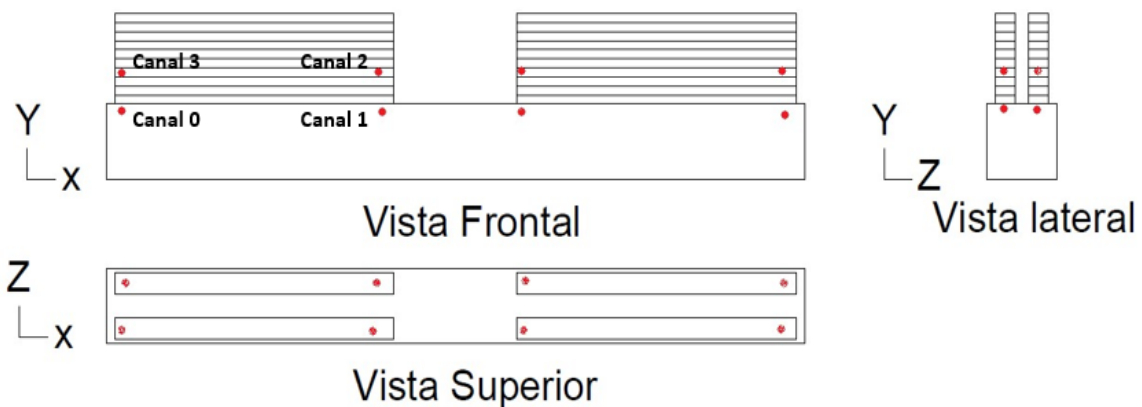


Figura 27. Orientación termocuplas.

Tabla 4. Distancias termocuplas

Distancias termocuplas				
Posición	Canal 0	Canal 1	Canal 2	Canal 3
[-]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]
X	5	10	5	10
Y	20	20	32	32
z	5	5	5	5

2.7 Análisis

Se extrajeron los datos de las termocuplas del dispositivo, las cuales se registraron las temperaturas de calentamiento y enfriamientos en el cuarto cordón y en el décimo cordón además se realizaron cortes de las piezas fabricadas para su posterior análisis metalográfico mediante microscopía óptica, donde las zonas observadas fueron desde la placa base hasta el décimo cordón (de acuerdo a la dirección de construcción), observándose la evolución de la microestructura desde la base hasta la cima.

Se tomaron capturas de estas zonas con aumentos de 50x, 100x, 200x, 500x y 1000x, reportándose las más relevantes. En base a lo anterior, se realizaron mediciones de espaciado interdendriticos para determinar el tamaño de las estructuras presentes; para esto, se realizaron 10 mediciones por zona a aumentos de 200x, 500x y 1000x para el primer, tercero, sexto y 9 cordones. Es decir, se tomaron 30 muestras para los cordones nombrados anteriormente por cada experimento, reportándose los valores promedio y su desviación estándar.

La preparación para las muestras se realizó con corte abrasivo utilizando refrigerante, después el montaje de las probetas en baquelita, luego se realizó el desbaste a una velocidad de 330 rpm utilizando lijas con granulometrías progresivas: #180, #240, #320, #400, #600, #800, #1000, #1200, #2400 y #4000. En cada etapa se cambió la orientación de la muestra con respecto a la anterior, con el fin de asegurar la eliminación uniforme de rayas y obtener una superficie homogénea. Posteriormente, se llevó a cabo el pulido a 240 rpm empleando paños adecuados junto con pasta de diamante de 6 [µm], 3 [µm], 1 [µm] y 0.25 [µm], logrando una superficie final libre de rayas visibles al microscopio óptico. Se realizó electropulido con una fuente de poder 25 [ml] de HNO₃ y 75 [ml] de metanol [24];

donde lo anterior se logra visualizar en la Figura 28. En otras palabras, este electropulido elimina metal de manera selectiva, dando como resultado que la superficie del metal sea microscópicamente sin rasgos y lisa.

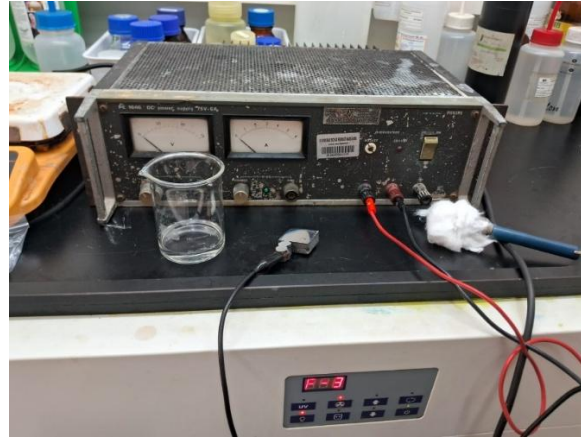


Figura 28. Electropulido Aluminio.

Ya teniendo las distancias interdendriticos secundarias de los tres experimentos y en base a la relación de la ecuación 4, se realizaron los cálculos de los cooling rate asociados a cada experimento, y haciendo una aproximación a la relación de la ecuación 2, se obtuvieron los gráficos de los gradientes de temperatura del líquido, la velocidad de enfriamiento y el cooling rate ($G \cdot R$) logrando relacionar lo anteriores parámetros en un mapa de solidificación para cada voltaje. Finalmente, se realizaron mediciones de microdureza Vickers con 100 [g] para las muestras de 14V y 15V; en cambio, para las muestras de 16V fueron en escala de 200[g] generando gráficos de dispersiones para cada experimento.

Además, se realizaron mediciones de macrodureza con una escala de inicialmente Rockwell B con 100 Kgf con un indentador de bolita de acero de $\varnothing 1 \frac{1}{16}$ ", pero se generó un error 7. Esto significa que existe demasiada carga para la muestra, por lo tanto, se cambia el procedimiento con 60kgf de carga, la misma bolita de acero con escala Rockwell F (HRF), trazando una línea en la muestra y midiendo desde el borde (zona superior) 2 [mm] y luego 3 [mm] para el resto de las mediciones llegando al metal base, generando un gráfico de la tendencia que existe para cada experimento.

CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Fabricación

La Figura 29 presenta la vista frontal y superior de cada probeta fabricada. En la Figura 29 se puede observar una clara relación entre los parámetros de voltaje, aporte térmico y la calidad resultante de los 10 cordones superpuestos en cada muestra. En la muestra (a), fabricada con 14V y bajo aporte térmico, los cordones presentan una apariencia más irregular y menos fluida, sugiriendo una menor penetración y porosidades visibles. La muestra (b), con 15V y aporte térmico medio, muestra una mejora en la uniformidad y continuidad de los cordones, con mejor fusión entre capas consecutivas, pero también con porosidades. Y finalmente, la muestra (c), producida con 16V y alto aporte térmico, exhibe cordones con mayor fluidez y homogeneidad, indicando una mejor fusión y menor probabilidad de defectos internos. Cabe destacar que en Tabla 5 indican las dimensiones de los cordones finales.



Figura 29. Morfología macroscópica fabricadas por WAAM.(a) muestra de 14V con HI Bajo, (b) muestra de 15V con HI medio y (c) muestra de 16 V con HI Alto.

Tabla 5 Dimensiones finales de las muestras

Morfología macroscópica			
Voltaje	Largo	Alto	Ancho
[V]	[mm]	[mm]	[mm]
14	105.7	19.8	13.0
15	103.9	18.3	12.5
16	101.9	18.0	12.9

Las porosidades en un material corresponden a espacios vacíos, huecos o cavidades que existen dentro de su estructura, este defecto se encuentra en la parte superior de los cordones, representa desperfectos permanentes que no serán eliminados por refusión posterior, constituyendo la zona crítica que afectará directamente las propiedades mecánicas finales del componente, especialmente la resistencia a fatiga, y actuando como concentradores de tensiones en la superficie de la pieza fabricada.

A nivel macroscópico, como se observa en la Figura 29, las muestras de 14V y 15V presentan porosidades superficiales visibles, mientras que la muestra de 16V exhibe una superficie libre de poros. Este fenómeno se explica por el mayor calor de aporte en la configuración de 16V, que proporciona mayor tiempo de permanencia del material en estado líquido y mejor fluidez, permitiendo que las burbujas de hidrógeno migren hacia la superficie y escapen completamente antes de la solidificación. En contraste, los menores aportes calóricos de 14V y 15V generan solidificación más rápida que detienen las burbujas de gas antes de su escape, resultando en porosidades superficiales atrapadas. Esta observación confirma que en WAAM de aleaciones de aluminio, un calor de aporte optimizado favorece la desgasificación natural del material, mejorando significativamente la calidad superficial del componente fabricado.

3.2 Curvas de corriente.

Cuando se realizaron los experimentos se registró la variación de corriente que tenía el equipo de soldadura en relación con el voltaje que se estaba ocupando. En la Figura 30 se muestra la relación entre el número de cordones depositados (eje X) y la corriente utilizada en amperios (eje Y) para los tres experimentos WAAM con aleaciones de aluminio-silicio previamente analizados.

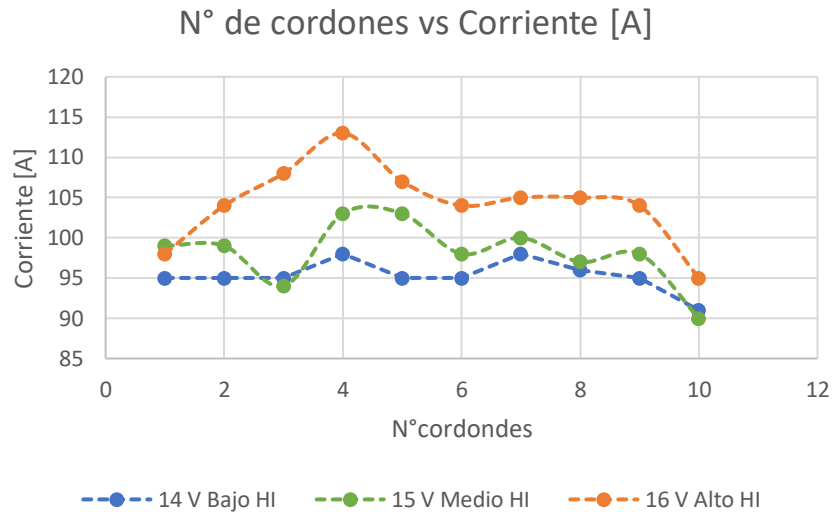


Figura 30. Gráfico de corrientes para diferentes voltajes con sus respectivos aportes calóricos.

La Figura 30 muestra la variación de la corriente promedio en función del número de cordones para voltajes constantes de 14V, 15V y 16V. Los resultados revelan un comportamiento diferenciado según el voltaje aplicado, la muestra de 14V presenta la corriente más estable (95-98A), 15V muestra diferencias intermedias (93-103A), mientras que 16V requiere consistentemente mayor corriente (>105A) con un pico notable de 113A en el cuarto cordón. Las variaciones observadas se atribuyen a tres factores principales, como la inestabilidad inherente del arco eléctrico, donde la transferencia metálica genera oscilaciones naturales; la variación de la distancia antorcha cordón debido a irregularidades superficiales que modifican la resistencia del electrodo; y el efecto térmico acumulado. Este último factor explica el patrón común observado en todas las configuraciones: fluctuaciones iniciales (cordones 1-4) debido al sustrato frío, estabilización intermedia (cordones 5-8), y descenso final (cordones 9-10) cuando la acumulación térmica reduce progresivamente los requerimientos de corriente para mantener condiciones de fusión adecuadas.

3.3 Curvas de calentamiento y Enfriamiento

En la Figura 31, revela cómo el incremento de voltaje mejora significativamente la calidad del cordón depositado. En la muestra de 14V se observan irregularidades y menor fluidez del material, lo que resulta en un cordón con superficie rugosa, bordes discontinuos y variaciones locales en el ancho de los cordones. En la muestra de 15V se observa una mejora considerablemente, aunque persisten algunas imperfecciones, mientras que la

muestra de 16V se logra el mejor resultado con geometría consistente y acabado superficial uniforme.

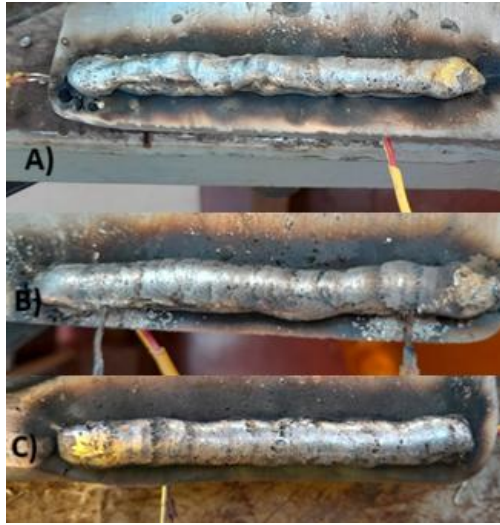


Figura 31. morfología de muestras en cuarto cordón. (a) muestra 14V, (b) muestra 15V y (c) muestra 16V.

En conjunto a la Figura 32, Figura 33 y Figura 34, se visualizan las curvas de calentamiento y enfriamiento hasta el cuarto cordón y cada una posee una de las tres configuraciones de voltaje estudiadas (14V, 15V y 16V). Cabe agregar que los canales 0 y 1 son termocuplas ubicados en el material base.

Para la Figura 32 se observan picos de temperatura que alcanzan aproximadamente 240 (°C) en el Canal 0 y 200 (°C) en el Canal 1, donde la curva muestra ciclos térmicos bien definidos correspondientes a la deposición de cada cordón. Los tiempos de enfriamiento entre cordones son relativamente cortos, durando unos 300 segundos en total; no obstante, existen diferencias entre los canales 0 y 1, indicando una distribución térmica no uniforme.

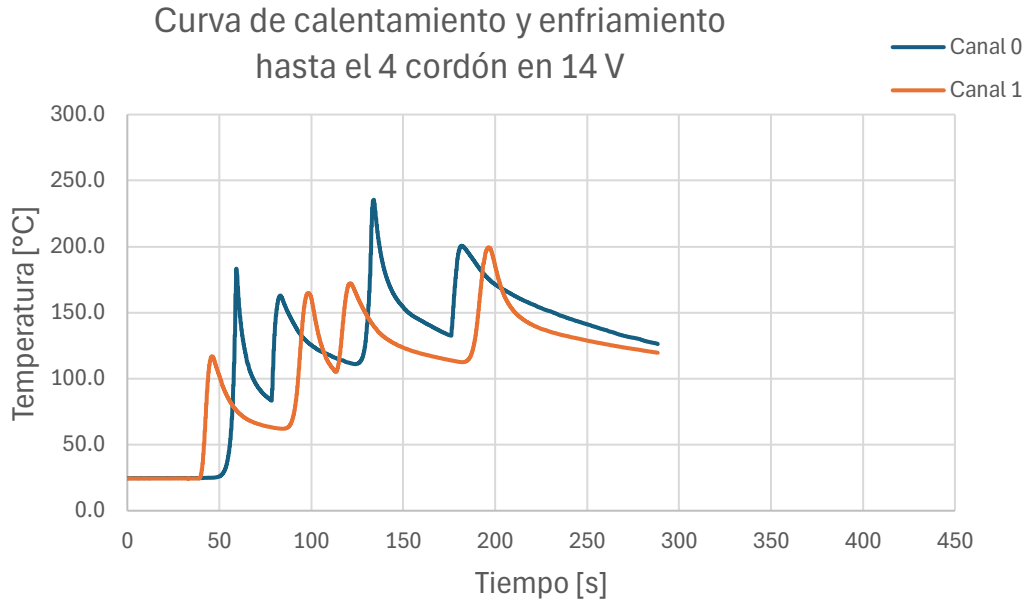


Figura 32. Curva de calentamiento y enfriamiento hasta el 4 cordón 14V.

