



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO**



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN METALURGIA Y CIENCIA DE LOS
MATERIALES

ANÁLISIS ESTADÍSTICO DE LOS PARÁMETROS DE LOS PROCESOS
DE SOLDADURA GMAW-P y GMAW SOBRE LAS CARACTERÍSTICAS
MICROESTRUCTURALES DE UNIONES SOLDADAS CON EL ELECTRODO
DE APORTE ERNiFeCr-2

Tesis que para obtener el Grado de Maestro en Metalurgia y
Ciencias de los Materiales

Presenta:

MANUEL EMILIO GARCÍA ESPINOZA

Director de Tesis:

DR. FRANCISCO FERNANDO CURIEL LÓPEZ

Co-director:

DR. VICTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

Morelia, Michoacán

JUNIO DE 2021

DEDICATORIA

A Dios

Por darme salud sin que me falte nada. Gracias Señor.

“Sé para mí una roca de refugio,
alcázar fuerte que me salve,
porque mi roca eres tú, mi fortaleza”

Salmo 31

A mis padres

Por todo el amor, educación y por forjarme para ser la persona que soy. Por el sacrificio y dedicación para lograr mis objetivos personales.

A mis hermanos

A mi tío Juan Bosco †

A mi abuelo Emigdio †

A mi abuela Martha †

AGRADECIMIENTOS

A el Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo por todo el conocimiento adquirido y el enriquecimiento en mi formación académica.

A mis asesores, el Dr. Francisco Fernando Curiel López, por su dedicación, confianza, entrega y conocimientos para realizar este proyecto. Al Dr. Víctor Hugo López Morelos, por su compromiso, responsabilidad y conocimientos puestos en este proyecto.

Al Dr. Rene de Luna Alanis por permitirme el uso del laboratorio de soldadura en el Centro de Innovación y Desarrollo Tecnológico en Soldadura, Santa Catarina, Nuevo León, México.

A mis profesores: Dr. Rafael García Hernández, Dr. Víctor Hugo López Morelos, Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez, Dr. José Egberto Bedolla Becerril, Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde y al Dr. Lázaro Abdiel Falcón Franco.

Al Dr. Heriberto Granados Becerra por su asesoría, conocimientos y ayuda brindada para desarrollar este proyecto.

A todas las personas que de alguna forma ayudaron para que se llevara a cabo este proyecto.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo de beca para realizar los estudios.

ÍNDICE

CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN	1
1.1 Generalidades	1
1.2 Objetivo general	3
1.2.1 Objetivos particulares	3
1.3 Justificación	3
1.4 Hipótesis	4
CAPITULO 2. REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE	4
2.1 Aleaciones base níquel	4
2.2 Aleaciones endurecidas por precipitación	4
2.3 Fases microestructurales de la aleación Inconel 718	5
2.3.1 Matriz gama γ	5
2.3.2 Formación de gama prima γ'	5
2.3.3 Gama bi prima γ''	6
2.3.4 Fase delta δ	6
2.3.5 Boruros	6
2.3.6 Formación de carburos	7
2.3.5 Fase laves	7
2.4 Microsegregación y fases interdendríticas	7
2.5 Efecto del Nb y C	8
2.6 Metalurgia de la soldadura en aleaciones base níquel	10
2.6.1 Soldabilidad	11
2.6.1.1 Soldabilidad por el proceso de soldadura GMAW y GTAW	11
2.7 Influencia del calor de aporte	13
2.8 Influencia de la velocidad de enfriamiento	15
2.9 Influencia de la corriente pulsada	17
2.10 Influencia de la frecuencia	19
2.11 Metodología Taguchi	19
2.11.1 Arreglos ortogonales	19
2.5.1 Relación señal/ruido (S/N)	21
2.5.2 Análisis de la varianza (ANOVA)	23
CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	26
3.1 Arreglo ortogonal	26
3.2 Procedimiento experimental	27
3.2.1 Preparación de las juntas	27
3.2.2 Proceso de soldadura GMAW	28

3.2.3 Proceso de soldadura GMAW-P	28
3.3 Caracterización microestructural.....	28
3.3.1 Caracterización por microscopía electrónica de barrido (MEB)	29
3.3.2 Distribución de la fase laves.....	29
3.4 Caracterización mecánica.....	29
3.4.1 Ensayo de microdureza Vickers	29
3.6 Análisis estadístico del SDAS	30
CAPITULO 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.....	31
4.1 Análisis de la microestructura del metal base	31
4.1.2 Microdureza del material base.....	31
4.2 Análisis macroestructural de la unión soldada por el proceso de soldadura GMAW	32
4.2.1 Calor de aporte	32
4.2.3 Microdureza.....	32
4.2.4 SDAS medido.....	32
4.2.5 Distribución de área de fase laves medida.....	34
Figura 4.5 Distribución de área de fase laves mediante el proceso GMAW	34
4.3 Análisis macroestructural de las uniones soldadas del proceso de soldadura GMAW-P.....	34
4.3.1 Calor de aporte	37
4.3.2 Microdureza de las uniones soldadas	39
4.3.3 Espaciamiento dendrítico secundario (SDAS) medido	40
4.3.4 Distribución de área de fase laves medida.....	45
4.4 Análisis estadístico	46
4.4.1 Relación S/N.....	46
4.4.2 ANOVA.....	50
4.5 Verificación de los parámetros óptimos del método Taguchi	52
4.6 Verificación microestructural utilizando la metodología Taguchi	53
4.7 Comparativa del proceso de soldadura GMAW-P y GMAW	61
4.7.1 Calor de aporte	61
4.7.2 Microdureza.....	62
4.7.3 SDAS medido.....	63
4.7.4 Distribución de área de fase laves medida.....	64
CAPÍTULO 5: CONCLUSIONES.....	66
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	68
FUTURAS LINEAS DE INVESTIGACIÓN	71
PRODUCTOS	72

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Secuencia general de solidificación y b) sección vertical a través del sistema Ni-Al-Ti [9]	5
Figura 2.2 Diagrama pseudobinario de solidificación para la aleación Inconel 718 [9]	9
Figura 2.3 Soldadura de Inconel 718 con bajo calor de aporte. a) pileta de soldadura b) partícula analizada [18]	14
Figura 2.4 Soldadura de Inconel 718 con bajo calor de aporte. a) pileta de soldadura c) partícula analizada [18]	14
Figura 2.5 Micrografías MEB. a) y b) enfriadas convencionalmente. c) y d) enfriadas con nitrógeno líquido en zona de fusión. e) y f) zona afectada por el calor [20]	16
Figura 2.6. Micrografías de la pileta de soldadura a) con corriente continua por GTAW con helio y b) con corriente compuesta pulsada con helio [21]	17
Figura 2.7 Uniones soldadas a) corriente continua y b) corriente pulsada [22]	18
Figura 2.8 Micrografías de la pileta de soldadura después de tratamiento térmico postsoldadura en a) M.O. con corriente continua b) M.O. corriente pulsada c) MEB corriente continua y d) MEB corriente pulsada [22]	18
Figura 2.9 Efectos principales de la S/N sobre las variables de respuesta [29]	22
Figura 3.1 Diseño de junta (unidades en mm).....	27
Figura 3.2 Esquema del método de medición del SDAS	29
Figura 3.3 Esquema de cómo se realizó la medición de microdureza.....	30
Figura 4.1 Microestructura del material base Inconel 718.	31
Figura 4.2 Perfil macroestructural de la unión mediante el proceso de soldadura GMAW32	
Figura 4.3 Resultados de la medición del SDAS contra el porcentaje acumulado de la unión hecha mediante el proceso GMAW	33
Figura 4.4 Micrografía de microscopio óptico mediante el proceso GMAW	33
Figura 4.6 Uniones experimentales del arreglo ortogonal L ₉ de Taguchi	37
Figura 4.7 Calor de aporte resultante para cada unión experimental	38
Figura 4.9 Micrografías de microscopio óptico a 200 X. a) 350 A, 50 A y 55 Hz b) 400 A, 55 A, Y 55 Hz, de corriente de pico, corriente de fondo y frecuencia respectivamente	41
Figura 4.10 Resultados de la medición del SDAS contra el porcentaje acumulado de cada unión hecha en base al arreglo ortogonal L ₉	42
Figura 4.11 Espaciamiento dendrítico secundario para las uniones experimentales.....	44
Figura 4.12 Histogramas de distribución de área de fase laves para las uniones experimentales del arreglo ortogonal L ₉ Taguchi.....	46
Figura 4.13 Gráfica de efectos principales para relaciones S/N para los cordones 1	49
Figura 4.14 Gráfica de efectos principales para relaciones S/N para los cordones 2	49
Figura 4.15 Gráfica de efectos principales para relaciones S/N para los cordones 3	50
Figura 4.16 Unión óptima predicha.....	53
Figura 4.17 Microestructura de la zona fundida a 200 X a) unión óptima b) unión 6	54

Figura 4.18 Resultados de medición de espaciamento dendrítico secundario y su porcentaje acumulado de la unión óptima.....	54
Figura 4.19 SDAS medido para cada cordón soldado para la unión óptima y la unión 6..	55
Figura 4.20 Histogramas de distribución de área de fase laves para la unión 6 y la unión óptima..	56
Figura 4.21 Microestructuras en el centro de los cordones de soldadura a 1000x para a) unión óptima, cordón 1, b) unión óptima, cordón 2, c) unión óptima, cordón 3, d) unión 6, cordón 1 e) unión 6, cordón 2 y f) unión 6 cordón 3	57
Figura 4.22 Microestructuras en el centro de los cordones de soldadura a 5000x para a) unión óptima, cordón 1, b) unión óptima, cordón 2, c) unión óptima, cordón 3, d) unión 6, cordón 1 e) unión 6, cordón 2 y f) unión 6 cordón 3	58
Figura 4.23 Análisis químico puntual para la unión 6 a) micrografía a 2500x b) análisis químico para el punto uno c) para el punto dos c) para el punto tres	60
Figura 4.24 Análisis químico puntual para la unión óptima a) Micrografía a 2500x b) análisis químico para el punto uno c) para el punto dos c) para el punto tres	61
Figura 4.25 Calor de aporte resultante para cada unión experimental	62
Figura 4.26 Resultados promedios de microdureza de las uniones experimentales.....	63
Figura 4.27 Espaciamento dendrítico secundario para cada unión experimental	64
Figura 4.28 Histograma de distribución de área de fase laves comparativa para la unión seis, unión óptima y la unión hecha mediante GMAW	64

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1	Análisis de varianza para el modelo de regresión de anchura	23
Tabla 2.2	Análisis de varianza para el modelo de regresión de profundidad	24
Tabla 2.3	Análisis de varianza para el modelo de regresión de dilución.....	24
Tabla 2.4	Resultados de Análisis de varianza	25
Tabla 3.1	Parámetros de soldadura y sus niveles	26
Tabla 3.2	Ejemplo de un diseño ortogonal $L_9 (3^3)$	26
Tabla 3.3	Arreglo ortogonal L_9 utilizado.....	27
Tabla 3.4	Composición química del material base y del electrodo	27
Tabla 4.1	Microdureza del material base.....	31
Tabla 4.2	Calor de aporte resultante para la unión experimental	32
Tabla 4.3	Promedio de microdureza para la unión experimental	32
Tabla 4.4	SDAS promedio resultante	33
Tabla 4.5	Calor de aporte resultantes de cada cordón y unión experimental	37
Tabla 4.6	Promedios de microdureza por cordón de las uniones experimentales	39
Tabla 4.7	Arreglo ortogonal L_9 de Taguchi y el SDAS medido	44
Tabla 4.8	Valores de SDAS medidos y su relación señal ruido obtenida	47
Tabla 4.9	Respuesta de S/N sobre el SDAS para los cordones 1	48
Tabla 4.10	Respuesta de S/N sobre el SDAS para los cordones 2	48
Tabla 4.11	Respuesta de S/N sobre el SDAS para los cordones 3	48
Tabla 4.12	Resultados de ANOVA para los primeros cordones depositados	51
Tabla 4.13	Resultados de ANOVA para los segundos cordones depositados.....	52
Tabla 4.14	Resultados de ANOVA para los terceros cordones depositados.....	52
Tabla 4.15	Condiciones óptimas predichas para cada cordón.....	52
Tabla 4.16	Calor de aporte para la unión óptima	53
Tabla 4.17	Microdureza de la unión óptima.....	56

RESUMEN

El proceso de soldadura convencional por arco eléctrico del metal y gas (GMAW, por sus siglas en inglés) puede causar problemas como porosidades, mala calidad en las uniones soldadas, baja eficiencia, salpicaduras, mala estabilidad del arco, alto aporte térmico que, por consiguiente, afectará la solidificación de la piqueta de soldadura.

El uso de procesos de soldadura no convencionales como arco eléctrico del metal y gas pulsado (GMAW-P, por sus siglas en inglés) no se ha estudiado en su totalidad en aleaciones base Níquel por lo que, es de interés científico determinar el efecto de su aplicación en superaleaciones.

Se presentan los resultados de la variación de los parámetros de soldadura sobre las características microestructurales, así como las propiedades mecánicas en la zona fundida de los depósitos de soldadura, usando el electrodo ERNiFeCr-2 mediante el proceso GMAW-P y GMAW convencional. Se realizaron uniones soldadas en la superaleación Inconel 718 por medio del proceso de soldadura GMAW y GMAW-P, haciendo variación de los parámetros del proceso GMAW-P con la transferencia de arco pulsado, para lo cual se empleó un arreglo experimental de tres variables a tres niveles obteniendo un arreglo ortogonal L_9 de Taguchi. Se realizaron mediciones de microdureza para el material base y las uniones experimentales. Se midió el espaciado dendrítico secundario (SDAS, por sus siglas en inglés) y con análisis de imagen de microscopía óptica se obtuvo la distribución de área de fase laves precipitada en la zona fundida para ambos procesos.

Se realizó un análisis estadístico en el cual se incluyó la relación señal/ruido (Signal/Noise, S/N) para predecir los niveles óptimos que contribuyen en la disminución del SDAS. Se realizó un análisis de varianza (ANOVA) para determinar cuál de los 3 parámetros contribuye en la optimización del proceso y disminución del SDAS. Se obtuvieron los parámetros óptimos pronosticados, se soldaron tres nuevas uniones con dichos parámetros y se realizó la verificación microestructural de los parámetros óptimos del proceso de soldadura GMAW-P. Se determinaron análisis químicos puntuales mediante microscopía electrónica de barrido (MEB).

De los resultados obtenidos, se realizó una comparación del proceso de soldadura GMAW y GMAW-P, donde se observó que existe una relación evidente en las distancias medias del SDAS debido al calor de aporte inducido por los procesos de soldadura en efectos de microsegregación en orden de distancias de espaciado dendrítico secundario, microdureza y distribución de área de fase laves. **Palabras clave:** Inconel 718, Taguchi, SDAS, arreglo ortogonal, aporte térmico.

ABSTRACT

The conventional gas metal arc welding (GMAW) process can cause problems such as porosities, poor quality in welded joints, low efficiency, spatter, poor arc stability, high heat input which, for consequently, it will affect the solidification of the weld pool.

The use of unconventional welding processes such as pulsed gas metal arc welding (GMAW-P) has not been fully studied in Nickel-based alloys, therefore, it is of scientific interest to determine the effect of its application in superalloys.

The results of the variation of the welding parameters on the microstructural characteristics, as well as the mechanical properties in the molten zone of the weld deposits, are presented, using the ERNiFeCr-2 electrode by GMAW conventional and GMAW-P process. Welded joints of Inconel 718 superalloy were made by GMAW and GMAW-P welding process, varying the parameters of the GMAW-P process with the pulsed arc transfer, for which an experimental arrangement of three variables at three levels was used, obtaining an orthogonal arrangement L_9 of Taguchi. Microhardness measurements were made for the base material and the experimental joints. Secondary dendritic spacing (SDAS) was measured and, by using optical microscopy image analysis, the distribution of the laves phase area precipitated in the molten zone was obtained for both processes.

A statistical analysis was performed in which the signal/noise ratio (S / N) was included in order to predict the optimal levels that contribute to the decrease in SDAS. An analysis of variance (ANOVA) was carried out to determine which of the three parameters contributes to the optimization of the process and reduction of the SDAS. The predicted optimal parameters were obtained, three new joints were welded and the microstructural verification of the optimal parameters of the GMAW-P welding process was carried out. Specific chemical analyzes were determined by scanning electron microscopy (SEM). From the results obtained, a comparison of the GMAW and GMAW-P welding process was made, where it was observed that there is an evident relationship in the mean distances of the SDAS due to the input heat induced by the welding processes in microsegregation effects in order of secondary dendritic arm spacing distances, microhardness, and laves phase area distribution.

CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN

1.1 Generalidades

La superaleación Inconel 718 es una aleación base níquel endurecida por precipitación que se usa en varias aplicaciones industriales, componentes críticos de motores aeroespaciales y brinda oportunidades de diseño con una excelente vida útil a temperaturas de servicio de hasta 760 °C [1]. Es utilizada debido a su excelente resistencia a la corrosión, ductilidad, tenacidad a bajas temperaturas, alta resistencia tanto a temperatura ambiente como a altas temperaturas y propiedades eléctricas específicas [2]. No obstante, pueden presentarse serios problemas microestructurales en la soldadura si no se eligen los parámetros adecuados, los cuales son importantes, ya que afectan la velocidad de solidificación a causa del calor aportado, esto conlleva problemas como microfisuración, agrietamiento en caliente, microsegregación y formación de fases frágiles perjudiciales [1]. Una de las fases indeseadas, es la fase laves la cual está asociada a la disminución de la resistencia mecánica, pérdida de ductilidad, y la tenacidad a la fractura. Su presencia proporciona sitios favorables para el inicio y propagación de grietas, esto se debe, a que la matriz se empobrece de elementos como el Nb el cual es requerido para el endurecimiento por precipitación de la aleación [3].

El proceso de soldadura GMAW puede ser utilizado en diferentes tipos de transferencia de metal (spray, corto circuito y globular principalmente) logrando así diferentes características debido al control del calor aportado por el tipo de transferencia [4]. En los últimos años se ha utilizado el proceso de soldadura GMAW en aleaciones base níquel, sin embargo, este proceso convencional puede causar problemas como porosidades, mala calidad en las uniones soldadas y baja eficiencia en la junta soldada. Debido a las fuertes características de unión de la transferencia de calor y masa en el proceso GMAW, es difícil adaptarse a los requisitos de las aplicaciones de precisión actuales [5].

Actualmente los fabricantes de los diferentes procesos de soldadura se han enfocado en el desarrollo y control de nueva tecnología en el modo de transferencia del metal en el proceso GMAW para incrementar las velocidades de producción sin sacrificar las propiedades finales de la unión soldada.

Por lo tanto, una mejora del proceso GMAW es fundamental para lograr una soldadura más estable y eficiente. La transferencia de metal de soldadura tiene un gran efecto sobre la estabilidad del proceso y la calidad de la soldadura, por lo que, un proceso de transferencia de metal estable puede mejorar la calidad de la soldadura [5].

El método de transferencia por arco pulsado (GMAW-P) puede ser utilizado en materiales ferrosos y no ferrosos, su uso ha mostrado ser muy eficiente en materiales delgados y es fácil de usar en posiciones complejas, lo cual continúa siendo un reto para otros procesos de soldadura [6].

En todos los casos, el objetivo de estos nuevos desarrollos tecnológicos es controlar la intensidad de corriente y el tiempo de duración de la forma de la curva de corriente del corto circuito, manipulándola con inversores, transistores, microcontroladores, y mecanismos que permitan disminuir el calor aportado por el proceso sin comprometer la productividad logrando una excelente calidad final en la soldadura. De acuerdo con la teoría del equilibrio dinámico de fuerzas de la transferencia de metal, una forma de onda de corriente de soldadura especial puede contribuir a reducir el calor de aporte, disminuir las salpicaduras, mejorar la unión entre la transferencia de metal y la corriente de soldadura. El proceso GMAW-P puede ser controlado para para que sea bastante más baja que la corriente de transferencia mediante la optimización de la forma de onda [5]. Sin embargo, la tecnología ha avanzado tanto en los últimos diez años, que aún no se ha explorado en su totalidad los efectos que se tienen sobre las propiedades finales a corto y largo plazo para los diferentes materiales [3].

En general, la aleación Inconel 718 presenta buena soldabilidad cuando se utiliza el proceso de soldadura GMAW convencional, pero es común que durante el proceso de soldadura haya microsegregación y problemas microestructurales causantes de heterogeneidad química perjudicando las propiedades mecánicas finales del material [7]. Por esta razón, en se realizó un análisis estadístico sobre los parámetros GMAW-P con base en la metodología Taguchi, delimitando el estudio de tres factores en tres niveles diferentes, el cual repercutirá en el proceso de solidificación, modificando la segregación elemental y la precipitación de la fase laves.

1.2 Objetivo general

Evaluar el efecto de la manipulación de los parámetros de soldadura en las características microestructurales de depósitos de soldadura del electrodo ERNiCrFe-2 mediante el proceso de soldadura GMAW y GMAW-P.