En la Figura 33, los picos de temperatura son más altos, alcanzando cerca de 270 (°C) en el Canal 0 y 250 (°C) en el Canal 1. El proceso total dura aproximadamente 400 segundos, más largo que el de 14V. Las diferencias entre canales son menos pronunciadas que en la configuración de 14V y el enfriamiento es más gradual, sugiriendo una mejor distribución térmica.

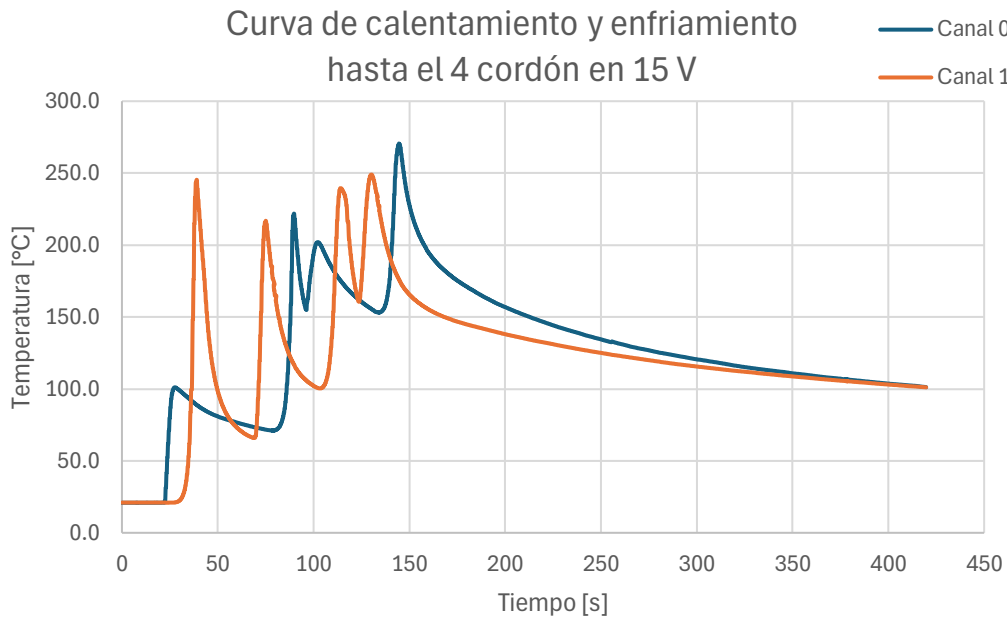


Figura 33. Curva de calentamiento y enfriamiento hasta el 4 cordón 15V.

En la Figura 34, los picos máximos de temperatura son similares a la configuración de 15V (aproximadamente 250 °C). La duración total del proceso es similar a la de 15V (alrededor de 400 segundos). Es notable que el Canal 1 mantiene temperaturas más altas durante el enfriamiento que el Canal 0. Los ciclos térmicos parecen más consistentes y regulares en comparación con las otras configuraciones.

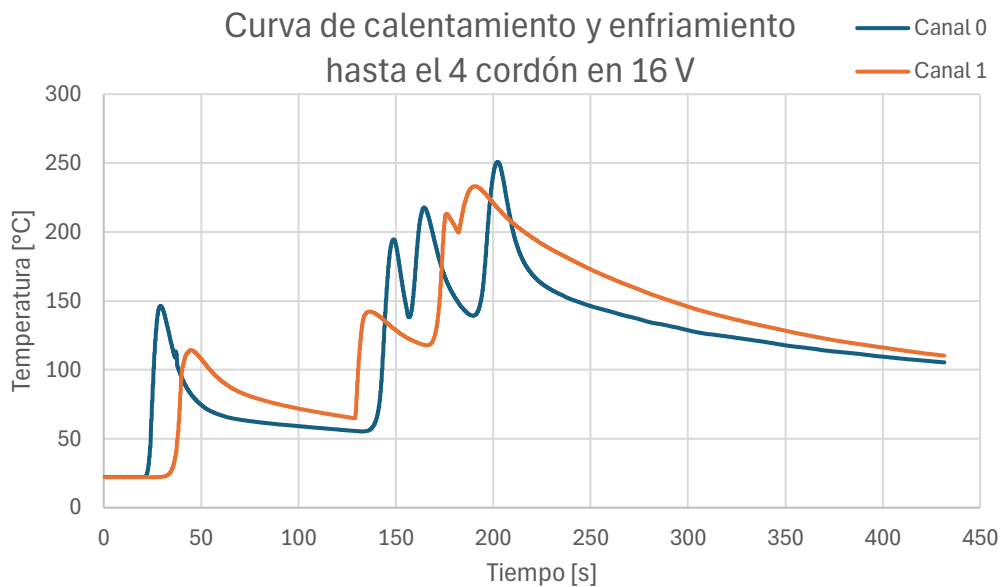


Figura 34. Curva de calentamiento y enfriamiento hasta el 4 cordón 16V.

En la Figura 35 se visualiza las muestras finales de 14V, 15V y 16V con sus respectivas termocuplas, donde cabe recordar que los canales 0 y 1 son los que se encuentran en la placa base, en cambio los canales 2 y 3 son las termocuplas que están a partir del cuarto cordón. Queda en evidencia lo antes mencionado que la configuración de mayor voltaje (16V) produce cordones con mejor acabado superficial y mayor uniformidad; también, que la instrumentación con múltiples termocuplas (canales) permite un monitoreo completo del comportamiento térmico durante el proceso.

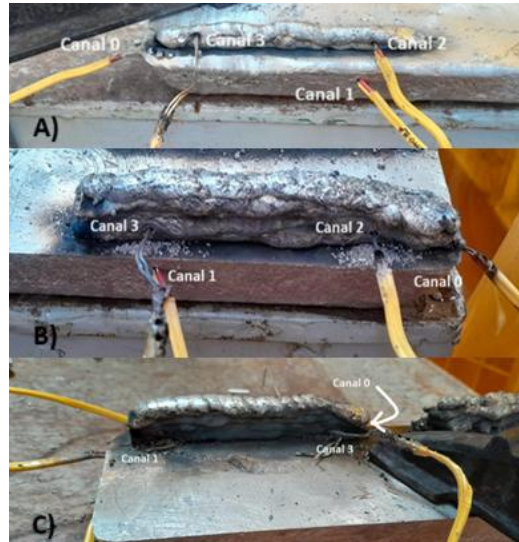


Figura 35. morfología de muestras hasta el décimo cordón. (a) muestra 14V, (b) muestra 15V y (c) muestra 16V.

Finalmente, existe una clara correlación entre los parámetros de proceso (voltaje y aporte térmico) y la calidad visual de los cordones depositados. La estrategia de colocar las termocuplas en diferentes posiciones para cada muestra en cómo afecta la distribución térmica, lo que permite comprender mejor cómo el calor se transfiere y distribuye durante el proceso WAAM en esta aleación, y cómo esto, afecta a la calidad final de los cordones depositados. En cuanto a la secuencia y término de los experimentos existieron problemas al momento de la fabricación de los cordones, donde en algunas ocasiones se tuvo que parar el proceso debido a que algunas termocuplas se salían del lugar de la perforación. Es por esto, que algunos datos que se registran son anómalos y están fuera de lugar al momento de considerar su respectivo análisis. Lo anterior se visualiza en los gráficos de la Figura 36, Figura 37 y la Figura 38, donde se resalta que estas curvas incluyen las curvas anteriores dependiendo del experimento correspondiente

Es importante volver a destacar que los canales 0 y 1 son las termocuplas que se encuentran en el material base, en cambio los canales 2 y 3 son las termocuplas que se encuentran perforadas en el cuarto cordón de los experimentos, donde las diferencias en las curvas de temperatura se deben principalmente a la ubicación de las termocuplas: los canales 0 y 1, ubicados en el sustrato, registran temperaturas menores porque están más alejados de la fuente de calor y reciben energía principalmente por conducción a través del material sólido, mecanismo que implica una transferencia térmica más lenta y gradual desde las zonas calientes hacia las frías del sustrato, mientras que los canales 2 y 3,

montados en el cuarto cordón, experimentan temperaturas más altas debido a que están más cerca del arco eléctrico y sufren múltiples recalentamientos cuando se depositan los cordones superiores (5°, 6°, 7°, 9 y 10°), creando un efecto de acumulación térmica característico del proceso WAAM multicapa, donde las capas intermedias experimentan los ciclos térmicos más severos con repetidos calentamientos y enfriamientos que alteran su microestructura y propiedades mecánicas, comparado con el sustrato que actúa como disipador térmico al absorber y distribuir el calor hacia su masa mayor y temperaturas ambiente.

En el gráfico de la Figura 36, la muestra de 14V corresponde a las curvas de calentamiento y enfriamiento de todo el experimento, esto incluye a la curva de la Figura 32, las cuales presenta picos de temperatura muy variables, con máximos que alcanzan cerca de 380 °C en el Canal 2. Además, se muestra una distribución térmica menos uniforme entre los diferentes canales; también los ciclos térmicos son más abruptos y menos controlados.

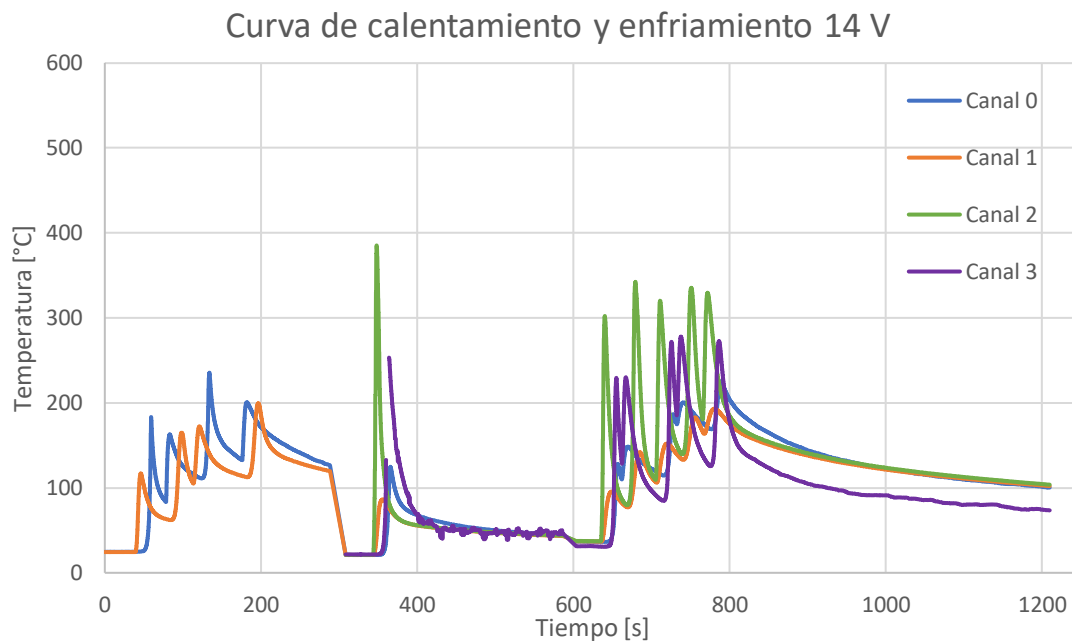


Figura 36. Curva de calentamiento y enfriamiento hasta el 10 cordón 14V

En la curva de la Figura 37 de 15V, alcanza las temperaturas más altas de las tres configuraciones, con picos que llegan hasta 500 °C en el Canal 3, esta termocupla registra temperaturas significativamente más altas que los demás canales. También los ciclos térmicos son más definidos, pero con grandes oscilaciones y destacar que el canal 2 no fue considerado debido a que lamentablemente no registro valores en el experimento.

Curva de calentamiento y enfriamiento 15 V

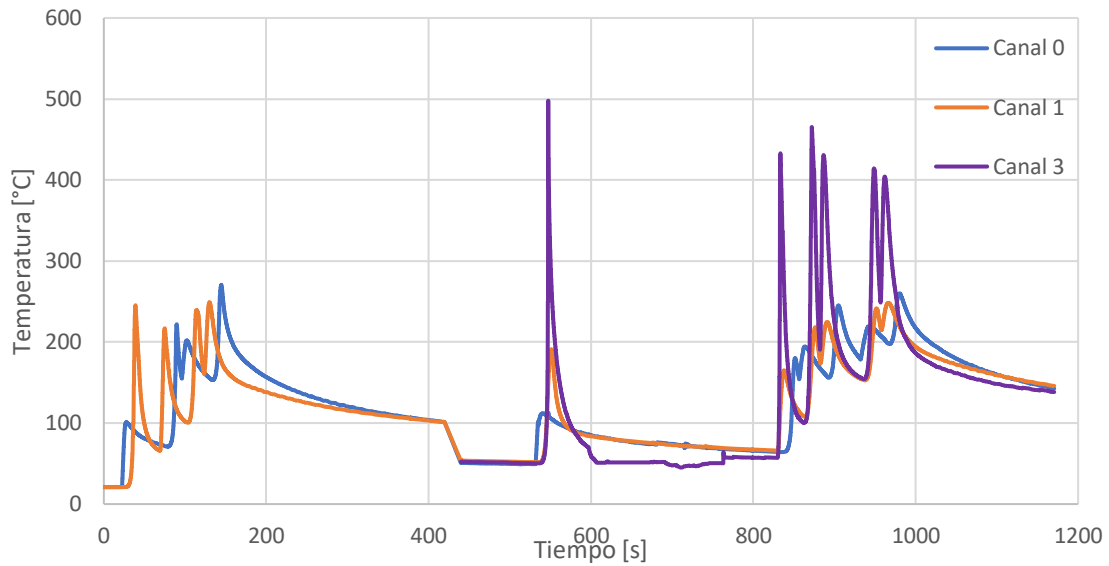


Figura 37. Curva de calentamiento y enfriamiento hasta el 10 cordón 15V

Finalmente, en la curva de la Figura 38, muestra los picos de temperatura más moderados y controlados, con máximos alrededor de 300 °C, donde presenta la distribución térmica más uniforme entre los diferentes canales, con ciclos térmicos más regulares y predecibles.