1.2.1 Objetivos particulares

- Determinar los parámetros óptimos de soldadura con arco pulsado, mediante un arreglo ortogonal L_9 .
- Determinar que parámetro contribuye más al proceso de soldadura GMAW-P mediante un análisis de varianza.
- Evaluar microestructuralmente la distribución y segregación de la fase laves en la zona fundida en función de los parámetros utilizados, mediante histogramas de distribución de tamaño y localización de dicha fase.
- Analizar las propiedades mecánicas mediante mediciones de microdureza.
- Comparar el proceso GMAW-P y GMAW en características microestructurales y de microdureza.

1.3 Justificación

La formación y precipitación de fases secundarias (fase laves) de gran tamaño durante el proceso de solidificación en la zona fundida de la soldadura de las súper aleaciones base níquel puede llegar a ocasionar fallas prematuras en componentes soldados, debido a la exposición a altas temperaturas. La distribución y formación de esta fase depende en gran medida del proceso de enfriamiento y el calor aportado por el proceso de soldadura. El control del calor aportado se torna difícil cuando se utilizan procesos de soldadura convencionales (GMAW por spray) por lo que en puede ser necesario un tratamiento térmico posterior a la soldadura para distribuir dicha fase de manera más uniforme en la zona fundida. Los procesos de soldadura de última generación como lo es el control del arco pulsado, ofrecen una gran ventaja durante el proceso de deposición de soldadura comparado con procesos tradicionales, ya que es posible controlar la cantidad de corriente suministrada durante los momentos elevados de corriente, generando momentos de corriente con menor aporte térmico a través del control electrónico de la transferencia del metal del proceso. Los procesos de soldadura de GMAW convencionales comúnmente presentan problemas

microestructurales en aleaciones base níquel por lo que, es de gran relevancia científica y tecnológica explorar el efecto del control del proceso por arco pulsado sobre las características microestructurales del electrodo ERNiFeCr-2 para la mejora de la zona fundida de este tipo de uniones soldadas.

1.4 Hipótesis

Por medio del control y la manipulación de los parámetros del proceso de soldadura GMAW-P tales como corriente de pico, corriente de fondo y frecuencia se podrá obtener una mejor estabilidad de arco en la transferencia del metal de soldadura del electrodo ERNiFeCr-2, con lo cual se obtendrá una distribución más homogénea de fase laves en la piletta de soldadura y en consecuencia un espaciamiento dendrítico secundario en rangos menores comparados con el proceso de soldadura GMAW.

CAPITULO 2. REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

2.1 Aleaciones base níquel

Las aleaciones base níquel son unos de los materiales más importantes en el campo de la ingeniería, ya que pueden usarse en un amplio rango de entornos y aplicaciones. Estas pueden usarse en aplicaciones criogénicas y altas temperaturas cerca de los 1200 °C ya que la matriz de la solución sólida permanece austenítica desde la solidificación hasta el cero absoluto. Con adiciones apropiadas de elementos como Ni, Cr y Mo, estas aleaciones proporcionan utilidad para la resistencia a la corrosión. Esta aleación puede mantener su resistencia mecánica a temperaturas desde un rango de 450 a 700 °C asociado a su excelente resistencia a la corrosión. Debido a la partición de elementos y otros fenómenos, la segregación de elementos en las zonas interdendríticas durante la solidificación ocurre debido a la compleja composición química que tiene. La aleación Inconel 718 esta balanceada en su composición química con más de veinte elementos e impurezas. Los elementos como el Co, Cr, Mo, Fe, son añadidos conferirle endurecimiento por solución sólida debido a que exhiben un radio atómico similar a la del Ni. Esta composición química tan compleja con muchos elementos hace que resulten fases secundarias. Algunos elementos como el Al, Ti, Mo, Nb y Mn, tienen mayor diferencia de radio atómico comparado con el del níquel, esto hace que exista una mejor solubilidad para el endurecimiento por solución sólida. También, el Mo y Cr, ayudan a la precipitación en estado sólido durante las condiciones de servicio prolongado a alta temperatura y a las reacciones terminales eutécticas durante la solidificación. La adición de Mo en la matriz γ -Ni aumenta la resistencia a la fluencia debido a su baja difusividad en el Ni [8].

2.2 Aleaciones endurecidas por precipitación

El endurecimiento por precipitación de las aleaciones base Ni contienen adicciones de Al, Ti, Nb, estos precipitados se forman después de un tratamiento térmico adecuado. Estos precipitados son coherentes con la matriz austenítica y mejoran la resistencia de la aleación sustancialmente alcanzando valores de resistencia final a la tracción de 1380 MPa. Los precipitados que se pueden llegar a formar son la fase gama prima γ' [Ni_3Ti , Ni_3Al y $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$] y la fase gama bi prima γ'' [Ni_3Nb]. Comúnmente la aleación Inconel 718 es usada en ejes de turbinas aeroespaciales y contenedores a presión [9].

2.3 Fases microestructurales de la aleación Inconel 718

2.3.1 Matriz gama γ

La súper aleación Inconel 718 presenta una matriz gama a temperatura ambiente, la cual es una fase austenítica cubica centrada en el cuerpo FCC rica en Ni. Contiene una alta fracción de elementos en solución sólida tales como el Fe, Co, Cr, y Mo [8]. El Mo que se adiciona en la matriz austenítica gama γ incrementa la resistencia mecánica y la dureza [10]. También, se puede incrementar la resistencia a la termofluencia a 982 °C y 234 MPa al incrementar el Mo a un contenido máximo de 14 % en peso. Las fases secundarias, tales como carburos tipo MC, nitruros metálicos, γ' , γ'' , δ y fases de laves, pueden estar presentes en la matriz γ -Ni. La fase laves es la fase de solidificación terminal la aleación Inconel 718 que normalmente se presenta en las microestructuras soldadas y coladas.

2.3.2 Formación de gama prima γ'

La Figura 2.1 muestra una ilustración esquemática de la proyección Ni-Al-Ti en la región *líquidus* y una sección vertical del sistema Ni-Al-Ti. A medida que la solidificación va sucediendo, el Al y Ti segregan hacia el líquido ya que sus valores de k son inferiores a uno. Por lo tanto, la composición líquida se aleja de la esquina rica en Ni y traza una ruta de solidificación que se dirige hacia la línea eutéctica monovariante γ/γ' .

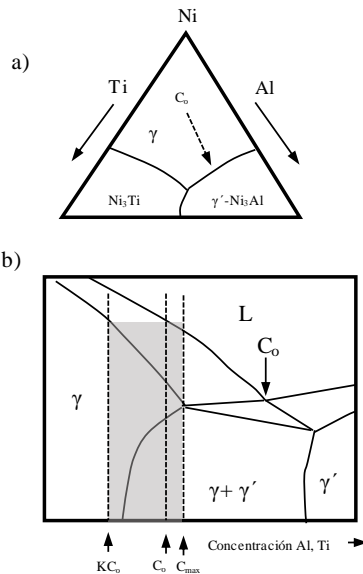


Figura 2.1 Secuencia general de solidificación y b) sección vertical a través del sistema Ni-Al-Ti

[9]

Debido a la segregación del Ti y Al asociado con los bajos valores de k , la fase austenítica γ tendrá un rango de composiciones que van desde kC_0 en el núcleo o dendrita según sea el caso hasta C_{\max} en los límites de la estructura (Figura 2.1 b), donde C_{\max} es la máxima solubilidad sólida de Al y Ti [9].

2.3.3 Gama bi prima γ''

A diferencia de las otras superaleaciones a base de Ni, la aleación Inconel 718 se refuerza principalmente por la precipitación y crecimiento de la fase γ'' [Ni_3Nb]. La fase γ'' tiene una estructura tetragonal centrada en el cuerpo (BCT). La fase gamma doble prima es coherente con la matriz γ -Ni. Estas fases se presentan en forma de discos elipsoidales delgados en los planos de la matriz $\{1\ 0\ 0\}$ con el eje c perpendicular a los discos. Estas fases tienen un diámetro promedio de aproximadamente 60 nm y un rango de espesor de 5-9 nm. El crecimiento de este precipitado es el factor significativo de las propiedades mecánicas a alta temperatura de esta aleación [8].

2.3.4 Fase delta δ

La fase delta tiene una estructura cristalina ortorrómbica con la misma forma que la fase γ'' , el crecimiento de la fase δ se produce a expensas de la fase γ'' a temperaturas por debajo de los 700 °C mediante un mecanismo de difusión en estado sólido. La tasa de crecimiento es mayor a temperaturas entre 700 y 885 °C debido al rápido engrosamiento de la fase γ'' y se incrementa aún más por encima de 885 °C hasta la temperatura de *sólvus* de 1000 °C.

Para una fracción de volumen pequeño, las agujas de fase delta incoherentes ayudan a fijar los límites del grano y controlan el tamaño del grano. Por tanto, se mejoran las propiedades de tenacidad a la fractura, mientras que las grandes cantidades de fase δ conducen a la pérdida de ductilidad. Esta fase generalmente precipita en los límites de los granos por nucleación y es precedida por el crecimiento de placas delgadas que se extienden hacia los granos. La nucleación intragranular también puede ocurrir en presencia de la fase γ'' [8].

2.3.5 Boruros

Los boruros son de naturaleza tetragonal y se forman en superaleaciones basadas en Ni-Fe cuando la composición del boro excede el 0,03% en peso. Generalmente está presente en niveles de hasta 50 ppm, pero por encima de 60 ppm, afecta severamente la susceptibilidad al agrietamiento en caliente y por lo tanto deteriora la soldabilidad. Tanto los boruros como los carburos mejoran la

resistencia a la rotura por fluencia. La fase de boruro M_3B tiene elementos M como Mo, Ti y Cr [8].

2.3.6 Formación de carburos

La resistencia de la aleación 718 se mejora con la presencia de carburos. Los carburos de tipo MC solo se forman en la aleación 718, y la formación de otros tipos de carburos es poco común. Los carburos de tipo MC en el límite de grano se forman durante el tratamiento de envejecimiento. Estos evitan el deslizamiento del límite de grano y permiten la relajación de la tensión. Por tanto, mejoran la resistencia a la fractura y la fluencia. También se ha demostrado que las cadenas continuas de carburos en los límites de grano son perjudiciales para la ductilidad y la vida de ruptura. Por otro lado, estos carburos en los límites del grano pueden formar una película líquida durante la soldadura y provocar la fragilidad del límite del grano. La precipitación de carburos finos a lo largo de la matriz gama γ mejora su resistencia mecánica, dichos carburos son estables hasta 1200° C [11]. La formación de carbonitruros metálicos también es común en este tipo de aleaciones, los carburos generalmente refuerzan los límites de los granos. El inicio de la formación de carburo en el líquido se produce por la fuerte segregación de C y N. Estos dos elementos reaccionarán entonces por separado o conjuntamente con elementos activos como Ti y Nb. Por otro lado, la presencia de nitrógeno ayuda a promover la formación de carburos de tipo MC [8].