Curva de calentamiento y enfriamiento 16 V

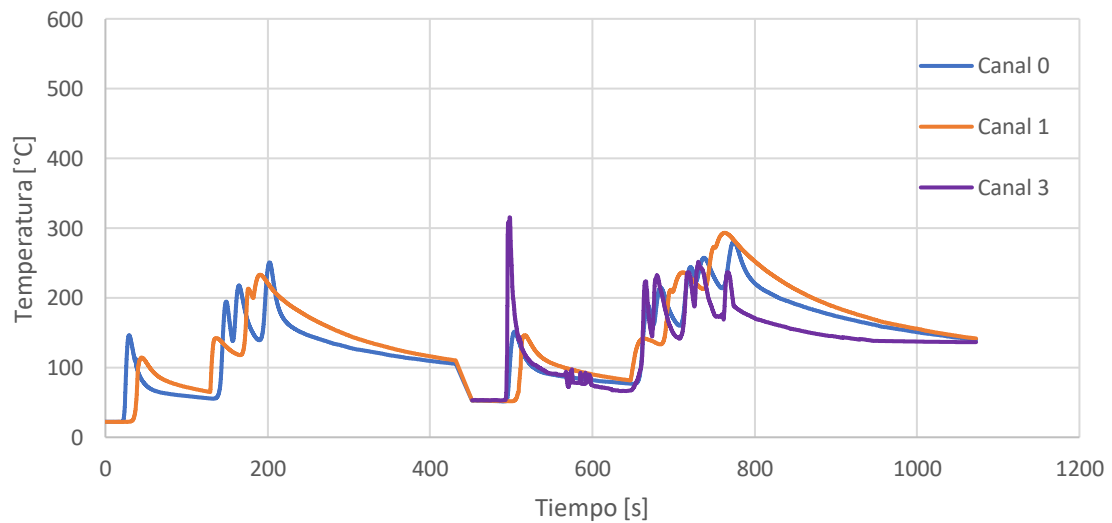


Figura 38. Curva de calentamiento y enfriamiento hasta el 10 cordón 16V

En la configuración de menor voltaje (14V) muestra un comportamiento térmico más irregular y variable, con grandes diferencias entre canales, lo que explica la menor calidad visual de los cordones observados, caracterizada por superficies rugosas, geometrías inconsistentes, bordes irregulares y variaciones en el ancho de los cordones. La calidad visual de los cordones se refiere a la uniformidad superficial, regularidad geométrica y continuidad del depósito, criterios que pueden cuantificarse objetivamente mediante mediciones de rugosidad superficial, desviaciones dimensionales del ancho y altura del cordón, análisis de perfiles geométricos y evaluación de defectos superficiales como porosidad, grietas o falta de fusión. La configuración de voltaje medio (15V) alcanza las temperaturas más extremas, lo que podría indicar una condición de transición donde la energía se concentra en ciertos puntos antes de lograr una distribución más homogénea y la configuración de mayor voltaje (16V) no genera las temperaturas más altas, sino que proporciona una distribución térmica más uniforme y controlada. Esto sugiere una mejor eficiencia en la transferencia de energía y en la fusión del material.

Estos perfiles térmicos se correlacionan directamente con la calidad observada en las muestras físicas: la configuración de 16V, con su perfil térmico más uniforme y controlado, produce los cordones de mejor apariencia y homogeneidad. El hecho de que los tres procesos tengan duraciones similares, pero perfiles térmicos tan diferentes confirma que el voltaje y el aporte calórico no solo influyen en la cantidad de calor aportado, sino también en cómo se distribuye este calor a lo largo del proceso y del material.

Estos resultados sugieren que para esta aleación específica de aluminio silicio en procesos WAAM, la configuración de 16V con alto aporte térmico proporciona las condiciones más favorables para obtener cordones de mejor calidad, con una distribución térmica más uniforme y controlada del material depositado.

No obstante, durante el proceso de fabricación existieron complicaciones debido al efecto del aporte calórico, ya que, a medida que se hacían los cordones superpuestos, existían momentos en que se debía detener el proceso ya que las termocuplas que se encontraban en las perforaciones del sustrato o en el material de aporte (4 cordón) se soltaban generando a veces un registro de temperaturas anómalos que no se consideraron para su posterior análisis. Es decir, no se pudo automatizar en su totalidad la adquisición de temperatura ya que supervisión humana constante fue necesaria durante todo el proceso.

3.4 Cámara termográfica

Se utilizó una cámara termográfica controlada por CNC para determinar el momento de solidificación del metal líquido en los cordones de soldadura. Sin embargo, los datos obtenidos presentaron alta variabilidad debido a errores de enfoque del láser, que registró temperaturas de elementos ajenos al proceso (ambiente, manta de soldadura, sustrato) en lugar del cordón depositado, comprometiendo la precisión de las mediciones. Es por esta razón que existen diferencias en las mediciones como se ilustran en la Figura 39, Figura 40 y la Figura 41. Los gráficos en la Figura 39 muestra picos iniciales que alcanzan hasta 500 °C en los primeros 4 cordones, una caída significativa en el cordón #5 cordón (apenas 120 °C) y luego una estabilización entre 300-350 °C para los cordones 6-10.

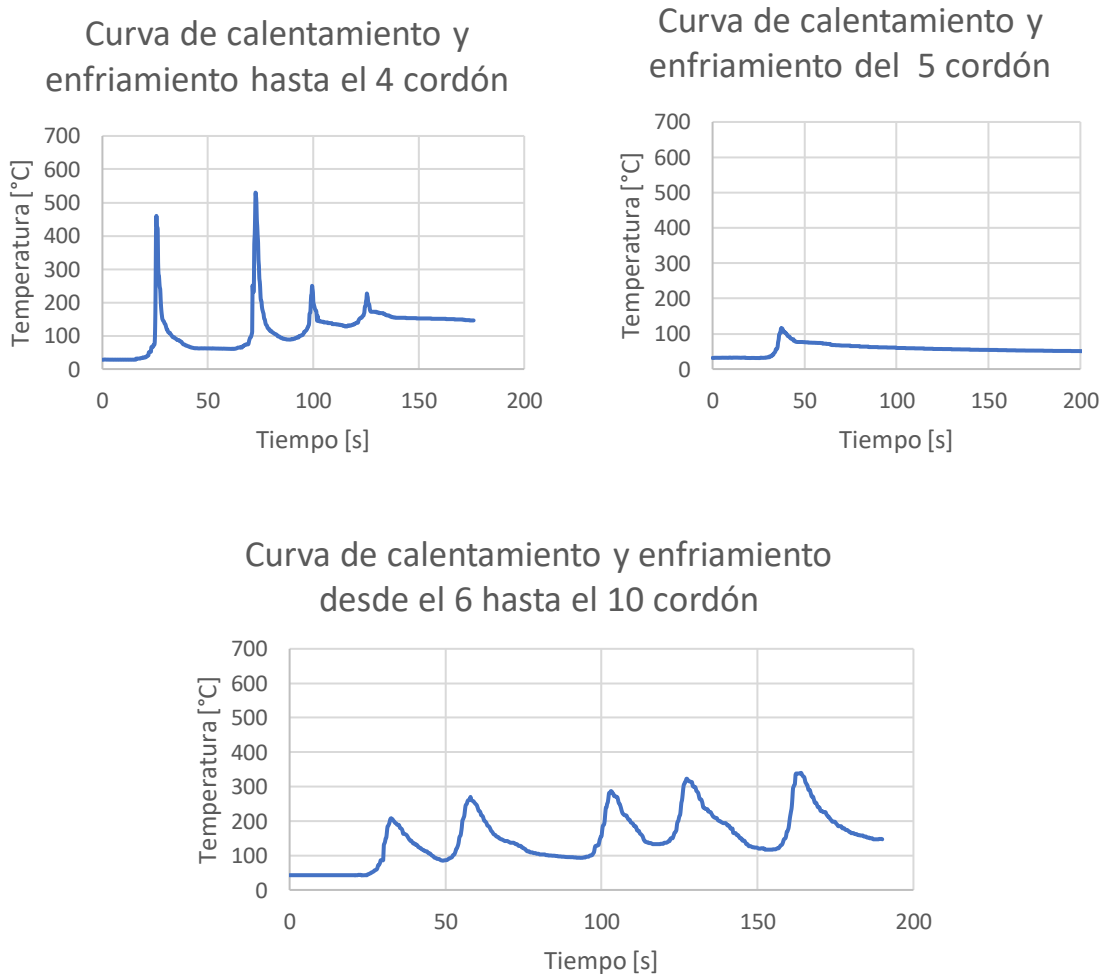


Figura 39. Gráfico de calentamiento y enfriamiento con cámara termográfica 14V.

La Figura 40 presenta picos de temperatura más uniformes, que alcanzan aproximadamente 500 °C tanto en los primeros 4 cordones como en los cordones 5-10.

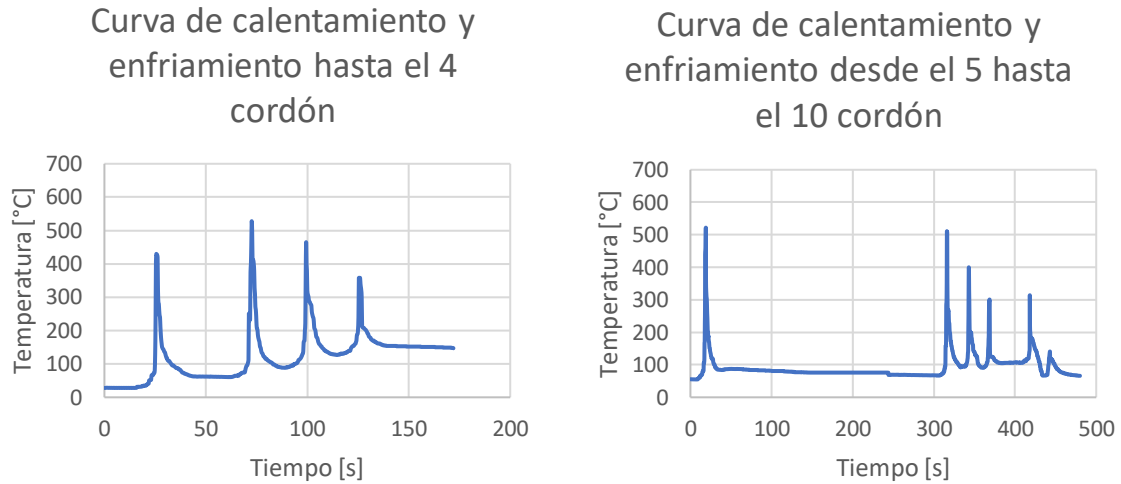


Figura 40. Gráfico de calentamiento y enfriamiento con cámara termográfica 15V.

Y en la Figura 41, se exhibe los picos de temperatura más altos, llegando hasta 700 °C en los primeros cordones y manteniendo picos de 450 °C en los cordones posteriores.

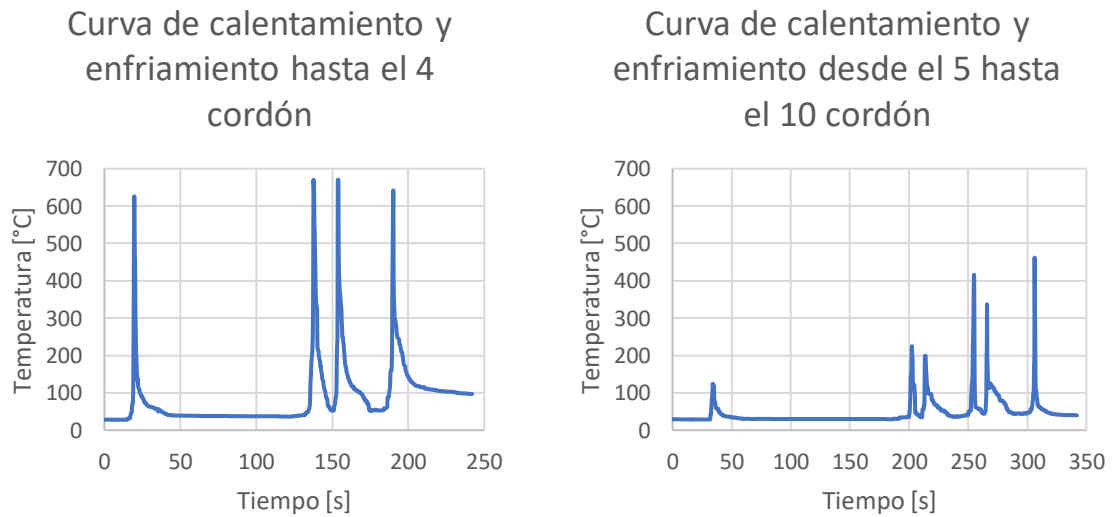


Figura 41. Gráfico de calentamiento y enfriamiento con cámara termográfica 16V.

En relación con la solidificación las curvas muestran claramente que intentar capturar el momento exacto de la transición de líquido a sólido; esto es complejo debido a la alta variabilidad en los perfiles térmicos. Las pendientes de enfriamiento después de cada pico representan el cooling rate y enfriamiento del material en que la configuración de 16V muestra las pendientes de enfriamiento más pronunciadas, lo que podría indicar una solidificación más rápida pero posiblemente más controlada.

Los cordones de soldadura muestran un comportamiento térmico diferenciado: los primeros cuatro versus los posteriores. Una pausa de 20 minutos después del cuarto cordón (para instalar termocuplas) genera un punto de inflexión crítico en el quinto cordón, especialmente notable a 14V con drástica reducción térmica. Esto causa irregularidades en los datos y variaciones de enfriamiento entre configuraciones, posiblemente debido a cambios en reflectividad, posición del láser o dinámicas de solidificación de la aleación.

Estas gráficas termográficas confirman las observaciones anteriores sobre la influencia del voltaje en el comportamiento térmico y en la calidad de los cordones depositados. La configuración de 16V, aunque alcanza temperaturas más altas, parece proporcionar un proceso más controlado y reproducible; mientras que la de 14V muestra un comportamiento más errático e impredecible, especialmente en la transición entre los cordones iniciales y los posteriores.

3.5 Caracterización metalográfica

La Figura 42 presenta la macrografía de las secciones transversales de las muestras, además de un trazado rojo que indica los 10 cordones fabricados por cada experimento.

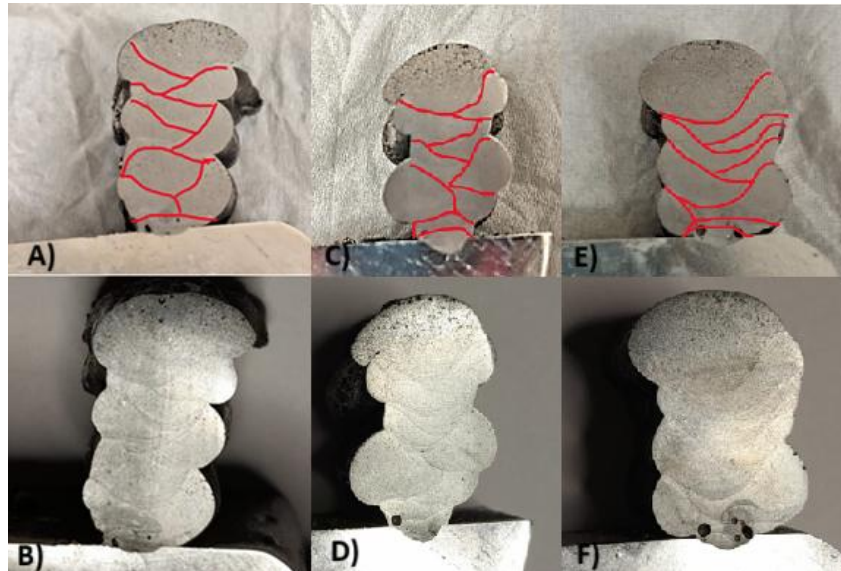


Figura 42. Sección transversal del depósito; (a) trazado de cantidad de cordones 14V; (b) sección transversal 14V; (c) trazado de cantidad de cordones 15V; (d) sección transversal 15V; (e) trazado de cantidad de cordones 16V y (f) sección transversal 16V.