2.3.5 Fase laves

La fase laves es una fase empaquetada topológicamente con una estructura cristalina hexagonal compacta formada como una fase terminal durante la solidificación [12]. La fase laves tiene fórmula A_2B donde $A=Fe, Ni$ y Cr y $B=Nb, Mo$ y Si . Suele estar presente como consecuencia de una fuerte segregación del Nb durante la solidificación. Se presenta en forma de glóbulos de forma irregular, alargados o como plaquetas cuando se expone a altas temperaturas durante mucho tiempo. Es una fase intermetálica frágil y se forma cuando la concentración de Nb excede el 12% en peso. El eutéctico γ /laves se produce a 19,1% en peso de Nb entre una matriz de austenita con 9,3% en peso de Nb y una fase laves que contiene 22,4% en peso de Nb [8].

2.4 Microsegregación y fases interdendríticas

La solidificación dendrítica en la zona de fusión en la soldadura está controlada por el comportamiento de redistribución del soluto que resulta de la microsegregación donde la segregación de los elementos del soluto se producen a distancias del orden del espaciado de los

brazos dendríticos. La composición de la fase sólida formada durante la solidificación de una aleación es diferente de la composición de la fase líquida debido a la segregación. Este fenómeno afecta las propiedades mecánicas, las propiedades de corrosión y el maquinado en las súper aleaciones. De manera similar, el grado de segregación depende del coeficiente de partición, la tasa de solidificación y la convección. La segregación se ve favorecida por un coeficiente de partición más pequeño, una tasa de solidificación más baja, un coeficiente de difusión más alto y un espesor efectivo más bajo de la capa límite de difusión. Además, la convección promueve la distribución uniforme de la concentración de solutos. La ausencia de convección aumenta la microsegregación. La convección en el líquido se puede realizar de varias formas. Una de las formas más sencillas de producir convección en el líquido es la agitación de la masa fundida, que minimiza las diferencias de concentración y también reduce el espesor de la capa límite de difusión. La redistribución de solutos y la distribución resultante de los elementos de aleación a través de las estructuras dendríticas son función del coeficiente de partición de equilibrio (k) y la difusividad en el sólido (D_s). Los elementos solutos con valores k más bajos producen gradientes de concentración más pronunciados en la subestructura dendrítica de la soldadura. Los elementos, como Fe, Cr y Co, con radios atómicos similares a los del Ni, exhiben una solubilidad apreciable. Por lo tanto, se evita la segregación interdendrítica de estos elementos tras la solidificación. Sin embargo, el C se particiona preferentemente durante la solidificación de la aleación 718 con un coeficiente de partición de 0.21 a 0.27 formando carburos estables en la etapa terminal de solidificación. De manera similar, el Nb se puede particiona ($k=0.5$) y dar como resultado la formación de la fase laves, donde, esta reacción eutéctica es también es promovida por el Si [8].

2.5 Efecto del Nb y C

En la aleación Inconel 718 el constituyente de tipo eutéctico γ /laves es el principal microconstituyente que se forma en mayor cantidad, y el γ /NbC se forma solo en pequeñas cantidades. Por lo tanto, ignorando la pequeña cantidad de γ /NbC, Knorovsky [13] observó que la aleación se solidifica de una manera muy similar a la de un sistema binario en el cual la fase γ puede ser el solvente y el Nb el soluto. Esto se muestra en el siguiente diagrama pseudobinario de la Figura 2.2. Los puntos 1 y 2 se obtuvieron a partir de la composición nominal de la aleación y su temperatura de *sólidus* y *líquidus*. El punto 3 representa la temperatura del líquido y la composición del núcleo celular. Los puntos 5 y 6 representan la composición de γ y laves, respectivamente, en el constituyente de tipo eutéctico γ /laves. Es importante decir que el punto 5

representa la solubilidad sólida máxima de Nb en γ (9,3% en peso). El punto 7 es el límite de solubilidad del Nb en la matriz de la aleación 718.

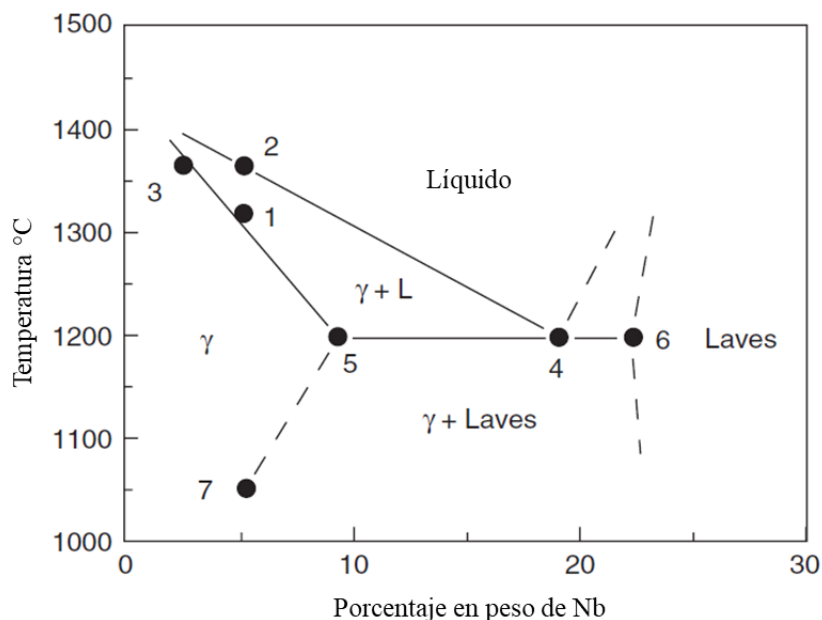


Figura 2.2 Diagrama pseudobinario de solidificación para la aleación Inconel 718 [9]

Los elementos Fe, Nb, Si y C en estudios previos han demostrado que tienen una fuerte influencia en la evolución microestructural de la zona de fusión y la soldabilidad resultante de las superaleaciones base Ni que contienen Nb. A niveles similares de contenidos de aleación (Nb, Si y C), las aleaciones base Fe tienden a formar de constituyentes totales de tipo eutéctico.

Por lo tanto, se puede esperar que las adiciones de Fe a la matriz de austenita, a expensas del Ni, promuevan la formación de γ /laves. La adición de Si tiene un efecto similar, ya que la cantidad de γ /laves siempre incrementa con el aumento de Si dentro de una composición de matriz dada. Las adiciones de Nb promueven fracciones de mayor volumen de eutéctico total. Esto es de esperarse, ya que cada una de las fases secundarias que se forman en las estructuras de tipo eutéctico (NbC y laves) están altamente enriquecidas en Nb. A niveles altos de C, las adiciones de Nb generalmente promueven más γ /NbC. Cuando los niveles de C y Fe son altos, las adiciones de Nb aumentarán la cantidad de los constituyentes γ /NbC y γ /laves. Las aleaciones con altos niveles de C (aleaciones de números pares) forman grandes cantidades del constituyente de tipo eutéctico γ /NbC.

El Fe aumenta el potencial de segregación de Nb (reduce el valor de k). Esta mayor tendencia a la segregación del Nb tiene un efecto significativo en términos de formación de la fase secundaria, ya que ambas fases secundarias que se forman durante la solidificación (NbC y laves) son ricas en Nb. Este efecto se ha atribuido a la influencia que tiene el Fe sobre la solubilidad del Nb en la matriz austenítica. La solubilidad sólida máxima de Nb en γ - Ni es 18,2% en peso de Nb a 1286 ° C mientras que γ - Fe solo puede disolver un máximo de 1,5% en peso de Nb a una temperatura comparable de 1210 ° C. Por tanto, las adiciones de Fe reducen la solubilidad del Nb en la matriz γ - (Fe, Ni, Cr) y conducen a una reducción en el coeficiente de k_{Nb} [9].

2.6 Metalurgia de la soldadura en aleaciones base níquel

Las aleaciones a base níquel endurecidas por precipitación solidifican en forma de austenita y son completamente austeníticas al final de la solidificación. Esta austenita es estable durante el enfriamiento desde el rango de temperatura de solidificación y a temperatura ambiente es completamente austenítica. La segregación durante la solidificación de estas aleaciones da como resultado una variación local en la composición de solidificación. Esto puede conducir a la segregación de elementos e impurezas que dan a la formación de segundas fases.

La soldabilidad, las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión están controladas en gran medida por el comportamiento de solidificación y la microestructura resultante de la zona de fusión. Las principales características microestructurales de interés incluyen la distribución de elementos de aleación a través de la subestructura celular/dendrítica y las fases que se forman en la zona de fusión durante la solidificación. El comportamiento de solidificación de la zona de fusión, a su vez, está controlado por el comportamiento de redistribución de solutos. La redistribución de solutos de los elementos de aleación y la distribución final son gobernados por los valores de la difusividad del soluto en el sólido (D_s) y el coeficiente de distribución en equilibrio (k).

El valor de D_s controla el potencial de retrodifusión en el sólido durante la solidificación. El valor de k describe la fuerza con la que un elemento de aleación se divide en las fases líquida y sólida durante la solidificación. Los elementos que exhiben valores de k menores a uno, se segregan al líquido durante la solidificación. Los elementos con valores k muy bajos pueden producir gradientes de concentración pronunciados a través de la subestructura celular o dendrítica de la soldadura. Sin embargo, se puede eliminar si la difusión en estado sólido del elemento es lo

suficientemente alta para promover la redistribución. Datos muestran que la difusión en estado sólido de los elementos de aleación en las aleaciones de níquel es insignificante durante la solidificación de las soldaduras por fusión, mientras que la difusión de elementos intersticiales como C y N se considera infinita en la mayoría de las condiciones de soldadura por fusión. El patrón de segregación final se refleja directamente en el valor k .

En general, los elementos con radios atómicos similares al Ni, tienen valores de k cercanos a la unidad. Por lo tanto, estos elementos no pueden volver a difundirse durante la solidificación [9].

2.6.1 Soldabilidad

Algunos de los problemas de soldabilidad para las aleaciones a base níquel endurecidas por precipitación incluyen el agrietamiento en caliente en la zona de fusión, el agrietamiento por licuación en la zona afectada térmicamente y el agrietamiento por deformación. Los elementos de impureza tales como el P y S deben mantenerse lo más bajos posible para mejorar la resistencia al agrietamiento en caliente, ya que generalmente no proporcionan ningún beneficio al rendimiento de la aleación. El agrietamiento por licuación en la zona afectada térmicamente puede ocurrir debido tanto a la segregación de los límites del grano como a los mecanismos constitucionales de licuación. En particular, por la adición de Nb pueden ser susceptibles al agrietamiento por licuación en la zona afectada térmicamente debido a la licuación constitucional de NbC. El agrietamiento por deformación es un fenómeno de las aleaciones que se refuerzan a través de la precipitación de la fase γ' . La aleación Inconel 718 endurecida a través de la precipitación de la fase γ'' hace que sean inmunes al agrietamiento por deformación. El agrietamiento en caliente está gobernado por la presencia del constituyente de tipo eutéctico γ /laves y la cantidad relativa y morfología de los constituyentes γ /NbC y γ /laves [14]. La presencia del constituyente eutéctico γ /laves expande el rango de temperatura de solidificación desde la temperatura de *líquidus* hasta *sólidus*. Esto se puede mitigar utilizando bajo contenido de Nb y alto contenido de C [9].

2.6.1.1 Soldabilidad por el proceso de soldadura GMAW y GTAW

La soldadura de estas aleaciones siempre ha sido una tarea difícil. Algunas de las dificultades encontradas en los diferentes procesos de soldadura durante la soldadura de súper aleaciones base de níquel son: la mala penetración, la microfisuración en la zona afectada térmicamente (ZAT), la pérdida de resistencia en la ZAT, las malas propiedades mecánicas en la zona de fusión de la soldadura y la tendencia al endurecimiento por deformación dificultan el proceso de soldadura.

En la soldadura de estos materiales, es importante estudiar e investigar las características de la soldadura como el efecto de la variación en el tamaño de grano, el efecto del calor de aporte en la calidad de la soldadura, el efecto del enfriamiento y el envejecimiento directo en las propiedades de la soldadura, varios defectos de calidad de la soldadura y sus medidas de control.

Las microfisuras que se pueden formar durante el proceso de soldadura son grietas finas de uno o dos granos de longitud que se producen a lo largo de los límites de los granos parcialmente fundidos cerca de la zona de fusión. Normalmente, las microfisuras son función de dos factores, la temperatura del tratamiento previo de la solubilizado y el calor de aporte de la soldadura, que afectan las propiedades mecánicas de la soldadura. Además, esta aleación base níquel es susceptible al agrietamiento por deformación, al agrietamiento en caliente y al agrietamiento por solidificación debido a su composición química.

Entre las técnicas de soldadura que generalmente emplean diversas industrias en la soldadura de aleación Inconel 718, utilizan frecuentemente las técnicas de soldadura por arco, haz de electrones y soldadura por láser.

El proceso de soldadura GTAW es un proceso de unión de metales muy versátil y muy adecuado para la soldadura de aleaciones a base de Ni. En este proceso se mantiene el arco entre la pieza de trabajo y un electrodo de tungsteno. Este proceso utiliza un electrodo no consumible donde el gas se alimenta a través de la antorcha para proteger el electrodo y la pileta de soldadura fundida. Algunas de las ventajas de este proceso son que la capacidad de soldadura puede ser en todas las posiciones, sin salpicaduras de metal y sin pérdida de aleación durante la soldadura y un acabado mínimo requerido. En este caso, el aporte de calor de soldadura, la velocidad de soldadura y el caudal de gas son los parámetros del proceso que más influyen y que deben considerarse detenidamente. La geometría del cordón de soldadura, como la penetración, el área de penetración, el ancho de la soldadura y las propiedades mecánicas como la resistencia a la tracción y tensión, son algunas de las respuestas importantes de este proceso.

Radhakrishna y col. [7] estudiaron la causa y el control de la formación de fases laves en el proceso de soldadura GTAW de Inconel 718. Se encontró que la formación de la fase laves es debido a la microsegregación de elementos de aleación como Nb, Ti y Mo. Esta microsegregación de elementos de aleación se produce debido a una solubilidad insuficiente debido a su mayor radio atómico. Los factores que influyeron en el control de la formación de la fase laves fueron el calor

de aporte, la velocidad de enfriamiento y el tratamiento térmico posterior a la soldadura. Los autores recomiendan una velocidad de enfriamiento rápida durante la soldadura.

Ramkumar y col. [15] investigaron la microestructura, la soldabilidad y las propiedades mecánicas de Inconel 718 con el proceso de soldadura GTAW. También estudiaron el efecto del alambre de relleno y el envejecimiento directo en Inconel 718 soldaduras. Se consideraron tres electrodos, ERNiCu-7, ERNiCrCoMo-1, ERNiCr-3 y un tratamiento térmico posterior a la soldadura a 720 °C durante 8 h con enfriamiento del horno seguido de 620 °C durante 8 h con enfriamiento al aire. La presencia de la fase laves estuvo ausente empleando el electrodo de ERNiCu-7. Se observaron valores de ductilidad más altos en todos los casos y se encuentran de mayor importancia en el control de la formación de la fase laves. Se observó una caída en la tenacidad al impacto y una mejora en la resistencia a la tracción después del tratamiento térmico de envejecimiento directo.

Xin Ye y col. [16] evaluaron el control del agrietamiento en caliente de la soldadura de Inconel 718 mediante soldadura GMAW. Observaron varias grietas de solidificación y grietas de licuación en la zona afectada térmicamente de las soldaduras. Descubrieron que el aumento del calor de aporte es más susceptible al agrietamiento por solidificación en la soldadura. Por lo tanto, se sugirió un menor calor de aporte. También recomiendan un tratamiento térmico de homogeneización previa a la soldadura, ya que disminuye la sensibilidad a la licuación de zona afectada térmicamente.

La mayoría de los procesos de soldadura se consideran adecuados para soldar Inconel 718, mientras que los nuevos procesos de soldadura mejorados ofrecen ventajas de bajo aporte de calor, alta relación de profundidad y ancho de soldadura, zona afectada térmicamente estrecha, distorsión reducida y excelentes propiedades mecánicas en comparación con la soldadura por arco convencionales [17].

2.7 Influencia del calor de aporte

De la búsqueda y análisis de artículos científicos se ha coincidido que una serie de problemas microestructurales en el Inconel 718 pueden presentarse si no se eligen los parámetros adecuados, ya que afectan el calor aportado y la velocidad de solidificación, que se verá reflejado en algunos problemas de solidificación como microfisuración, agrietamiento en caliente, microsegregación y formación de fases secundarias perjudiciales [3]. Hernández Rodríguez, M. y col. [18] analizaron muestras de soldaduras de Inconel 718 realizadas a bajo calor de aporte y a alto calor de aporte

utilizando el proceso de soldadura GTAW. La Figura 2.3 muestra la soldadura de Inconel 718 con bajo calor de aporte. La Figura 2.3 a) muestra la solidificación de estructuras de dendritas equiaxiales finas. La transformación de dendritas columnares a dendritas equiaxiales se debe a la alta tasa de enfriamiento durante la solidificación. También se muestra partículas dispersadas dentro de las dendritas que corresponde a las partículas de fase laves haciendo un análisis de composición química.

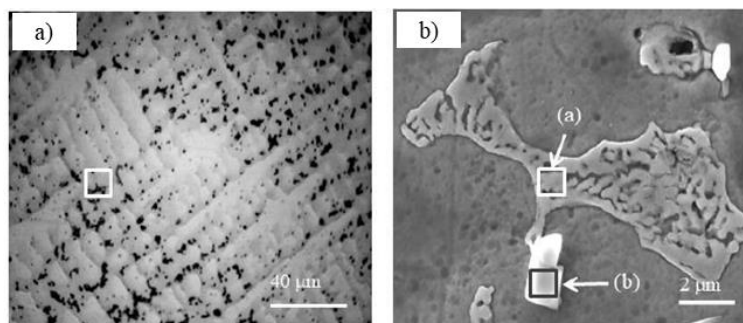


Figura 2.3 Soldadura de Inconel 718 con bajo calor de aporte. a) pileta de soldadura b) partícula analizada [18]

La Figura 2.4 muestra la soldadura de con alto calor de aporte. En la cual se puede observar que la presencia de fase laves segregada entre los espacios dendríticos de la zona fundida es mayor comparada con la muestra soldada a bajo calor de aporte.

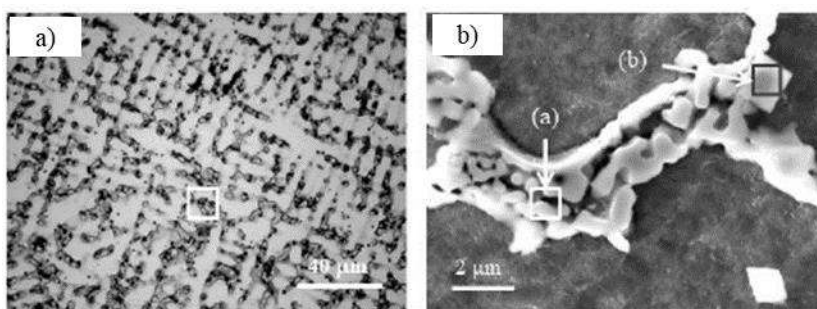


Figura 2.4 Soldadura de Inconel 718 con bajo calor de aporte. a) pileta de soldadura c) partícula analizada [18]

También analizaron la susceptibilidad a la corrosión mediante el uso de pruebas potenciodinámicas en NaCl al 3.5%, encontrando que, a medida que aumenta el calor de aporte, la velocidad de

corrosión aumenta en las soldaduras. Este comportamiento puede atribuirse a la microsegregación de Nb y Mo, lo que resulta en una dilución de Fe en el baño de soldadura. Así como también el calor aportado se verá reflejado en la tasa de la velocidad de enfriamiento con relación en el grado de microsegregación de formación de fase laves.

De la misma manera Benoit A. y col. [19] investigaron la soldabilidad de Inconel 718 utilizando el proceso de soldadura GMAW en modo de transferencia de metal frío llamado (CMT por sus siglas en inglés). Este proceso de soldadura por arco funciona con una entrada de calor más baja en comparación con otros procesos de arco. Las consecuencias son: menos deterioro del metal base, baja deformación y bajo nivel de tensión residual en la unión. Los resultados muestran que la transferencia de metal frío en el proceso GMAW tiene buenas propiedades para la soldadura de Inconel 718 ya que no se ha detectado ningún defecto y se indujo un menor nivel de esfuerzos residuales en el metal en comparación con el GMAW clásico. El análisis microestructural realizado muestra que la calidad de la soldadura es correcta ya que no hay falta de fusión. En otros términos, el proceso de transferencia en frío produce suficiente energía para asegurar el enlace metalúrgico. Sin embargo, las fases frágiles (fase laves y NbC) están presentes en la zona de soldadura. Aunque el proceso CMT produce cordones que parecen similares a la soldadura GMAW clásica, algunas propiedades intrínsecas de la soldadura se mejoran debido a la temperatura relativamente baja del proceso. Las mejoras en el tamaño de la ZAT y el nivel de esfuerzos residuales son interesantes para aumentar la calidad de la soldadura.