Un punto importante es el origen de las porosidades en la soldadura WAAM de aleaciones de aluminio, esto se debe principalmente a la contaminación por hidrógeno, elemento que presenta mayor solubilidad en aluminio líquido que en el sólido, donde las aleaciones de aluminio son altamente propensas a la formación de poros de hidrógeno debido a que el hidrógeno es mucho más soluble en aluminio líquido que en su fase sólida [25]. Durante el proceso de soldadura, el hidrógeno es el único gas con solubilidad significativa en aluminio [26] y proviene de fuentes como humedad atmosférica, hidrocarburos presentes en el alambre o superficie del sustrato, y óxidos de aluminio que atrapan humedad. Al iniciarse la solidificación, la drástica reducción de la solubilidad del hidrógeno en la fase sólida provoca su nucleación en forma de burbujas de H_2 , generando los poros observados. El calor de aporte aplicado influye directamente en este fenómeno, una reducción de la energía y por tanto del calor de aporte conduce a una disminución en la porosidad [27], y la solidificación rápida limita el escape de inclusiones gaseosas [28], explicando por qué a bajos voltajes (14V) se observa mayor cantidad de poros pequeños, mientras que a voltajes elevados (16V) el mayor tiempo de permanencia líquida permite mejor escape de gases antes de la solidificación completa.

En las imágenes se observa que la muestra de menor aporte calórico en la Figura 42 (a), (b) presenta menos uniformidad entre cordones; incluso, los límites más marcados entre

los cordones depositados y algunas porosidades (puntos oscuros pequeños) distribuidas en la estructura, con contornos externos más irregulares.

En la Figura 42 (c) y (d) muestra del medio, el aporte calórico presenta mejor fusión entre cordones que la muestra anterior, esta presenta menos porosidades visibles y los límites entre cordones menos pronunciados observados en la muestra de 15V no se deben al ataque químico del electropulido, sino que reflejan una condición metalúrgica real de mejor fusión multipasada de los cordones. El aporte calórico proporciona la energía suficiente para refundir parcialmente el cordón anterior y generar una mejor adherencia del metal fundido, sin exceder los límites que causan problemas de porosidad. El electropulido con HNO_3 y metanol solo revela la microestructura existente, no modifica las características metalúrgicas del material. Por tanto, la menor visibilidad de los límites de las interfases de los cordones indica genuinamente una mejor fusión metalúrgica y homogenización química en la zona de transición entre cordones para las condiciones de proceso de 15V.

Finalmente, en la Figura 42 (e) y (f) la muestra con alto aporte calórico presenta mejor homogeneidad en la estructura interna, los límites entre cordones son más difusos, sugiriendo una fusión metalúrgica superior. También se aprecian algunas porosidades concentradas en la zona inferior (interfaz con el sustrato) y el perfil externo es más regular y la forma general es más uniforme.

Los cordones no resultaron perfectamente alineados en la dirección de fabricación debido a múltiples factores inherentes al proceso WAAM. Las fluctuaciones en la estabilidad del arco eléctrico con los parámetros utilizados (6 mm/s de alimentación de alambre y 5 mm/s de avance) generan desviaciones laterales durante la deposición. Adicionalmente, el calor acumulado, especialmente notable en la muestra de 16V con 267.1 [J/mm] de aporte térmico, causa deformaciones térmicas del sustrato que desplazan progresivamente cada cordón respecto al anterior. Las irregularidades superficiales de cada cordón depositado crean variaciones topográficas que afectan la posición del cordón siguiente, mientras que los efectos gravitacionales del metal fundido provocan ensanchamiento lateral antes de la solidificación.

En la Figura 43, en general muestra la metalografía entre el sustrato y el primer cordón, en donde la Figura 43 (a) la muestra a 14V se observa una estructura dendrítica fina con

posible fase α -Al (regiones más claras) y el eutéctico Al-Si en los espacios interdendriticos (regiones más oscuras) con algunos poros pequeños visibles (puntos negros), pero relativamente pocos comparados con las otras muestras. En la Figura 43 (b) la muestra de 15V presenta una estructura dendrítica más refinada que la muestra de 14V, con una distribución más homogénea de la fase eutéctica, donde el espaciado interdendriticos parece menor, lo que podría indicar una velocidad de enfriamiento ligeramente diferente. Por otra parte, en la Figura 43 (c) la muestra a 16V se visualiza mayor porosidad de las tres muestras, con varios poros grandes claramente visibles (áreas negras redondeadas), además la estructura dendrítica parece más gruesa en algunas zonas, posiblemente debido al mayor aporte térmico (267,1 J/mm) que provoca un enfriamiento más lento.

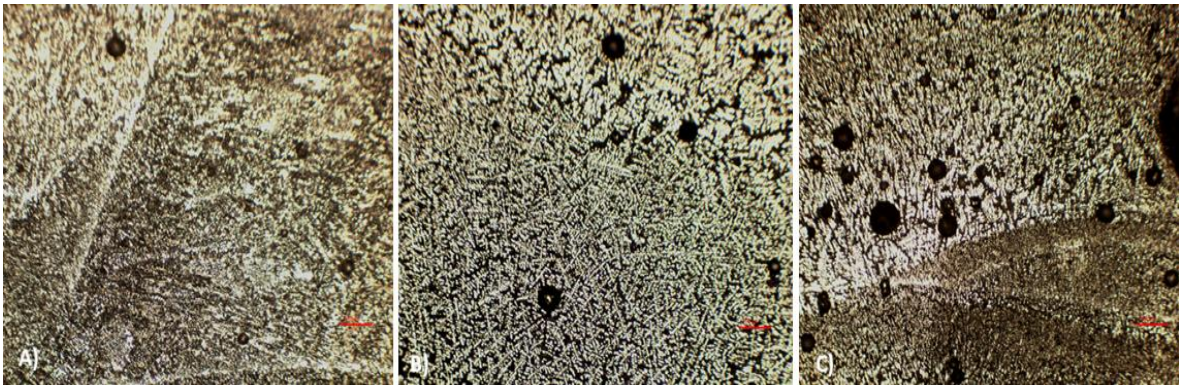


Figura 43. Microestructura material base y 1 cordón a 100X;(a) muestra 14V;(b) muestra 15V; (c) muestra 16V.

Con respecto a la microestructura del cuarto cordón que se observa en la Figura 44, en la Figura 44 (a) la muestra de 14V presenta una estructura dendrítica con orientación direccional visible, particularmente en la parte inferior de la imagen. También se evidencia cierta heterogeneidad entre la parte superior e inferior, lo que podría indicar diferentes velocidades de enfriamiento; además existen algunos poros pequeños dispersos (puntos negros) y el espaciado interdendriticos es relativamente fino. En la Figura 44 (b) la muestra de 15V se visualiza una estructura dendrítica más homogénea y equiaxial que la muestra de 14V, donde las dendritas parecen más definidas y hay mejor distribución de las fases. También se observan algunos poros, pero la estructura general parece más uniforme y el patrón dendrítico es más refinado. Finalmente, en la Figura 44 (c) la muestra de 16V, se observa dendritas más gruesas y con orientación columnar más pronunciada, especialmente en la parte inferior de la imagen. Se observa mayor direccionalidad en el crecimiento dendrítico, indicativo del gradiente térmico más pronunciado; además existe

una mayor presencia de poros en comparación con las otras muestras y las regiones interdendriticos parecen más amplias, sugiriendo un tiempo de solidificación más prolongado.

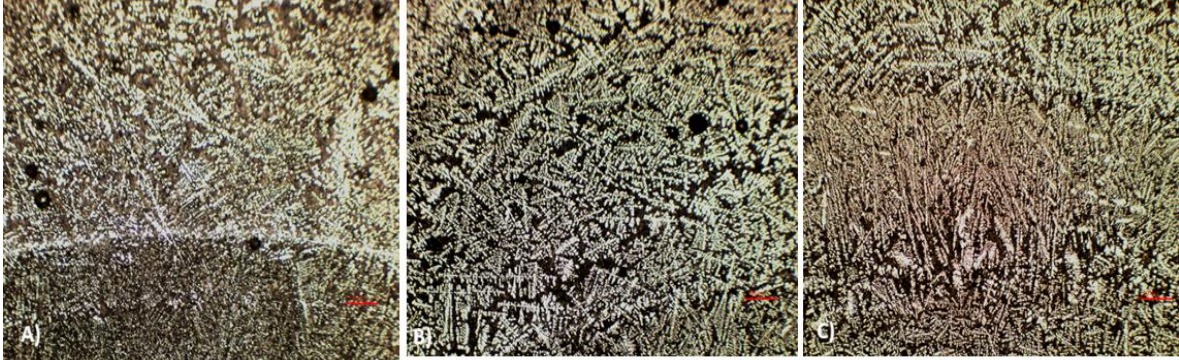


Figura 44. Microestructura 4 cordón a 100X; (a) muestra 14V; (b) muestra 15V ; (c) muestra 16V.

En relación a la microestructura del sexto cordón que se visualiza en la Figura 45, se presenta en la Figura 45 (a) la muestra de 14V existe una microestructura con dendritas más finas y orientación mixta además de una línea más clara que podría corresponder a la zona de fusión/interfase entre cordones, en conjunto a una estructura con zonas con diferentes orientaciones dendríticas, probablemente debido a los ciclos térmicos repetido. Además, se observa una menor presencia de porosidad comparada con las muestras de mayor voltaje. Con respecto a la Figura 45 (b) la muestra de 15V se visualiza una estructura dendrítica más definida con mayor direccionalidad, donde las dendritas parecen más largas y con mayor organización direccional que en la muestra de 14V. También se observa un patrón de crecimiento columnar más evidente y la distribución de fases interdendriticos parece más homogénea. Finalmente, en la Figura 45 (c) la muestra de 16V, se muestra dendritas considerablemente más gruesas y definidas. Se observa una estructura más gruesa de las tres muestras, consistente con el mayor aporte térmico, el crecimiento dendrítico es marcadamente direccional y se pesquisa un contraste más pronunciado entre las fases primarias y el eutéctico.

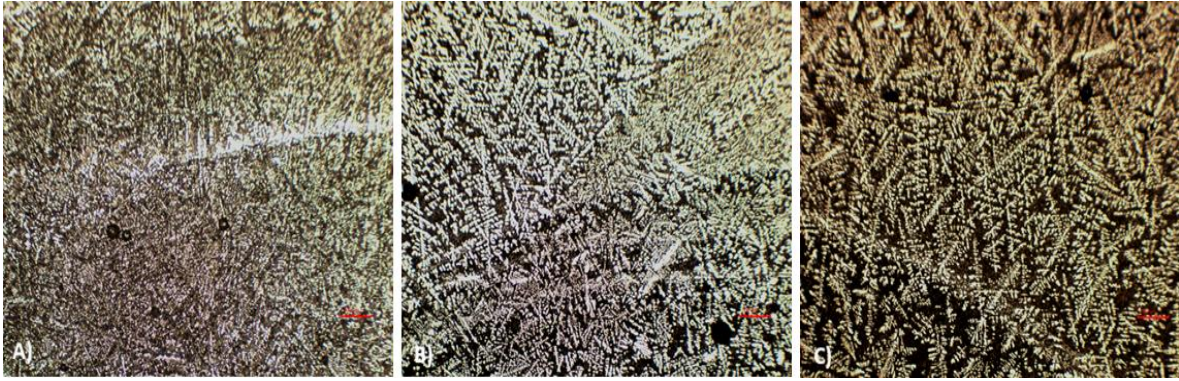


Figura 45. Microestructura 6 cordón a 100X; (a) muestra 14V; (b) muestra 15V ; (c) muestra 16V.

En la microestructura del noveno cordón que se observa en la Figura 46, específicamente en la Figura 46 (a) la muestra de 14V exhibe una microestructura predominantemente dendrítica con ramificaciones más finas, además de algunas zonas con porosidad (puntos negros). La estructura parece tener características mixtas entre columnar y equiaxial, con zonas donde las dendritas no tienen una direccionalidad tan marcada. Para la Figura 46 (b) la muestra de 15V se observa dendritas claramente definidas y más desarrolladas que en la muestra de 14V, presenta una estructura mayoritariamente columnar dendrítica con direccionalidad bien definida; además, las dendritas son más largas y tienen ramificaciones secundarias más visibles y el espaciado interdendriticos es más uniforme que en la muestra de 14V. Finalmente, en la Figura 46 (c) la muestra de 16V, se observan dendritas más gruesas con ramificaciones primarias y secundarias bien desarrolladas, y la estructura es predominantemente columnar dendrítica. También se visualiza mayor crecimiento preferencial de las dendritas, indicativo del gradiente térmico más pronunciado y existe evidencia de porosidad intergranular en las regiones interdendriticos.

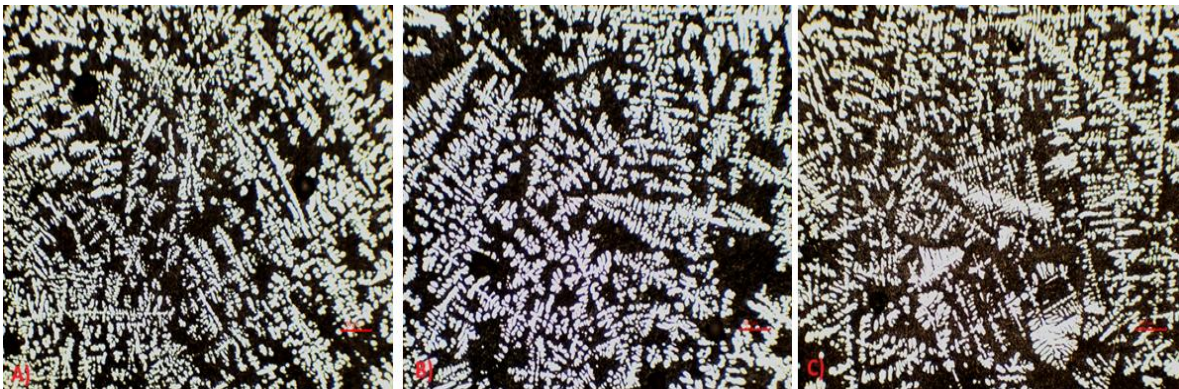


Figura 46. Microestructura 9 cordón a 100X; (a) muestra 14V; (b) muestra 15V ; (c) muestra 16V.

3.6 Dendritas secundarias

Con las imágenes de la metalografía junto con el programa “ImageJ” se midieron los espacios entre los brazos de las dendritas secundarias (SDAS) en el primer, cuarto, sexto y noveno cordón por cada experimento, donde por cada cordón se obtuvieron 30 mediciones con su respectiva desviación estándar, que se ilustra en la Tabla 6. Cabe agregar que se ilustra en la Figura 47 la curva promedio de las distancias SDAS de los experimentos en relación a los cordones de soldadura.

Tabla 6. Registro de distancias de espaciado entre brazos de dendritas secundarias (SDAS).

N° Mediciones	Distancias 14 V [um]				Distancias 15 V [um]				Distancias 16 V [um]			
	1 cordón	3 cordón	6 cordón	9 cordón	1 cordón	3 cordón	6 cordón	9 cordón	1 cordón	3 cordón	6 cordón	9 cordón
1	3.824	5.063	6.096	7.325	3.922	4.843	8.208	7.808	4.006	5.935	7.389	9.328
2	3.232	5.25	5.451	8.982	3.186	4.866	7.424	9.205	3.536	5.002	7.525	9.186
3	2.945	4.477	6.58	7.381	4.055	5.179	8.144	7.385	4.439	6.185	8.168	10.011
4	3.027	6.073	5.494	6.835	5.129	4.975	7.366	8.404	3.975	4.93	8.562	8.932
5	4.383	5.626	5.764	5.24	3.465	5.49	7.905	9.078	4.789	4.852	7.825	9.208
6	3.012	4.501	8.227	7.457	2.985	5.85	7.963	8.68	3.614	6.235	8.28	9.742
7	3.748	4.29	5.631	7.803	4.245	4.714	7.951	8.144	3.524	6.512	7.915	9.118
8	3.27	4.772	6.128	7.645	3.202	4.903	6.462	8.007	4.856	5.084	8.379	10.083
9	3.222	4.674	4.906	7.867	4.792	4.82	7.497	7.489	5.498	5.288	7.893	9.421
10	3.337	4.863	5.471	7.328	3.766	4.714	6.847	8.677	4.475	5.98	8.005	10.005
11	4.201	4.14	5.139	8.854	4.025	5.731	6.688	8.886	5.538	6.235	7.763	10.014
12	4.325	4.496	5.653	6.234	4.222	4.714	6.795	7.865	4.388	6.243	7.56	10.515
13	3.839	3.789	8.192	7.474	4.409	4.714	7.353	7.78	4.471	5.126	7.475	9.639
14	3.345	4.127	5.418	7.293	3.373	5.288	5.554	9.061	4.347	5.308	8.836	9.853
15	3.395	5.002	5.818	8.235	3.772	5.045	6.735	8.405	3.565	5.367	7.748	10.713
16	3.102	3.81	5.151	7.735	3.395	5.048	6.39	8.865	3.564	6.661	7.753	9.321
17	3.466	4.536	6.722	6.931	4.6	5.845	6.091	8.833	4.052	4.884	7.239	8.569
18	3.79	4.165	6.372	8.071	4.18	5.565	7.952	7.662	4.65	5.1	7.856	9.732
19	3.529	4.222	6.027	8.558	2.736	5.891	7.353	8.659	3.86	5.248	7.78	9.152
20	3.219	4.773	6.099	7.147	3.174	5.009	6.332	8.742	4.125	5.771	7.552	9.991
21	3.64	4.144	5.347	7.744	4.045	5.165	6.627	9.568	5.235	6.031	8.234	10.767
22	3.81	4.802	5.438	6.723	4.399	4.298	5.655	8.837	4.669	6.412	8.033	9.741
23	3.47	4.186	5.908	7.784	4.626	5.152	5.434	7.959	4.83	5.27	7.721	9.63
24	3.648	3.653	5.959	8.804	3.009	3.781	6.125	8.273	4.235	5.668	8.931	9.207
25	4.235	4.039	6.36	7.352	2.991	5.491	4.737	8.415	4.123	5.437	7.718	9.349
26	3.193	4.077	5.831	7.35	3.139	5.192	5.09	7.985	4.28	5.865	7.973	8.72
27	2.582	3.997	7.275	7.916	4.52	4.744	4.795	8.612	3.268	5.852	8.071	9.68
28	4.105	4.811	6.454	7.012	3.96	5.357	4.958	7.864	3.82	5.411	7.705	8.81
29	3.181	3.925	5.916	6.047	3.847	4.344	5.701	7.589	3.53	5.269	7.383	10.153
30	3.343	4.311	7.01	6.834	3.684	5.424	5.23	8.209	3.805	6.365	7.733	10.201
Promedio	3.514	4.486	6.061	7.465	3.828	5.072	6.579	8.365	4.236	5.651	7.900	9.619
Desviacion Estandar	0.443	0.551	0.802	0.819	0.620	0.485	1.080	0.560	0.595	0.543	0.404	0.571

Curva de distancias de dendritas secundarias vs mediciones en los cordones

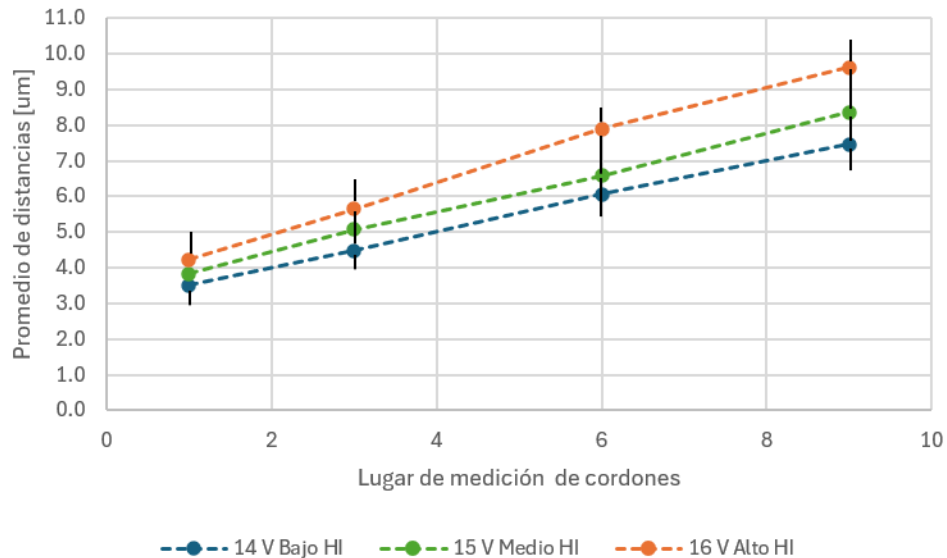


Figura 47. Curva distancias de espaciado entre brazos de dendritas secundarias (SDAS).

El gráfico de la Figura 47 muestra claramente una tendencia creciente del SDAS a medida que avanzamos desde el primer cordón hasta el noveno para las tres condiciones de voltaje (14V, 15V y 16V). En ellos se puede interpretar que junto al efecto del voltaje donde la muestra con 14V (Bajo HI) presentan los valores más bajos de SDAS en todos los cordones, empezando en aproximadamente 3,5 [μm] en el primer cordón y llegando hasta 7,5 [μm] en el noveno cordón. La muestra con 15V (Medio HI) muestran valores intermedios, comenzando en aproximadamente 3,8 [μm] y alcanzando 8,4 [μm] y la muestra con 16V (Alto HI) exhiben los valores más altos de SDAS, iniciando en aproximadamente 4,2 [μm] y llegando hasta 9,6 [μm] en el noveno cordón.

En relación con el largo de los cordones para todas las condiciones de voltaje, se observa un incremento progresivo del SDAS conforme se avanza del cordón 1 al cordón 9, donde la pendiente de las tres curvas es similar, lo que indica que el mecanismo de engrosamiento de las dendritas es consistente para los tres voltajes; además, el incremento del SDAS con la altura de construcción es una característica típica en procesos WAAM, debido al efecto acumulativo del calor.

Con respecto a su relación del aporte calórico y la velocidad de enfriamiento, donde el menor SDAS en las muestras de 14V se debe a un enfriamiento más rápido como

consecuencia del menor aporte térmico (212,6 J/mm). El mayor SDAS en las muestras de 16V confirma un enfriamiento más lento debido al mayor aporte térmico (267,1 J/mm). Esta relación es coherente con la teoría de solidificación donde a menor velocidad de enfriamiento, mayor tiempo para el crecimiento y engrosamiento de las dendritas.

En base a los análisis estadísticos los datos muestran una dispersión relativamente baja, como se evidencia en los valores de desviación estándar que oscilan entre 0,4 y 1,1 [μm], eso indica que la consistencia de los datos refuerza la confiabilidad de la tendencia observada.

En relación a las propiedades mecánicas, el menor SDAS (14V) generalmente está asociado con mejores propiedades mecánicas, particularmente mayor resistencia y dureza y el mayor SDAS (16V) podría resultar en propiedades mecánicas inferiores, pero potencialmente mejor ductilidad; es decir, que admite grandes deformaciones mecánicas.

Esta correlación entre el aporte térmico, el SDAS y la posición del cordón proporciona información valiosa sobre el control microestructural durante el proceso WAAM, lo que podría utilizarse para optimizar los parámetros de proceso según las propiedades mecánicas deseadas en la pieza final.

3.7 Parámetros de solidificación experimentales

Retomando lo ya mencionado, se tomó en cuenta la relación de la ecuación (2), que involucra la razón de los parámetros G y R será mayor o igual a la razón de la diferencia de temperatura entre el líquido y sólido según el diagrama de fase de la aleación (ΔT) y el coeficiente de difusión del soluto D_L . [12] Como el material elegido es una aleación de aluminio silicio (4047), que de acuerdo al diagrama binario de la aleación que se encuentra anteriormente visualizado en la Figura 12, se puede hacer una aproximación del gradiente de temperatura de 13 [$^{\circ}\text{C}$] (590-577) y el coeficiente de difusión de acuerdo a la literatura científica suele reportar valores cercanos a 10^{-9} [m^2/s] (0.005 [mm^2/s]) para la difusión del silicio en aluminio a temperaturas elevadas (cerca del punto eutéctico). Por lo tanto, se obtiene con la relación de la ecuación (2):

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D_L} \rightarrow \frac{G}{R} \geq \frac{13}{0.005} \rightarrow \frac{G}{R} \geq 2600 \left[\frac{^{\circ}\text{C/s}}{\text{mm}^2} \right]$$

Teniendo en cuenta que $G \cdot R$ determina la velocidad de enfriamiento (Cooling Rate \dot{T} [$^{\circ}\text{C/s}$]) [13], se ha mencionado anteriormente que la velocidad de enfriamiento en los materiales también se puede estimar basándose en la separación de los brazos de las dendritas secundarias (Secondary Dendrite Arm Spacing λ_2) de la microestructura fabricada [14].

Existen trabajos académicos que han demostrado que las aleaciones de aluminio con contenido de silicio tienden a seguir la relación dada en la ecuación 4 nombrada anteriormente, en donde B y n son constantes que dependerá de la literatura [15], en que para esta ocasión para aleaciones aluminio silicio hipoeutéticas, B y n tienen valores de $50 \left(\frac{k}{s}\right)^n$ y 0.33 respectivamente [29],[30]; por lo tanto, tomando los valores de los promedios de la separación de los brazos de las dendritas secundarias de la Tabla 6 anterior, se calcula el cooling rate \dot{T} [$^{\circ}\text{C/s}$] en base a dicha relación. A continuación, se obtuvieron los valores del parámetro anterior visualizados en la Tabla 7.

$$\text{cooling rate } (\dot{T}) = \left(\frac{B}{\lambda_2}\right)^{\frac{1}{n}} \rightarrow \text{cooling rate } (\dot{T}) = \left(\frac{50}{\lambda_2}\right)^{\frac{1}{0.33}}$$

Tabla 7. Datos de Cooling Rate

Cordón	14V	15V	16V
[-]	[$^{\circ}\text{C/s}$]	[$^{\circ}\text{C/s}$]	[$^{\circ}\text{C/s}$]
1	3122.30	2408.04	1772.81
3	1489.11	1026.97	740.04
6	598.41	466.85	268.09
9	318.26	225.46	147.66

La Tabla 7 muestra una clara tendencia en la velocidad de enfriamiento ($^{\circ}\text{C/s}$) para los diferentes cordones y voltajes, en donde a 14V (menor aporte calórico) se observan las velocidades de enfriamiento más altas, desde 3122.30 [$^{\circ}\text{C/s}$] en el primer cordón hasta 318.26 [$^{\circ}\text{C/s}$] en el noveno; en cambio, la muestra de 15V (medio aporte calórico) contiene valores intermedios, desde 2408.04 [$^{\circ}\text{C/s}$] hasta 225.46 [$^{\circ}\text{C/s}$]. Y, por otra parte, la muestra de 16V (mayor aporte calórico) presenta las velocidades de enfriamiento más bajas, desde 1772.81 [$^{\circ}\text{C/s}$] hasta 147.66 [$^{\circ}\text{C/s}$].

Cabe destacar que todas las muestras con sus respectivos voltajes, la velocidad de enfriamiento disminuye significativamente conforme se avanza del cordón 1 al cordón 9, esta reducción es coherente con el efecto acumulativo del calor y la menor disipación térmica en las capas superiores.

No obstante, se obtuvo las siguientes dos relaciones. La primera es que G/R es mayor igual a $2600 \text{ [}^\circ\text{C}\cdot\text{s/mm}^2\text{]}$ y la segunda es que los valores anteriores de la Tabla 7 son iguales a $G\cdot R$; por lo tanto, resolviendo las dos ecuaciones anteriores se obtuvieron los datos de los parámetros de solidificación ilustrados en la Tabla 8. Todos los resultados anteriores se pueden ilustrar en las gráficas de la Figura 48, Figura 49 y la Figura 50.

Tabla 8. Datos de parámetros de solidificación de los experimentos.

Cordón	14V		15V		16V	
	G	R	G	R	G	R
[-]	[$^\circ\text{C}/\text{mm}$]	[mm/s]	[$^\circ\text{C}/\text{mm}$]	[mm/s]	[$^\circ\text{C}/\text{mm}$]	[mm/s]
1	2849.21	1.0958	2503.02	0.9627	2146.3	0.8255
3	1967.65	0.7568	1634.1	0.6285	1390.7	0.5345
6	1245.4	0.479	1109.8	0.423	834.6	0.321
9	908.4	0.349	766.7	0.2945	618.8	0.238

Curva de G vs número de cordones

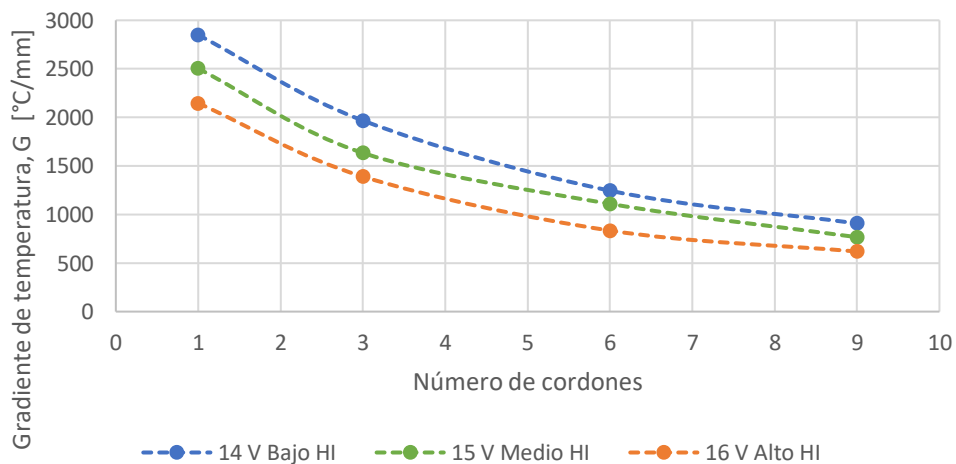


Figura 48. Curva de Gradiente de líquido.

Curva de R vs número de cordones

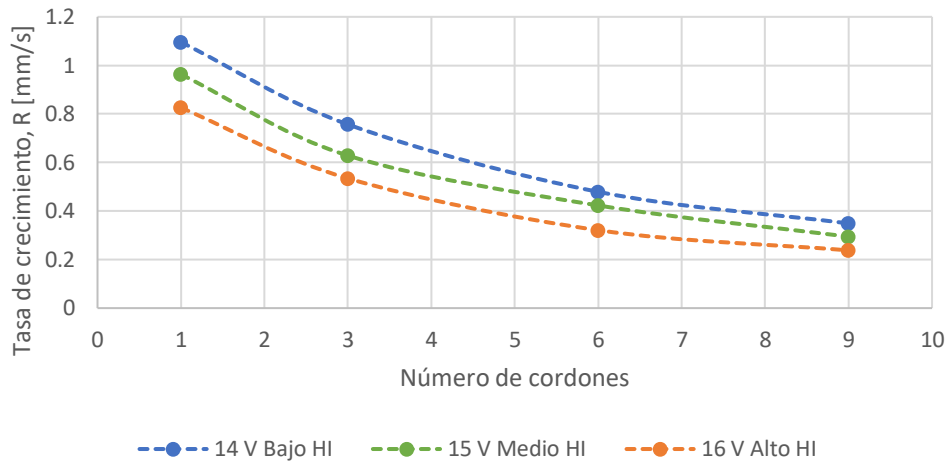


Figura 49. Curva de tasa de crecimiento.