2.8 Influencia de la velocidad de enfriamiento

Manikandan S. y col. [20] en el 2015 abordaron diversas metodologías de control de procesos para minimizar la microsegregación de la fase de laves utilizando distintas velocidades de enfriamiento en el proceso de soldadura GTAW. Esto dio como resultado una microestructura de la zona de fusión refinada y la microsegregación reducida. La fracción de volumen de la fase de laves se redujo de 45.95 a 8% con la velocidad de enfriamiento mejorada. Esto se redujo aún más a 0.1% mientras se empleaba enfriamiento criogénico durante el proceso de soldadura GTAW. La Figura 5.3 muestra las micrografías de MEB enfriadas convencionalmente y enfriadas con Nitrógeno líquido.

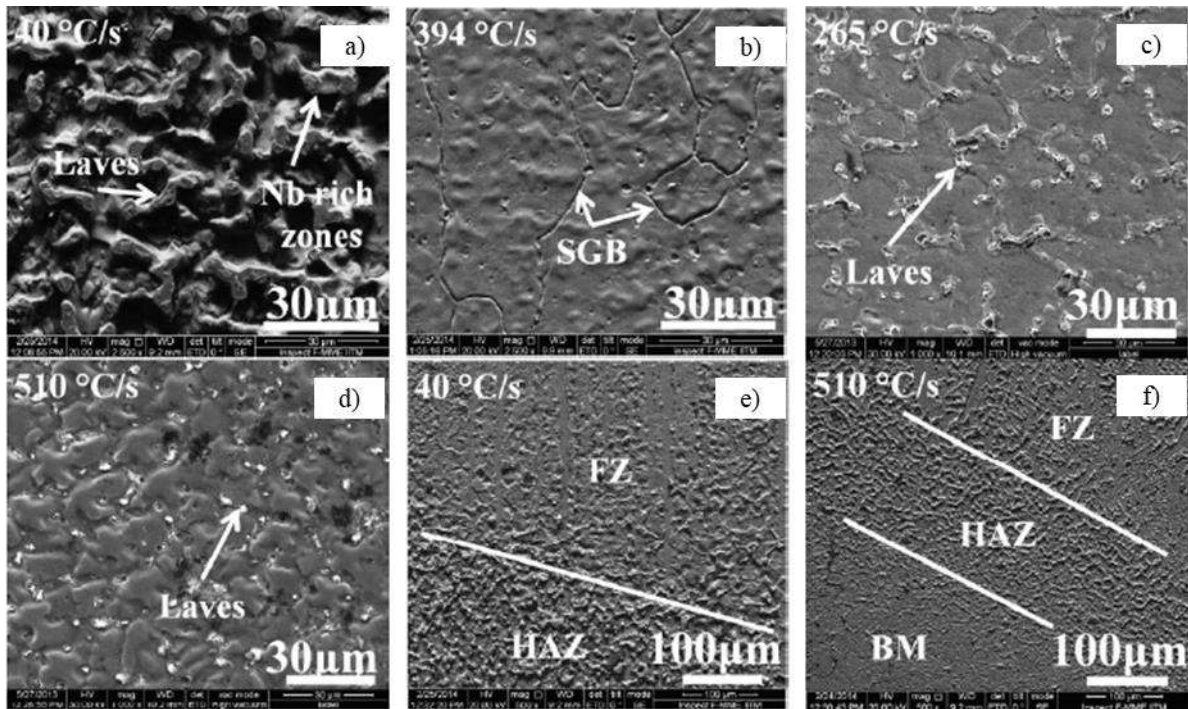


Figura 2.5 Micrografías MEB. a) y b) enfriadas convencionalmente. c) y d) enfriadas con nitrógeno líquido en zona de fusión. e) y f) zona afectada por el calor [20]

La Figura 2.5 hace referencia a una metodología de control para minimizar la microsegregación de la fase laves, con distintas velocidades de enfriamiento. Se relaciona de velocidad de enfriamiento con un decaimiento en las zonas de formación de fase laves. La Figura 2.5 a) muestra zonas ricas en Nb y formación abundante de fase laves, la 2.5 b) muestra una microestructura que consiste en una matriz gamma con una clara solidificación de límite de grano y partículas discretas de formación de fase laves en las regiones interdendriticas. Así como se diferencia la zona afectada térmica por el calor en 2.5 e) y f) con diferentes tasas de velocidad de enfriamiento, en la cual se muestra una reducción de área en la zona afectada con el calor a alta velocidad de enfriamiento. El proceso de soldadura GTAW empleado con enfriamiento con nitrógeno líquido ayudó a minimizar la fase laves y sin microfisuras en la zona afectada por el calor. Las frecuencias de pulso ayudaron a un mejor control de fase de laves para el proceso de soldadura GTAW con protección de argón y se obtuvieron los mismos resultados con una frecuencia de pulso de 2000 Hz en el proceso de protección con helio. Esto podría deberse al efecto combinado del gradiente de temperatura pronunciado al usar diferentes gases de protección y el factor de forma de la forma de onda de pulso.

2.9 Influencia de la corriente pulsada

Manikandan S. y col. [21] en el 2012 determinaron que la formación de fases perjudiciales como la fase laves en la zona de fusión durante la soldadura de Inconel 718 se puede controlar con la técnica de pulsos de corriente compuesta junto con gas de protección de He. Se usó metal de aporte de solución sólida para minimizar la segregación del Nb. La Figura 2.6 muestra las micrografías de MEB de las soldaduras.

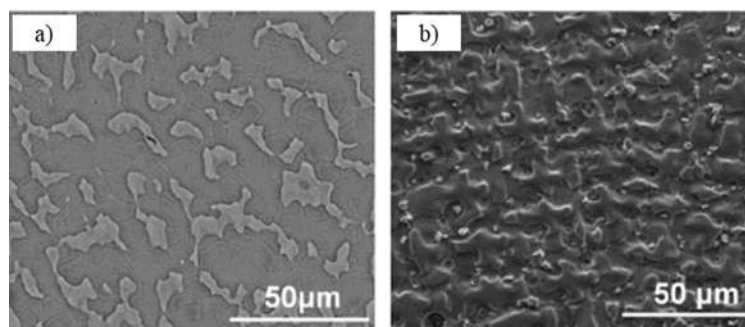


Figura 2.6. Micrografías de la piletta de soldadura a) con corriente continua por GTAW con helio y b) con corriente compuesta pulsada con helio [21]

Las soldaduras se produjeron en láminas de 2 mm de espesor mediante el proceso de soldadura GTAW y se sometieron a las técnicas de caracterización. Los resultados muestran, microestructura de zona de fusión refinada, cantidad reducida de fase laves y segregación mínima de Nb. Concluyeron que a velocidades de enfriamiento mejoradas utilizando resultados de la técnica de pulso de corriente compuesta, la fase laves se ve reducida en la zona de fusión y hay una tendencia decreciente de la segregación de Nb en las regiones interdendríticas utilizando diferentes técnicas de oscilación.

Asimismo, Ram G. y col. [22] evaluaron la formación de la fase laves con el proceso de soldadura de arco con electrodo de tungsteno y gas (GTAW) de aleación 718 utilizando corriente pulsada. Se produjeron soldaduras en láminas de aleación de 2 mm de espesor con corriente constante y corriente pulsada y fueron sometidos a un tratamiento de solubilizado post-soldadura a 980 °C seguido de un envejecimiento. Se realizaron estudios microestructurales detallados y pruebas de tracción a 650 °C. La Figura 2.7 muestra las microestructuras de las uniones soldadas de Inconel 718 en MEB.

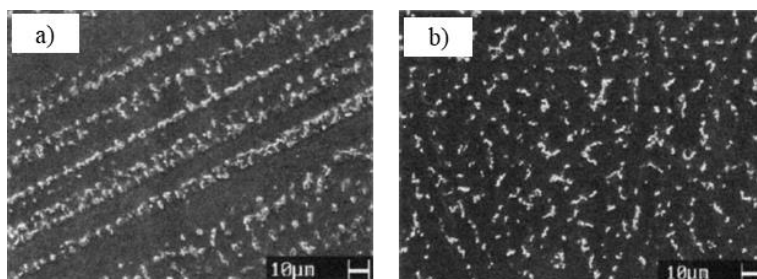


Figura 2.7 Uniones soldadas a) corriente continua y b) corriente pulsada [22]

Los resultados muestran que el uso de corriente pulsada da como resultado un refinamiento significativo de las estructuras de solidificación de la zona de fusión y una reducción en el tamaño, la cantidad, la concentración de Nb y la interconectividad de la fase laves en la microestructura de soldadura.

La Figura 2.8 muestra la microestructura de las uniones soldadas de Inconel 718 con el tratamiento térmico postsoldadura.

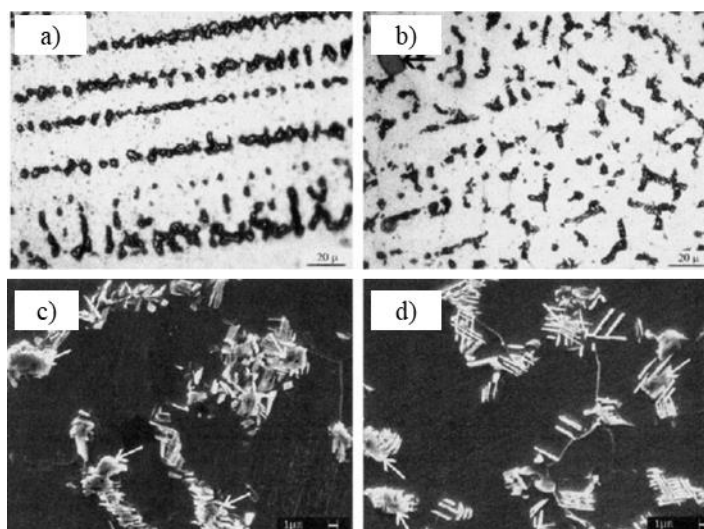


Figura 2.8 Micrografías de la pileta de soldadura después de tratamiento térmico postsoldadura en a) M.O. con corriente continua b) M.O. corriente pulsada c) MEB corriente continua y d) MEB corriente pulsada [22]

El tratamiento de la solución posterior a la soldadura a 980 °C resultó en la disolución parcial de la fase laves y redujo el grado de segregación interdendrítica de Nb en las soldaduras de corriente continua y corriente pulsada. En comparación con la soldadura de corriente continua, la soldadura de corriente pulsada respondió mejor al tratamiento térmico posterior a la soldadura. Durante el

tratamiento térmico tuvo lugar una precipitación extensa de la fase δ en forma de aguja alrededor de las partículas de laves. Las mejoras microestructurales causadas por el pulso condujeron a una mejora significativa en la propiedad mecánica de tensión de la unión soldada.

Igualmente, Xiao H. y col. [23] utilizaron la fabricación de aditivos láser (LAM por sus siglas en inglés) y de onda casi continua (QCW por sus siglas en inglés) para controlar la segregación de Nb y la formación de fase laves. Se investigaron los comportamientos térmicos de la pileta fundida, la evolución microestructural y la respuesta mecánica de las muestras fabricadas al tratamiento de envejecimiento. En comparación con el (LAM) de onda continua (CW), el (QCW-LAM) da como resultado una microestructura dendrita refinada y equiaxial, una segregación de Nb reducida y partículas de fase laves finas y discretas, debido a una velocidad de enfriamiento mejorada y una disminución del tiempo de solidificación tiempo de la pileta fundida.

Esto también coincide con el trabajo de que llevaron a cabo Torbati A. y col. [24] donde estudiaron la soldadura por el proceso GTAW y la soldadura por el proceso de soldadura GMAW de tuberías bimetalicas usando modo de arco pulsado obteniendo soldaduras sólidas con una geometría adecuada y sin defectos.

2.10 Influencia de la frecuencia

N. Anbarasan y col. [25] realizaron una investigación para comprender el efecto de las frecuencias de pulso sobre formación de la fase laves, las propiedades microestructurales y de corrosión en Inconel 718. El proceso de soldadura fue GTAW en modo pulsado a diferentes frecuencias: 2, 4, 6, 8 y 10 Hz. Las frecuencias variables exhibieron cambios significativos en las ondulaciones de la superficie de la soldadura. El análisis microestructural reveló que las soldaduras a 2, 4 y 6 Hz mostraban una estructura dendrítica tanto columnar como equiaxial, mientras que a 8 y 10 Hz, las soldaduras tenían predominantemente dendritas equiaxiales. Los resultados de la microscopía electrónica de barrido mostraron que había una reducción de 8.2 a 3.7% cuando la frecuencia de pulso aumentó de 2 a 10 Hz. Los estudios de corrosión confirmaron que la resistencia a las picaduras se incrementó a mayor frecuencia debido a la reducción de la fase laves en las soldaduras.

2.11 Metodología Taguchi

2.11.1 Arreglos ortogonales

La metodología Taguchi es una herramienta eficaz en los procesos de fabricación que necesitan una alta calidad. Esta metodología desarrolla diversos métodos, uno de los cuales está basado en

experimentos de matrices ortogonales, estas proporcionan un conjunto de experimentos bien equilibrados con ejecuciones experimentales mínimas y relaciones señal ruido (S/N) de Taguchi. Estas son funciones logarítmicas variable de salida deseada, que sirven como funciones objetivas para la optimización. Esto ayuda en el análisis de datos y la predicción de resultados óptimos [26], [27] .

Los pasos para lograr un método Taguchi son los siguientes:

1. Formulación del problema. Esto implica la identificación de la característica de desempeño de salida más importante para el proceso.
2. Identificación de los factores de control, de ruido y de señal. Un factor controlado es una característica que se puede controlar en el proceso del producto. Los factores de ruido son aquellos que no pueden controlarse fácilmente en la fabricación del producto. El objetivo del diseño de la experimentación es encontrar niveles de los factores de control que minimicen la sensibilidad del producto a los cambios en los factores de ruido. Un factor de señal es una entrada al sistema experimental que se supone que afecta la salida. El experimento dinámico de Taguchi mide la variable de respuesta en diferentes niveles de un factor de señal.
3. Selección de niveles de factores, asociados con cada factor y los efectos de interacción.
4. Diseño de la matriz ortogonal. Las matrices ortogonales de Taguchi son diseños experimentales que generalmente requieren solo una fracción de las combinaciones factoriales completas. Los arreglos están diseñados para manejar tantos factores como sea posible en un cierto número de experimentos en comparación a un diseño factorial completo. Las columnas de las matrices están equilibradas y son ortogonales. Esto quiere decir que, en cada par de columnas, todas las combinaciones de factores ocurren el mismo número de veces. Los diseños ortogonales permiten estimar el efecto de cada factor en la variable de respuesta independientemente de todos los demás factores.
5. Experimentación.
6. Análisis estadístico e interpretación de resultados experimentales.
7. Verificación del método realizando la prueba de confirmación [28].

2.5.1 Relación señal/ruido (S/N)

Para evaluar la configuración óptima de los parámetros, el método Taguchi utiliza una medida llamada relación señal-ruido (*signal/noise* en inglés). Esta relación es una medida de desempeño para seleccionar los niveles de control que mejor se adapten al ruido. La relación S/N toma en cuenta tanto la media como la variabilidad. La relación S/N es la relación entre la media (señal) y la desviación estándar (ruido). La relación depende de las características de calidad del producto y proceso a optimizar. Las relaciones S/N estándar son las siguientes: “nominal es mejor”, “menor es mejor” y “mayor es mejor”. La relación S/N para “menor es mejor” y “mayor es mejor” pueden calcular mediante:

$$SN(\text{menor es mejor}) = -10 \log \left[\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n Y_i^2 \right] \quad (1)$$

$$SN(\text{mayor es mejor}) = -10 \log \left[\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{1}{Y_i^2} \right] \quad (2)$$

Donde n es el número de mediciones y y_i es el valor característico medido.

Cuanto mayor sea la relación S/N , menor será la variación alrededor del objetivo deseado.

Con la optimización S/N , se puede predecir la combinación paramétrica óptima. Finalmente, se debe realizar un experimento de confirmación para verificar la condición óptima del proceso definida por el análisis de Taguchi.

Así pues, como se ha mencionado en la literatura y podemos afirmar, es que es importante el uso de procesos de soldadura que nos ofrezcan tasas de deposición de metal de aporte adecuados en condición de forma de onda de corriente contra tiempo, esto resultará en mejores momentos de aporte térmico que se verá reflejado en menor proporción de microsegregación y formación de fases secundarias perjudiciales, aunado a esto, una metodología de análisis estadístico, es importante, ya que se puede evaluar el efecto de la manipulación de las variables de entrada sobre las variables de salida y cuál de ellas gobierna la variable de respuesta durante el proceso de soldadura [28].

Así lo determinaron Mookan N. y col. [29] en el estudio llevado a cabo en el cual determinaron los parámetros óptimos de soldadura de resistencia por puntos para la unión entre acero inoxidable de alta resistencia (AHSS por sus siglas en inglés) y acero AISI 304 mediante el uso de metal de aporte.

Los parámetros investigados y sus efectos en este estudio fueron la corriente de soldadura, la presión del electrodo y el tiempo de soldadura. El método Taguchi se aplicó al diseño de experimentos. La relación señal/ruido se introdujo en el estudio para identificar niveles óptimos del proceso para saber cuáles los parámetros de entrada producen una mayor resistencia a la fractura. Se señalaron las variables de respuesta con el análisis de señal ruido, y con la característica de mayor es mejor.

La Figura 2.9 muestra los principales efectos de la señal ruido relacionada con cada variable de respuesta.

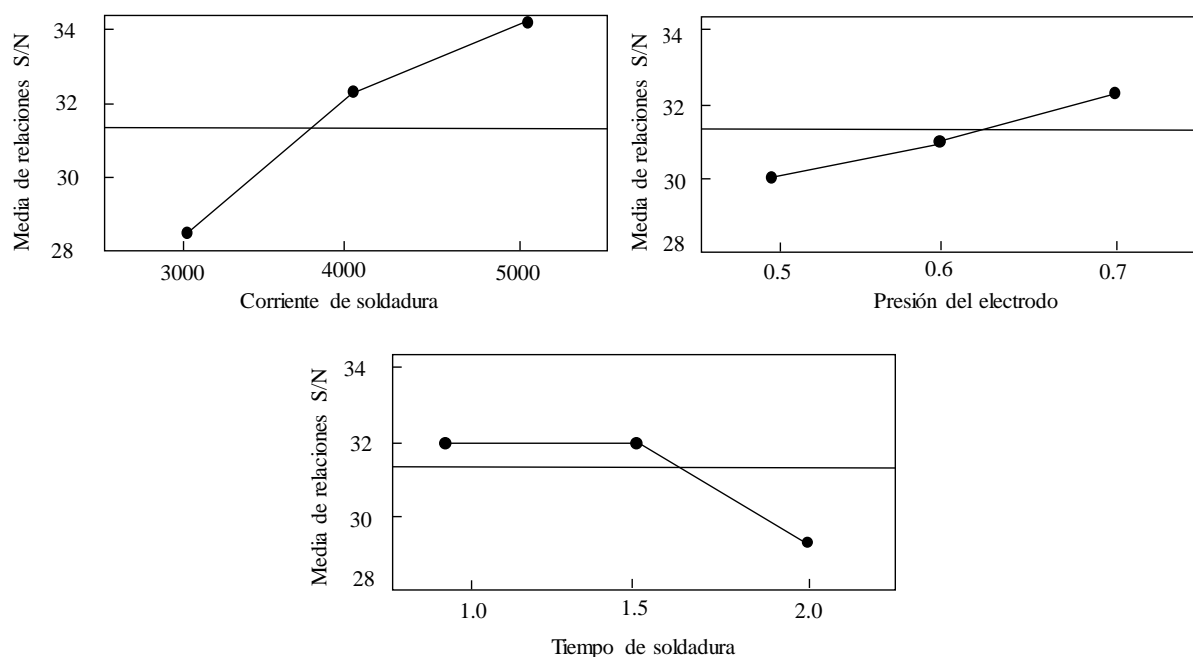


Figura 2.9 Efectos principales de la S/N sobre las variables de respuesta [29]

Esto se traduce con las gráficas de la figura 2.9 que la soldadura brazing se obtienen los parámetros óptimos, los cuales son una corriente de soldadura de 5,000 A, una presión de electrodo de 0.70 MPa y un tiempo de soldadura de 1.50 s. con la condición de mayor es mejor en el análisis de señal ruido. Las condiciones óptimas de soldadura se obtuvieron del método de Taguchi, se concluye

que, para una resistencia máxima al corte, los factores de la corriente de soldadura y la presión del electrodo deben estar en un nivel alto, mientras que el tiempo de soldadura debe mantenerse en un nivel medio.