Curva de Cooling Rate vs número de cordones

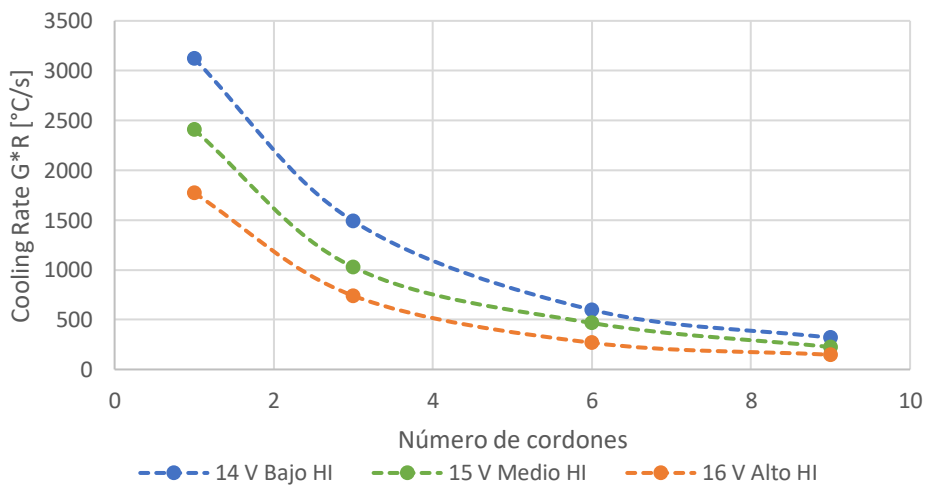


Figura 50. Velocidad de enfriamiento.

En la Figura 48 muestra cómo el gradiente térmico (GI) disminuye conforme aumenta el número de cordones, donde es más alto para 14V (Bajo HI), seguido por 15V (Medio HI) y luego 16V (Alto HI) en todos los cordones.

Se observa una reducción drástica del gradiente entre el cordón 1 y el cordón 6, con una disminución más gradual entre los cordones 6 y 9. Para el cordón 1, los valores oscilan

entre 2900 [°C/mm] (14V) y 2100 [°C/mm] (16V) y para el cordón 9, los valores se reducen significativamente a 900 [°C/mm] (14V) y 600°C/mm (16V).

En la Figura 49 ilustra cómo la velocidad de solidificación (R) disminuye a lo largo de la construcción, similar al gradiente térmico. La tasa de crecimiento es mayor para 14V y menor para 16V, y la caída más pronunciada ocurre entre los cordones 1 y 3, donde R se reduce aproximadamente a la mitad.

La Figura 50 muestra la disminución de la velocidad de enfriamiento (cooling rate) a lo largo de los cordones, donde la velocidad de enfriamiento exhibe la caída más dramática de los tres parámetros. La mayor parte de la reducción ocurre en los primeros cordones, con una disminución cercana al 85% entre el cordón 1 y el cordón 6.

El primer cordón experimenta las condiciones más extremas de enfriamiento debido al contacto directo con el sustrato frío. Los cordones superiores muestran condiciones más estables debido al precalentamiento acumulado. El menor voltaje (14V) produce gradientes térmicos más pronunciados y velocidades de enfriamiento más altas, lo que explica las estructuras dendríticas más fina; como tiene un menor aporte calórico, implica que transfiere menor energía al material por unidad de longitud, generando un baño de fusión más pequeño y temperaturas menores.

A continuación, en las Figura 51, la Figura 52 y Figura 53 se ilustran los mapas de solidificación de las muestras de 14V, 15V y de 16V, las cuales resumen los resultados del gradiente de temperatura y la tasa de enfriamiento además de las morfologías que contienen las microestructuras obtenidas. Cabe señalar que la morfología inicial comienza con zona columnar dendríticas y al momento de obtener los últimos cordones, se obtienen equiaxial dendríticas. Cabe destacar que los puntos corresponden a cada cordón de soldadura que se analizaron en la metalografía (#1, #3, #6 y #9), además la curva azul correspondiente a cada experimento, indica el límite del primer cordón en donde el Cooling Rate mencionados en la Tabla 7, es constante variando el G y el R, de la misma manera en la curva amarilla indica el límite del noveno cordón analizado, dejando constante las variables de solidificación.

Mapa de solidificación 14 V

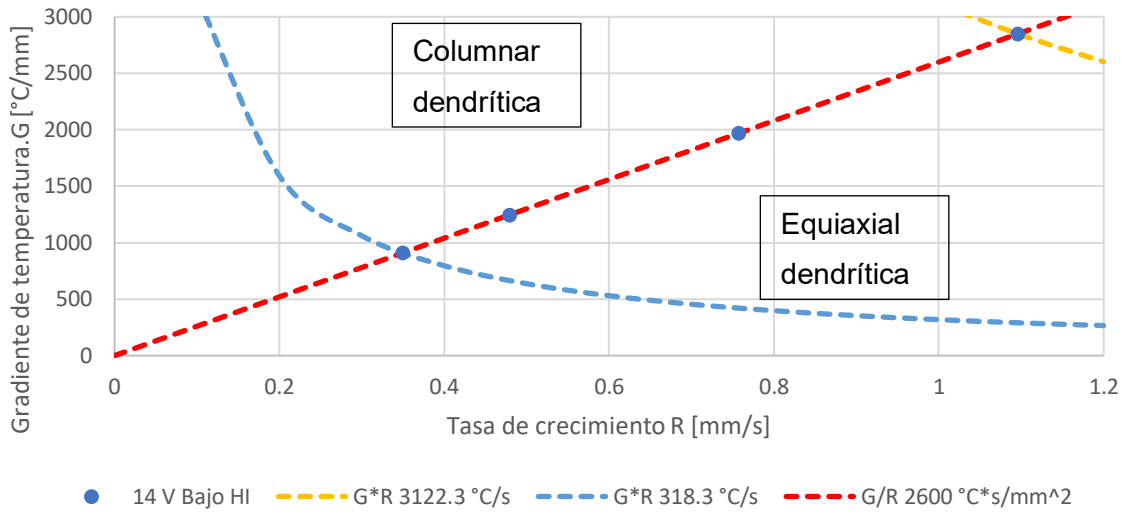


Figura 51. Mapa de solidificación de Al-Si 4047 muestra 14V (bajo HI).

Mapa de solidificación 15 V

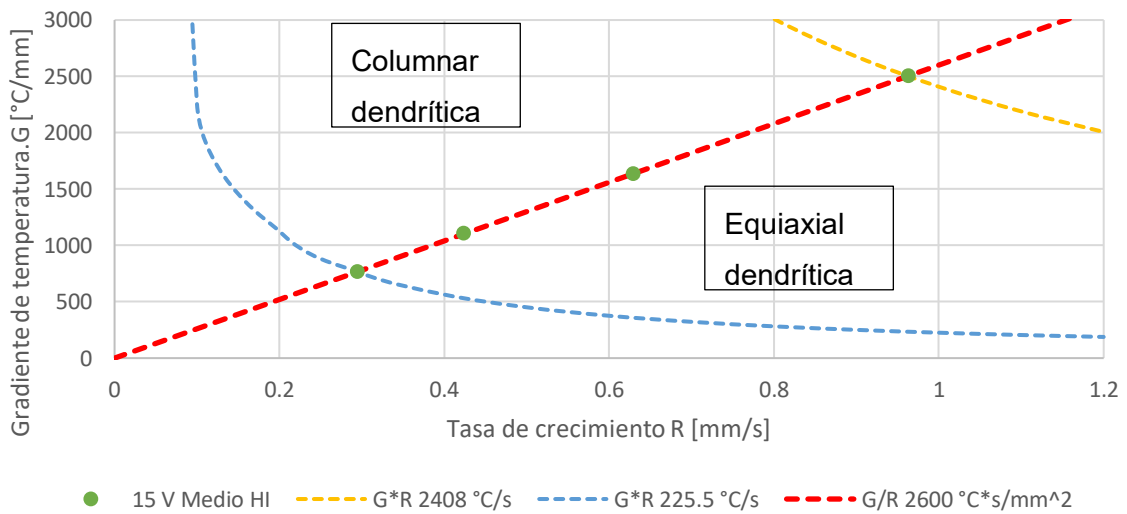


Figura 52. Mapa de solidificación de Al-Si 4047 muestra 15V (medio HI).

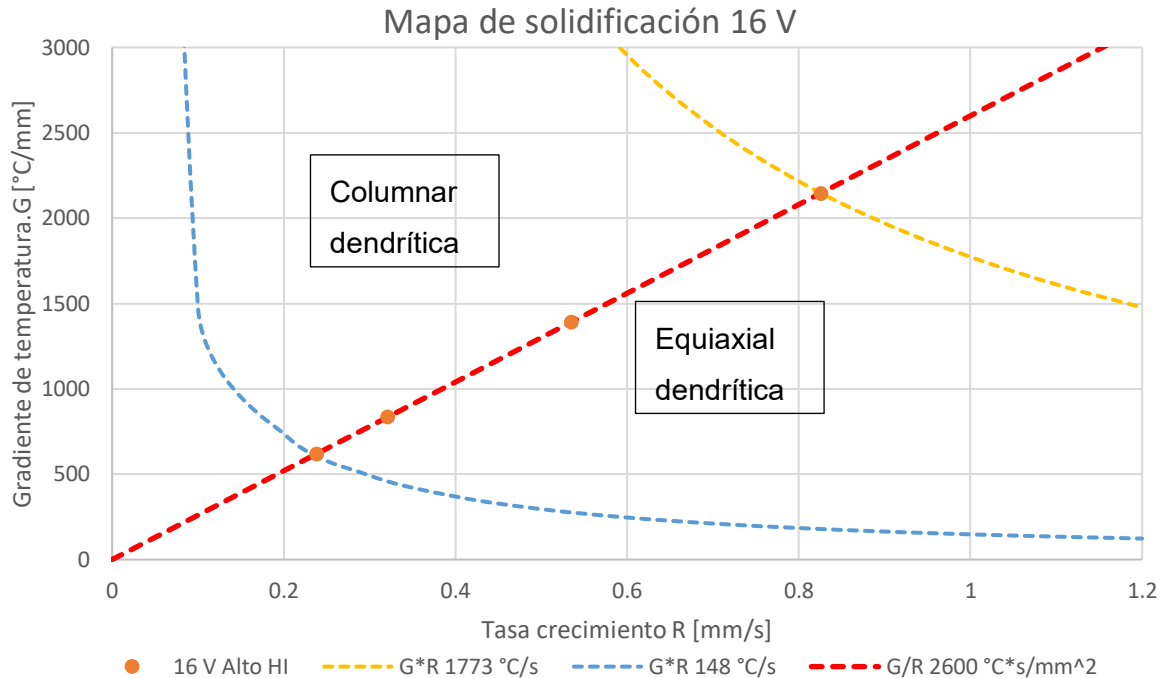


Figura 53. Mapa de solidificación de Al-Si 4047 muestra 16V (alto HI).

3.8 Dureza

Se realizaron mediciones de macrodureza para visualizar la tendencia de dureza para la aleación en las diferentes muestras 14V, 15V y 16V. En la Figura 54 muestra valores de dureza Rockwell HRF en un rango aproximado de 40-65 [HRF], esto se debe a que se registraron valores tanto del material base (MB) que es el sustrato de un lingote fundido de aluminio y el material de aporte (MA), donde a partir de 16 [mm] se encuentra aproximadamente la división de la fabricación de los cordones de soldadura, además en la misma Figura 54 indica la dirección de los cordones. En la muestra 14V (línea azul), muestra una caída notable en la región de 18-20 [mm], en la 15V (línea verde) presenta una caída significativa alrededor de los 16 [mm] y 16V (línea naranja) es la más estable de las tres, con la menor fluctuación (aproximadamente entre 50-60 [HRF]).

Cabe destacar que el análisis de esto es el efecto del promediado, donde la macrodureza Rockwell utiliza un indentador más grande que hace promediar las propiedades en un volumen mayor de material. Esto hace que las porosidades pequeñas o fases duras localizadas tengan menos impacto, donde el resultado refleje más el comportamiento global del material.

Gráfico de dispersión macrodureza

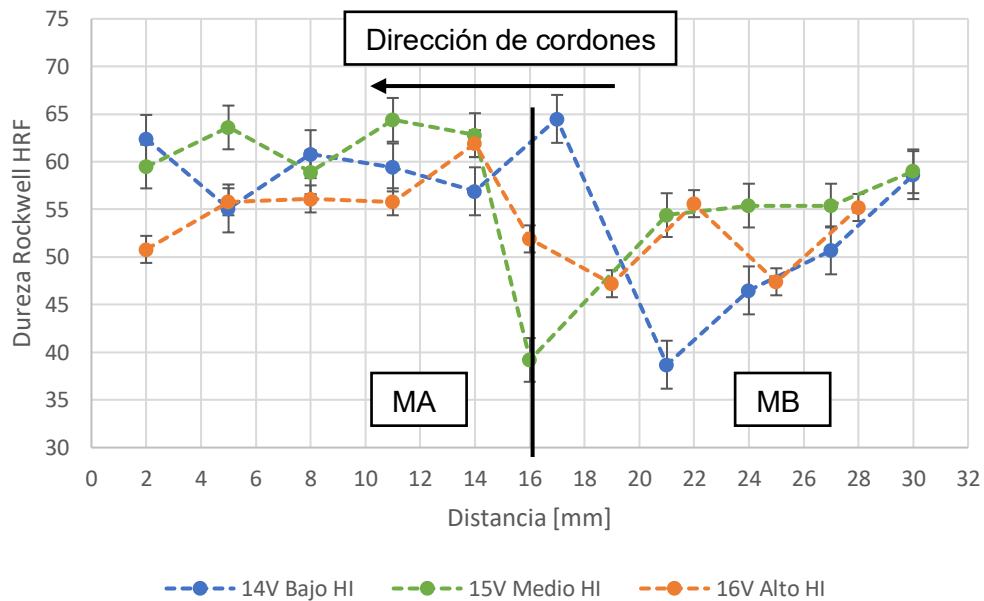


Figura 54. Gráfico de dispersión macrodureza Rockwell HRF.

También se realizaron microdureza Vickers en las muestras ilustradas en la Figura 55, donde exhibe la variabilidad de la microdureza, donde en todas las regiones se observa una fluctuación considerable independientemente del calor de aporte, las tendencias en las regiones superior, media, baja y los valores del material base (MB). Hay que considerar que la microdureza es extremadamente sensible a fases individuales, porosidades y límites de grano e interfases.

Los valores más altos de dureza (picos cercanos a 100-120 [Hv]), probablemente corresponden a mediciones en zonas eutécticas Si-Al; donde el silicio, al ser más duro que el aluminio, aumenta significativamente la dureza en estas regiones. También podrían corresponder a zonas con partículas de silicio primario.

Los valores medios (80-90 [Hv]), típicamente corresponden a mediciones en zonas de interfase, donde estas son áreas de transición entre la fase rica en aluminio y el eutéctico. Los valores más bajos de dureza (40-60 [Hv]), corresponden probablemente a mediciones en la fase α -Al (matriz de aluminio), donde el aluminio puro es más blando que las regiones eutécticas y finalmente las caídas bruscas de dureza (por debajo de 40 [Hv]),

probablemente indican porosidades en las zonas medidas, donde el indentador encuentra un poro, y la medición no es representativa del material.

La muestra de 14V tiene un promedio de 85 [Hv], la muestra de 15V tiene un promedio de 76 [Hv], la muestra de 16V tiene un promedio de 76 [Hv] y, por último, el material base de 50 [Hv]. La muestra de 14V tiene tendencia a subir, donde contiene menor calor de aporte, menor calor acumulado, generando estructuras más finas.

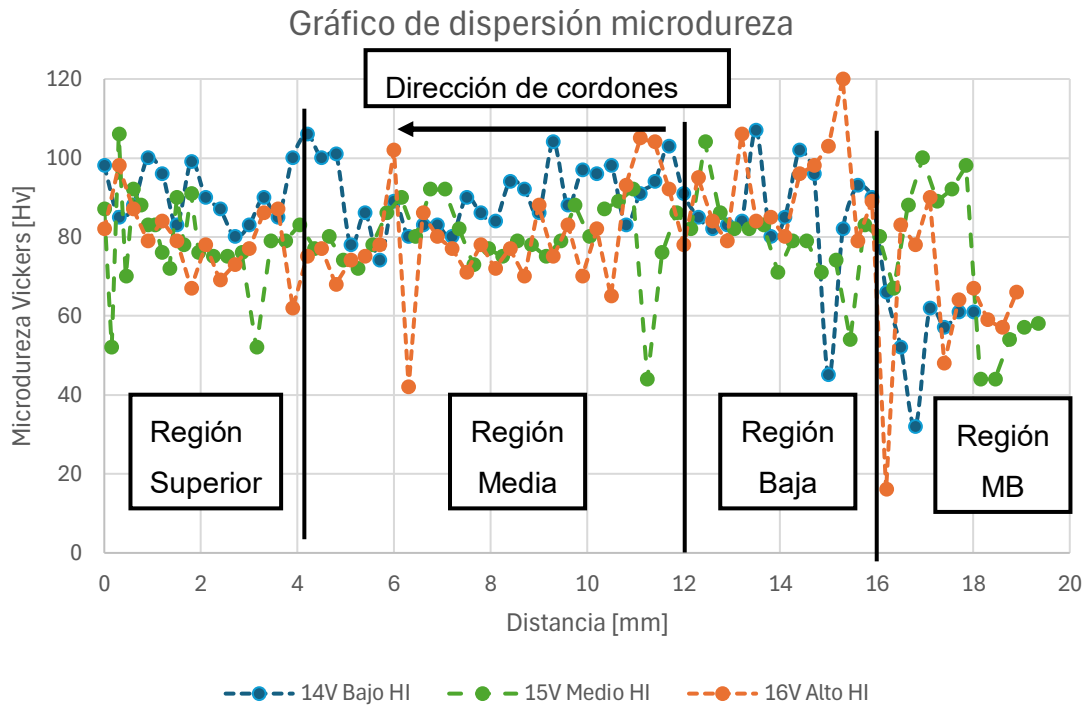


Figura 55. Gráfico de dispersión microdureza Vickers.

Las diferencias con el gráfico de macrodureza y la microdureza Vickers, es la escala de medición, ya que la microdureza Vickers (HV) mide propiedades muy localizadas, a escala microscópica; en cambio la macrodureza Rockwell (HRF), evalúa un volumen mayor de material, proporcionando una medida más promediada. Por ejemplo, el comportamiento de la muestra de 16V, en microdureza se ilustra mayor diferencia con valores extremos tanto altos como bajos; sin embargo, en macrodureza presenta un comportamiento más estable.

3.9 Discusión y Recomendaciones

Esta investigación corroboró que es viable fabricar las piezas siguiendo los pasos convencionales de soldadura GMAW adaptadas al método WAAM, pero el set de parámetros específico tanto el voltaje y la velocidad de avance tiene altas consecuencias en las propiedades de las piezas resultantes.

En la fabricación de las muestras sugieren que el incremento controlado del voltaje y aporte calórico en el proceso WAAM para aleaciones de aluminio silicio puede conducir a estructuras más homogéneas. Cabe considerar que un aporte térmico excesivo podría potencialmente aumentar la zona afectada térmicamente y alterar las propiedades mecánicas del material, además analizando los resultados de la Tabla 5 y las imágenes, la rugosidad de los cordones se debe principalmente al aporte calórico. Con voltajes bajos (14V), el reducido aporte térmico (212,6 J/mm) genera cordones irregulares con poca adherencia superficial debido a la solidificación rápida. Esta condición se evidencia en las dimensiones de la Tabla 5, donde la muestra de 14V presenta mayor irregularidad superficial, en cambio el aporte térmico de las muestras de 15V y 16V, mejora la fluidez del baño de fusión y la uniformidad de los cordones, reduciendo progresivamente la rugosidad debido a una mejor redistribución del material antes de solidificar.

Las dificultades experimentadas con las termocuplas y la cámara termográfica muestran los desafíos técnicos para obtener mediciones precisas en procesos WAAM con aluminio. La reflectividad del aluminio fundido causó errores en las mediciones de temperatura con la cámara termográfica generados errores en los registros las cuales no fueron considerados en los análisis de esta investigación. Sin embargo, se tomaron en cuenta las tendencias de las curvas que se atribuye tanto los momentos de calentamiento y enfriamiento. La distribución térmica homogénea permite una solidificación más controlada, reduciendo tensiones residuales, donde los ciclos térmicos repetitivos durante la deposición de múltiples cordones posiblemente causaron diferentes tasas de enfriamiento en diferentes alturas de la pieza.

Los resultados obtenidos revelan que el control de la porosidad en WAAM de aleaciones de aluminio requiere un enfoque completo que considere no solo la minimización del hidrógeno disponible, sino también la optimización de los parámetros de proceso para

maximizar su escape. La identificación de 16V como voltaje óptimo sugiere la existencia de una ventana de procesamiento crítica donde el balance entre nucleación de burbujas y tiempo de desgasificación favorece la calidad del componente. Se recomienda implementar estrategias de control ambiental como atmósferas protectoras o precalentamiento del sustrato para reducir las fuentes de contaminación, así como el desarrollo de protocolos de limpieza específicos para el alambre de aporte y superficies de trabajo.

La variación del voltaje (14V, 15V, 16V) resultó en diferentes valores de calor de aporte (212.6 [J/mm], 235.4 [J/mm], 267.1 [J/mm]), lo que afectó el espaciado entre los brazos de dendritas secundarias (SDAS).

El análisis SDAS muestra un claro incremento desde el primer cordón hasta el noveno en todas las configuraciones, siendo consistentemente mayor en la muestra de 16V. Este fenómeno se explica por el efecto acumulativo del calor durante el proceso de fabricación, que reduce progresivamente la velocidad de enfriamiento en los cordones superiores. La relación directamente proporcional entre el aporte térmico y el SDAS confirma que, a mayor calor de aporte, menor velocidad de enfriamiento y, por tanto, mayor tiempo para el crecimiento dendrítico.

Los mapas de solidificación elaborados a partir de los datos experimentales muestran una transición desde estructuras columnares dendríticas en los primeros cordones hacia estructuras equiaxial dendríticas en los cordones superiores. Esta evolución es consistente con la disminución del gradiente térmico (G) y la velocidad de solidificación (R) a medida que se avanza en la construcción. La configuración de 14V mantiene valores más altos tanto de G como de R en todos los cordones, lo que explica la microestructura más fina observada.

Las mediciones de dureza revelan comportamientos interesantes y aparentemente contradictorios entre macro y microdureza. La muestra de 16V presenta la mayor estabilidad en macrodureza, mientras que en microdureza muestra gran variabilidad. Esto se explica por la escala de medición a macrodureza promedia el comportamiento en un volumen mayor, mientras que la microdureza es extremadamente sensible a las fases individuales y porosidades. La muestra de 14V (bajo HI) presentó los valores promedio más

altos de microdureza (85 HV), lo que es consistente con su microestructura más fina derivada de mayores velocidades de enfriamiento.

Al momento de la optimización del sistema, inicialmente se debe seleccionar la configuración de aporte calórico según los requerimientos específicos de la pieza final. Para aplicaciones que requieran alta resistencia mecánica, la configuración de 14V podría ser más adecuada, mientras que para componentes materiales dúctiles la configuración de 16V ofrece mejores resultados. También otra optimización de parámetros de proceso sería el experimentar con tiempos de enfriamiento variables entre cordones para evaluar su efecto en la microestructura, así mismo, explorar diferentes estrategias de deposición (patrones de zigzag, espiral, etc.) para mejorar la distribución térmica e investigar el precalentamiento controlado del sustrato para reducir el gradiente térmico.

Otra recomendación sería la implementación de estrategias de control térmico, donde lo ideal es desarrollar sistemas de monitoreo y control térmico en tiempo real durante el proceso WAAM para mantener gradientes térmicos más consistentes y predecibles, especialmente en piezas de mayor tamaño donde el efecto acumulativo del calor podría ser más pronunciado.

Para ello un mejor sistema sería incorporar alguna cámara termográfica o pirómetro cerca de la torcha calibrado específicamente para aluminio en estado líquido y sólido, implementando un sistema de fijación más robusto para las termocuplas que evite su desprendimiento durante el proceso.

Una sugerencia de refinamiento del proceso podría reducir las porosidades implementando modificaciones en la velocidad de avance o patrones de deposición alternantes. También una caracterización mecánica más exhaustiva complementaría el estudio realizando ensayos de tracción, fatiga y tenacidad a la fractura para establecer correlaciones entre parámetros de proceso, microestructura y comportamiento mecánico.

Esta investigación podría ampliarse evaluando más parámetros, como velocidad de alimentación y de avance, o analizando tratamientos térmicos posteriores para homogeneizar la microestructura y reducir la anisotropía en las propiedades mecánicas.

CONCLUSIONES

En la Universidad Técnica Federico Santa María se fabricaron con éxito piezas de aleación aluminio-silicio (4047) mediante el método WAAM. El sistema, instalado en el Centro Integrado de Manufactura y Automatización (CIMA), utiliza un equipo de soldadura MIG/GMAW acoplado a un robot KUKA, operando en conjunto para depositar capas de cordones superpuestos. Se produjeron tres piezas con parámetros de 14V, 15V y 16V, obteniendo tres niveles de calor de aporte: bajo (212.6 [J/mm]), medio (235.4 [J/mm]) y alto (267.1 [J/mm]) respectivamente.

La microestructura observada fue la esperada para la matriz eutéctica Al-Si (en las regiones más oscuras) con α -Al (en las regiones más claras y algunas porosidades (puntos negros)). Para la muestra de 14V existen ramificaciones más finas en cambio la muestra de 16V existen dendritas más gruesas; por lo tanto, existe una clara evolución microestructural a lo largo de la altura de construcción, pasando de estructuras columnares dendríticas en los primeros cordones a estructuras equiaxiales dendríticas en los cordones superiores, debido a la disminución progresiva del gradiente térmico y la velocidad de solidificación.

Las porosidades demostraron que la calidad superficial de componentes WAAM en aleaciones de aluminio está directamente relacionada con la optimización del calor de aporte aplicado. Los resultados confirman que voltajes de 16V generan condiciones térmicas que favorecen la desgasificación natural del hidrógeno, eliminando considerablemente las porosidades superficiales y estableciendo las bases para componentes con mejores propiedades mecánicas. Este hallazgo representa un avance significativo en el entendimiento de los mecanismos de formación de defectos en procesos WAAM, demostrando que la maximización del escape de gases puede ser más efectiva que la simple minimización de su nucleación. La metodología desarrollada para evaluar la calidad superficial macroscópica constituye una herramienta valiosa para la optimización de parámetros en aplicaciones industriales de manufactura aditiva por arco eléctrico.

El espacio entre los brazos de las dendritas secundarias (SDAS) se promedió en el primer, tercer, sexto y noveno cordón, obteniendo valores de 3.5 [μm], 4.5 [μm], 6.1 [μm] y 7.5 [μm] para 14V; 3.8 [μm], 5.1 [μm], 6.6 [μm] y 8.4 [μm] para 15V; y 4.2 [μm], 5.7 [μm], 7.9 [μm] y 9.6 [μm] para 16V. En todos los casos, el SDAS aumenta progresivamente desde el primer

hasta el noveno cordón. El voltaje más bajo (14V) presenta los valores más reducidos de SDAS, mientras que el más alto (16V) alcanza los mayores valores. Esto se debe a que un mayor voltaje implica un mayor aporte térmico, lo que ralentiza el enfriamiento y genera un SDAS más grande.

Con los datos Cooling Rate (velocidad de enfriamiento) medidos en °C/s muestran una correlación inversa perfecta con los valores de SDAS vistos anteriormente, para los diferentes cordones de soldadura a tres voltajes distintos (14V, 15V y 16V). En el experimento a 14V, se registraron los siguientes valores: cordón 1 (3122.30 ° [C/s]), cordón 3 (1488.11 [°C/s]), cordón 6 (598.41 [°C/s]) y cordón 9 (318.26 [°C/s]). Para el experimento a 15V, los valores fueron: cordón 1 (2408.04 [°C/s]), cordón 3 (1026.97 [°C/s]), cordón 6 (466.85 [°C/s]) y cordón 9 (225.46 [°C/s]). Finalmente, en el experimento a 16V se obtuvieron: cordón 1 (1772.81 [°C/s]), cordón 3 (740.04 [°C/s]), cordón 6 (268.09 [°C/s]) y cordón 9 (147.66 [°C/s]), en donde por ejemplo a mayor cooling rate (14V) equivale un menor SDAS, en cambio a menor cooling rate (16V) equivale un mayor SDAS. Se puede observar una clara tendencia de disminución en la velocidad de enfriamiento conforme aumenta el número del cordón para cada voltaje, así como una reducción de los valores al incrementar el voltaje aplicado de 14V a 16V para un mismo cordón.

Los valores del gradiente de temperatura (G) en [°C/mm] y la velocidad de solidificación (R) en [mm/s] para cuatro cordones numerados como 1, 3, 6 y 9. En el experimento de 14V, se registraron los siguientes valores: cordón 1 (G=2849.21 [°C/mm], R=1.0958 [mm/s]), cordón 3 (G=1967.65 [°C/mm], R=0.7568 [mm/s]), cordón 6 (G=1245.4 [°C/mm], R=0.479 [mm/s]) y cordón 9 (G=908.4 [°C/mm], R=0.349 [mm/s]). Para el experimento de 15V: Cordón 1 (G=2503.02 [°C/mm], R=0.9627 [mm/s]), cordón 3 (G=1634.15 [°C/mm], R=0.6285 [mm/s]), cordón 6 (G=1109.8 [°C/mm], R=0.423 [mm/s]) y cordón 9 (G=766.7 [°C/mm], R=0.2945 [mm/s]). Finalmente, en el experimento de 16V: cordón 1 (G=2146.3 [°C/mm], R=0.8255 [mm/s]), cordón 3 (G=1390.7 [°C/mm], R=0.5345 [mm/s]), cordón 6 (G=834.6 [°C/mm], R=0.321 [mm/s]) y cordón 9 (G=618.8 [°C/mm], R=0.2385 [mm/s]), evidenciando en todos los casos una disminución progresiva tanto de G como de R al aumentar el número del cordón y el voltaje aplicado.

Según los datos del estudio, existe una clara relación entre el gradiente de temperatura (GI), la velocidad de solidificación (R) y el calor de aporte (HI) en el proceso WAAM para la

aleación Al-Si 4047, donde el menor calor de aporte (14V, 212.6 [J/mm]) produjo los gradientes térmicos más elevados, alcanzando 2849 [°C/mm] en el primer cordón, generó las velocidades de solidificación más altas (1.096 [mm/s] en el primer cordón) y produjo las mayores velocidades de enfriamiento (3122.30 [°C/s] en el primer cordón); el calor de aporte medio (15V) generó gradientes intermedios (2503 [°C/mm]), presentó velocidades intermedias (0.963 [mm/s]) y generó velocidades intermedias (2408.04 [°C/s]); mientras que el mayor calor de aporte (16V, 267.1 [J/mm]) resultó en los gradientes térmicos más bajos (2146 [°C/mm]), las velocidades más bajas (0.826 [mm/s]) y las menores velocidades de enfriamiento (1772.81 [°C/s]). Esta relación se explica porque un mayor aporte térmico genera un baño de fusión más grande y temperaturas más elevadas, lo que reduce los gradientes térmicos al distribuir el calor más uniformemente y disminuye la velocidad de solidificación al mantener el material a temperaturas elevadas por más tiempo.

Los mapas de solidificación elaborados a partir de los datos experimentales permiten predecir la morfología microestructural resultante en función de los parámetros de proceso seleccionados, constituyendo una herramienta valiosa para la optimización del proceso WAAM en aleaciones de aluminio-silicio.

En estos mapas los valores más altos de GI y R para 14V favorecen una estructura más equiaxial como observamos en las microestructuras. Los valores más bajos de GI y R para 16V promueven un crecimiento columnar más pronunciado, consistente con lo observado. La evolución a lo largo del proceso de fabricación disminuye los parámetros GI y R en los cordones superiores explica el engrosamiento y la mayor direccionalidad de las dendritas en esas zonas. Lo anterior muestran una clara correlación entre los parámetros GI y R y la morfología microestructural resultante, manteniendo en todos los casos la relación $GL/R \geq 2600$ [°C·s/mm²], lo que favorece el crecimiento dendrítico según la magnitud de GI y R , con estructuras columnares dendríticas en los primeros cordones y una transición hacia estructuras equiaxiales dendríticas en los cordones superiores, aumentando el espaciado dendrítico secundario (SDAS) a medida que disminuye la velocidad de enfriamiento.

Esta correlación se explica por el principio de que la velocidad de enfriamiento controla el tiempo disponible para el crecimiento y engrosamiento de las dendritas durante la solidificación. A mayor velocidad de enfriamiento, menor tiempo para el crecimiento dendrítico, resultando en estructuras más finas.

Los resultados de macrodureza arrojaron valores promedio de 55,4, 57,3 y 53,8 [HRF] para las piezas de bajo, medio y alto HI respectivamente, en cambio los resultados de microdureza Vickers registraron valores promedio de valores promedio de 85,4 ,78,4 y 76,6 [HV] para las piezas de bajo, medio y alto HI respectivamente, estas diferencias a la escala de las mediciones, en donde la macrodureza refleja el comportamiento en un volumen amplio, mientras que la microdureza es altamente sensible a las fases individuales y a la presencia de porosidades, en base a lo anterior con el menor SDAS (14V) suele estar vinculado a una mayor resistencia y dureza, mientras que el mayor SDAS (16V) podría ofrecer propiedades mecánicas inferiores, pero con una ductilidad potencialmente mejor, permitiendo mayores deformaciones mecánicas.

La configuración con menores valores de SDAS (14V) presentó el mayor valor promedio de microdureza (85 HV), mientras que las muestras con mayor SDAS (15V y 16V) mostraron valores promedio más bajos (76 HV), siguiendo el principio Hall-Petch, donde las estructuras más finas ofrecen mayor resistencia al movimiento de las dislocaciones. Estas relaciones indican que, aunque una microestructura más fina (asociada a mayor GL y R) tiende a producir mayor dureza, otros factores como la homogeneidad estructural, distribución de fases y presencia de defectos también influyen significativamente en las propiedades mecánicas finales.

Finalmente, la investigación demuestra que es posible controlar específicamente las propiedades mecánicas de componentes fabricados mediante WAAM en aleaciones Al-Si 4047 a través del manejo de los parámetros de proceso que influyen en GI y R, permitiendo adaptar la microestructura resultante a los requerimientos específicos de la aplicación final.

REFERENCIAS

- [1] T. D. Ngo, A. Kashani, G. Imbalzano, K. T. Q. Nguyen, and D. Hui, "Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges," *Compos B Eng*, vol. 143, pp. 172–196, Jun. 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.02.012.
- [2] A. Balbás Calvo, M. del M. Espinosa, y M. Domínguez Somonte, "Últimos avances en la fabricación aditiva con materiales metálicos", *Lámpsakos*, núm. 19, pp. 47–54, 2018.
- [3] C. Cambon, I. Bendaoud, S. Rouquette, y F. Soulié, "A WAAM benchmark: From process parameters to thermal effects on weld pool shape, microstructure and residual stresses", *Mater. Today Commun.*, vol. 33, núm. 104235, p. 104235, 2022.
- [4] A. R. McAndrew et al., "Interpass rolling of Ti-6Al-4V wire + arc additively manufactured features for microstructural refinement," *Addit Manuf*, vol. 21, pp. 340–349, May 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.03.006.
- [5] A. Shah, R. Aliyev, H. Zeidler, y S. Krinke, "A review of the recent developments and challenges in wire arc additive manufacturing (WAAM) process", *J. Manuf. Mater. Process.*, vol. 7, núm. 3, p. 97, 2023
- [6] M. Granja y V. Hidalgo Diaz, "Proceso de soldadura GMAW, para aceros ordinarios al carbón, aceros inoxidables y aluminio," *Revista Politécnica*, vol. 32, 2013, doi: 10.33333/rp.vol32n0.77.
- [7] R. Singh, A. Tripathi, y M. Gautam, "Ferroelectric perovskite thin films as nonvolatile computer memories", en *Perovskite Metal Oxides*, Elsevier, 2023, pp. 595–616.
- [8] M. J. Bermingham, J. Thomson-Larkins, D. H. St John, y M. S. Dargusch, "Sensitivity of Ti-6Al-4V components to oxidation during out of chamber Wire + Arc Additive Manufacturing", *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 258, pp. 29–37, 2018.
- [9] S. R. Singh y P. Khanna, "Wire arc additive manufacturing (WAAM): A new process to shape engineering materials", *Mater. Today*, vol. 44, pp. 118–128, 2021
- [10] S. Kou, *Welding Metallurgy*, 3a ed. Nashville, TN, Estados Unidos de América: John Wiley & Sons, 2020.
- [11] S. Gudur, V. Nagallapati, S. Pawar, G. Muvvala, y S. Simhambhatla, "A study on the effect of substrate heating and cooling on bead geometry in wire arc additive manufacturing and its correlation with cooling rate", *Mater. Today*, vol. 41, pp. 431–436, 2021.
- [12] A. Ludwig, B. Pustal, y D. M. Herlach, "General concept for a stability analysis of a planar interface under rapid solidification conditions in multi-component alloy systems", *Mater. Sci. Eng. A Struct. Mater.*, vol. 304–306, pp. 277–280, 2001.
- [13] D. M. Stefanescu y R. Ruxanda, "Fundamentals of solidification", en *Metallography and Microstructures*, ASM International, 2004, pp. 71–92.

- [14] G. Langelandsvik, A. Horgar, T. Furu, H. J. Roven, y O. M. Akselsen, "Comparative study of eutectic Al-Si alloys manufactured by WAAM and casting", *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 110, núm. 3–4, pp. 935–947, 2020.
- [15] D. W. Heard, S. Brophy, y M. Brochu, "Solid freeform fabrication of Al–Si components via the CSC-MIG process", *Can. Metall. Q.*, vol. 51, núm. 3, pp. 302–312, 2012.
- [16] N. Kozamernik, D. Bračun, y D. Klobčar, "WAAM system with interpass temperature control and forced cooling for near-net-shape printing of small metal components", *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 110, núm. 7–8, pp. 1955–1968, 2020.
- [17] V. L. Jorge, F. R. Teixeira, y A. Scotti, "Pyrometrical interlayer temperature measurement in WAAM of thin wall: Strategies, limitations and functionality", *Metals (Basel)*, vol. 12, núm. 5, p. 765, 2022.
- [18] J. Park y S. H. Lee, "CMT-based wire arc additive manufacturing using 316L stainless steel (2): Solidification map of the multilayer deposit", *Metals (Basel)*, vol. 11, núm. 11, p. 1725, 2021.
- [19] B. Cong, Z. Qi, B. Qi, H. Sun, G. Zhao, y 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. (Basel)*, vol. 7, núm. 3, p. 275, 2017.
- [20] A. S. Haselhuhn, M. W. Buhr, B. Wijnen, P. G. Sanders, y J. M. Pearce, "Structure-property relationships of common aluminum weld alloys utilized as feedstock for GMAW-based 3-D metal printing", *Mater. Sci. Eng. A Struct. Mater.*, vol. 673, pp. 511–523, 2016.
- [21] C. Su, X. Chen, C. Gao, y Y. Wang, "Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of Al-Mg alloys fabricated by WAAM", *Appl. Surf. Sci.*, vol. 486, pp. 431–440, 2019.
- [22] C. Chen, G. Sun, W. Du, J. Liu, y H. Zhang, "Effect of equivalent heat input on WAAM Al-Si alloy", *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 238, núm. 107831, p. 107831, 2023.
- [23] J. J. Fuentes, J. A. Rodríguez, E. J. Herrera, y E. S. De Ingenieros, "Rotura de probetas sinterizadas de Al AM con adición de silicio", *Anales de Mecánica de la Fractura*, vol. 18, pp. 137–144, 2001.
- [24] ASM International, «ASM Handbook Volume 9; Metallography and Microstructures,» 2004, p. 1597.
- [25] N. Béraud, A. Chergui, M. Limousin, F. Villeneuve, y F. Vignat, "An indicator of porosity through simulation of melt pool volume in aluminum wire arc additive manufacturing", *Mech. Ind.*, vol. 23, p. 1, 2022.
- [26] A. M. Samuel, E. Samuel, V. Songmene, y F. H. Samuel, "A review on porosity formation in aluminum-based alloys", *Materials (Basel)*, vol. 16, núm. 5, 2023.
- [27] M. Gierth, P. Henckell, Y. Ali, J. Scholl, y J. P. Bergmann, "Wire arc additive manufacturing (WAAM) of aluminum alloy AlMg5Mn with energy-reduced gas metal arc welding (GMAW)", *Materials (Basel)*, vol. 13, núm. 12, p. 2671, 2020.
- [28] T. Hauser et al., "Porosity in wire arc additive manufacturing of aluminium alloys", *Addit. Manuf.*, vol. 41, núm. 101993, p. 101993, 2021.

- [29] S. Su, L. A. Moran, y E. J. Lavernia, "Solidification behavior of an al-6Si alloy during spray atomization and deposition", *Int J Rap S*, vol. 8, núm. 3, 1994
- [30] A. Jarfors, Solidification behaviour of Al-7% Si-0.3% Mg during rotary spray forming. 1998.

ANEXO 1: Programación del Robot KUKA para la fabricación de placas con WAAM

#Transcripción del código tal cual se utilizó al 15/01/2024, terminada la primera pieza de 14V, versión descriptiva (Algunos parámetros varían para las otras placas)

Esta parte define la herramienta, asegurándose de que comience apagada, y su movimiento lineal a 0.05 m/s, se definen 2 puntos, el punto inicial de la soldadura "Ptemp" y el punto "P_UP" que es la posición elevada de la torcha antes de comenzar.

INI

OUT 40 " State= FALSE

PTP P1 Vel= 100 % PDAT1 Tool[5]:torcha_metalurgia Base [0]

LIN P2 Vel=0.05 m/s CPDAT1 Tool[5]:torcha_metalurgia Base [0]

Ptemp = XP2

P_UP = XP1

Esta parte redefine "Ptemp" en cualquiera de los ejes x,y o z según sea necesario, se utiliza para el posicionamiento inicial de la torcha

Ptemp.Z = Ptemp.Z; + 4; + 2.5;+ 4 + 4.5

Ptemp.X = Ptemp.X

;Ptemp.y = Ptemp.y +10

BAS(#VEL_CP, 0.05)

lin Ptemp

**Se inicia un ciclo "FOR", que repetirá el programa por la cantidad de capas "N" requeridas para la fabricación, se ejecuta la "fun_01" que representa la función para un cordón, con argumentos de la función indicando las características del cordón, el proceso se repite, fabricando un total de 3 cordones por iteración, al terminar la capa se desplaza 5 mm en el eje z, comenzando la siguiente capa a esta altura luego de una espera de 10 segundos en la posición inicial. **

```
FOR N = 1 TO 40  
fun_01(Ptemp, 3.5, -130.0)
```

```
Ptemp.X = Ptemp.x + 3.5  
BAS(#VEL_CP, 0.02)  
LIN Ptemp
```

```
fun_01(Ptemp, 3.5, -130.0)
```

```
Ptemp.X = Ptemp.x + 3.5  
BAS(#VEL_CP, 0.02)  
;LIN Ptemp  
Ptemp = XP2  
Ptemp.z = Ptemp.z + 5  
;Ptemp.y = Ptemp.y + 10
```

```
LIN P_UP  
LIN Ptemp
```

Se define la "fun_01", que ejecuta la construcción de un cordón, los argumentos de la función indican posición inicial "P0", desplazamiento en x "dx" (separación entre cordones) y separación en y "dy" (longitud del cordón), luego se declaran las posiciones y desplazamientos

```
DEF fun_01(P0:IN, dx:IN, dy:IN)
```

```
decl E6POS P0
```

```
decl E6POS PX
```

```
decl REAL dx
```

```
decl REAL dy
```

Se utiliza el punto auxiliar "PX", enciende la torcha y se desplaza en y a una velocidad de 0.005 m/s, luego apaga la herramienta, espera 2 segundos, sube en z 150 mm y se devuelve al punto inicial, pero con el desplazamiento indicado en x para posicionarse para el próximo cordón, finalmente espera 45 segundos antes de terminar la función, que es el tiempo entre pasadas.

```
PX = P0
```

```
;PX.y = PX.Y - 10
```

```
; LIN PX
```

```
PX.Y = P0.Y + dy
```

```
BAS(#VEL_CP,0.005)
```

```
OUT 40 " State= TRUE
```

```
BAS(#VEL_CP,0.005)
```

```
OUT 40 " State= FALSE
```

```
PX.Z = PX.Z + 150
```

```
BAS(#VEL_CP,2)
WAIT Time= 2 sec
lin PX
PULSE 40 " State= TRUE Time= 0.1 sec
PX.Y = P0.Y
PX.X = P0.X + dx
lin PX

WAIT Time= 30 sec
WAIT Time= 15 sec

END
```