2.5.2 Análisis de la varianza (ANOVA)

Para evaluar cuantitativamente el grado de importancia de los parámetros del proceso en respuestas seleccionadas, se evalúa con la técnica de análisis de la varianza (ANOVA). Con base en el análisis estadístico de los datos recopilados, este método puede inferir qué factor es el más significativo para influir en las características de salida. Independientemente de la característica de calidad elegida para una respuesta particular, una mayor relación S/N corresponde a mejores características de calidad. Por lo tanto, el nivel óptimo de los parámetros del proceso son el nivel que asegura la mayor relación S/N. Además, se aplica el ANOVA para evaluar qué factor impone un efecto significativo en la variable de respuesta seleccionada [28].

Ola O. y col. [30] llevaron a cabo un estudio de análisis estadístico con un diseño de experimentos completo de 3 niveles, desarrollaron modelos de regresión para predecir las características de la microestructura y también se utilizó el análisis de varianza para probar la adecuación de los modelos de regresión de las características microestructurales y geométricas de los revestimientos de transferencia de metal en frío (CMT) en la superaleación de Inconel 718. Las variables de respuesta fueron anchura, profundidad y relación de dilución, estas se usaron con el análisis de varianza como se muestra en las tablas 2.1, 2.2 y 2.3. donde el valor F es la relación de los cuadrados medios para el modelo y los residuos, mientras que P es el valor de probabilidad utilizado para probar la hipótesis. Con un nivel de confianza del 95%, se requeriría un valor de P menor que 0.05. La desviación estándar de los residuos, S, y el coeficiente de determinación.

Tabla 2.1 Análisis de varianza para el modelo de regresión de anchura

ANOVA para el modelo de regresión y_1

Fuente	DF	SS	MS	F	P
Regresión	3	87.278	29.0927	97.312	0
x ₁	1	51.8501	51.8501	173.434	0
x ₂	1	34.4173	34.4173	115.123	0
x ₃	1	1.0106	1.0106	3.38	0.07
Error	23	6.8761	0.299		
Total	26	94.1542			

Tabla 2.2 Análisis de varianza para el modelo de regresión de profundidad

ANOVA para el modelo de regresión y_2

Fuente	DF	SS	MS	F	P
Regresión	3	4.3908	1.436	71.857	0
x ₁	1	1.37227	1.37227	67.373	0
x ₂	1	2.99717	2.99717	147.149	0
x ₃	1	0.02136	0.02136	1.048	0.316509
Error	23	0.46847	0.02037		
Total	26	4.85927			

Tabla 2.3 Análisis de varianza para el modelo de regresión de dilución

ANOVA para el modelo de regresión y_3

Fuente	DF	SS	MS	F	P
Regresión	3	1583.53	527.84	86.534	0
x ₁	1	1259.16	1259.16	206.425	0
x ₂	1	318.42	318.42	52.202	0
x ₃	1	5.95	5.95	0.975	0.333661
Error	23	140.3	6.1		
Total	26	1723.82			

Cuanto más pequeño es el valor S, mejor se ajusta el modelo de regresión a los datos experimentales. Además, cuanto más cercano sea R-Sq al 100%, mejor será el ajuste del modelo de regresión a los datos experimentales. Los modelos de regresión muestran un ajuste adecuado con datos experimentales y se consideran útiles para la optimización de variables de soldadura para el revestimiento CMT de superaleación Inconel 718. El estudio microestructural reveló que los revestimientos estaban libres de porosidad y grietas, y se logró la unión completa de los revestimientos con el sustrato en todas las soldaduras.

Así también Juang S. y col. [31] presentaron la selección de parámetros de proceso para obtener una geometría óptima del baño de soldadura en la soldadura de acero inoxidable con el proceso de soldadura (GTAW). Básicamente, la geometría del conjunto de soldadura tiene varias características de calidad, por ejemplo, la altura frontal, el ancho frontal, la altura posterior y el ancho posterior del conjunto de soldadura. Para considerar estas características de calidad en juntas en la selección de los parámetros del proceso, se adoptó el método Taguchi modificado para analizar el efecto de cada parámetro del proceso de soldadura en la geometría del baño de soldadura, y luego para determinar los parámetros del proceso con la geometría óptima del baño de soldadura. En la tabla 2.4 se muestran los resultados del análisis de varianza que tienen los

factores de mayor influencia sobre las variables de respuesta, estas son: la separación del arco, la velocidad de flujo, la corriente de soldadura y la velocidad de soldadura.

Tabla 2.4 Resultados de Análisis de varianza

Símbolo	Parámetro del proceso	GL	Suma de cuadrados	Cuadrados ajustados	F	Contribución(%)
A	Separación del arco	3	16.06	5.35	4.97	26.86
B	Velocidad de flujo	3	9.47	3.16	2.93	15.84
C	Corriente de soldadura	3	14.36	4.79	4.45	24.01
D	Velocidad de soldadura	3	16.68	5.56	5.17	27.89
Error		3	3.23	1.08		5.4
Total		15	59.79			100

Los resultados de ANOVA indican que la separación del arco, la velocidad de flujo, la corriente de soldadura y la velocidad de soldadura son los parámetros importantes del proceso de soldadura que afectan las características de calidad múltiple.

Yousefieh M. y col. [32] utilizaron una técnica de diseño de experimentos, el método Taguchi, para optimizar los parámetros de soldadura por el proceso de soldadura (GTAW-P) para la resistencia a la corrosión de las soldaduras de acero inoxidable súper dúplex. Se utilizó una matriz ortogonal L_9 (3^4) de diseño Taguchi que involucra nueve experimentos para cuatro parámetros (corriente de pulso, corriente de fondo, porcentaje de tiempo, frecuencia de pulso) con tres niveles cada factor. El análisis de varianza (ANOVA) se realiza sobre los datos medidos y las relaciones S/N (señal a ruido). En consecuencia, se encontró que el método Taguchi es una técnica prometedora para obtener las condiciones óptimas para tales estudios. Además, los resultados experimentales obtenidos confirman la idoneidad y efectividad de este enfoque.

Como puede observarse, existe una cantidad considerable de investigación sobre la soldabilidad de las aleaciones base níquel y su problemática al ser soldados por un proceso de soldadura por fusión, problemas de segregación y mala distribución de la fase laves en la zona fundida. Por lo que, es de gran relevancia estudiar el efecto de la modificación de parámetros de soldadura sobre la distribución de la fase laves para controlar su presencia en este tipo de aleaciones, por lo que el objetivo de esta investigación es precisamente encontrar dichos parámetros de soldadura y analizar su efecto sobre propiedades microestructurales y mecánicas.

CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Arreglo ortogonal

Se utilizó un diseño de experimentos basado en la metodología Taguchi, el cual fue un arreglo ortogonal Taguchi L_9 , delimitando el estudio a tres factores: corriente de pico, corriente de fondo y frecuencia. Cada factor fue manipulado en tres niveles diferentes (3^3), lo cual se muestra en la Tabla 3.1.

En la tabla 3.2 se muestra un ejemplo de una matriz experimental ortogonal L_9 . En la Tabla 3.3 se muestra la matriz experimental que se seleccionó para determinar las condiciones óptimas con un número mínimo de experimentos.

Tabla 3.1 Parámetros de soldadura y sus niveles

Factor	Notación	Unidades	Nivel		
			1	2	3
Corriente de pico	I_p	A	350	375	400
Corriente de fondo	I_b	A	50	55	60
Frecuencia	F	Hz	55	65	75

Tabla 3.2 Ejemplo de un diseño ortogonal L_9 (3^3)

Experimento	Factores		
	A	B	C
1	1	1	1
2	1	2	2
3	1	3	3
4	2	1	2
5	2	2	3
6	2	3	1
7	3	1	3
8	3	2	1
9	3	3	2

Tabla 3.3 Arreglo ortogonal L₉ utilizado

Experimento	I_p (A)	I_b (A)	F (Hz)
1	350	50	55
2	350	55	65
3	350	60	75
4	375	50	65
5	375	55	75
6	375	60	55
7	400	50	75
8	400	55	55
9	400	60	65

3.2 Procedimiento experimental

3.2.1 Preparación de las juntas

Se cortaron placas de Inconel 718 con las dimensiones: $6.35 \times 70 \times 150$ mm, éstas se maquinaron de acuerdo con el diseño de la junta que se muestra en la Figura 3.1 de acuerdo a la norma internacional AWS D17.1 Specification for fusión welding for aerospace applications [33].

Las composiciones químicas del metal base y del material de aporte se presentan en la Tabla 3.4.

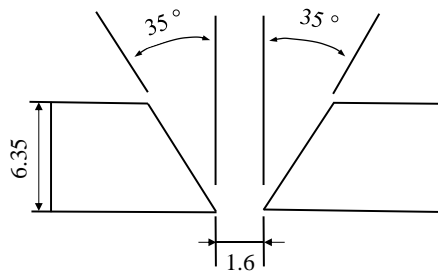


Figura 3.1 Diseño de junta (unidades en mm)

Tabla 3.4 Composición química del material base y del electrodo

	Elementos (% en peso)													
	C	Mn	Fe	P	S	Si	Cu	Ni	Co	Al	Ti	Cr	Nb+Ta	Mo
ERNiFeCr-2	0.08	0.35	Bal.	0.015	0.015	0.35	0.3	0.5	-	0.2	0.65	17	4.75	2.8
Metal base	0.03	0.07	17.84	0.008	0.001	0.06	0.1	Bal.	0.24	0.55	0.93	18.64	Nb 4.84	2.85

3.2.2 Proceso de soldadura GMAW

Las placas fueron limpiadas y desengrasadas con acetona antes del proceso de soldadura. Se realizó la unión de la soldadura en una maquina Miller modelo CP-650 con capacidad de 300 A, voltaje de circuito abierto de 50 V, eficiencia del 75% en forma semiautomática. Se utilizó como material de aporte el electrodo ERNiFeCr-2 de 0.9 mm de diámetro a una velocidad de alimentación de 7.9 m/min, flujo de gas 100% Ar de 14.15 L/min, *stick-out* de 12 mm, ángulo de antorcha de 90° en modo de arrastre y una velocidad de desplazamiento de 2.2 mm/s en una sola pasada. El sentido del cordón fue perpendicular a la dirección de laminación de las placas del material base.

3.2.3 Proceso de soldadura GMAW-P

Asimismo, para la unión por medio del proceso GMAW-P, las placas fueron limpiadas y desengrasadas con acetona antes del proceso de soldadura. Se realizaron las uniones de soldadura de acuerdo a los parámetros del arreglo ortogonal L₉ en una maquina ESAB Aristo Mig 5000i en modo pulsado con un dispositivo semiautomático RailTrac FRW1000. Se utilizó como material de aporte el electrodo ERNiFeCr-2 de 0.9 mm de diámetro a una velocidad de alimentación de 7.9 m/min, flujo de gas 100% Ar de 14.15 L/min, *stick-out* de 12 mm, ángulo de antorcha de 90° en modo de arrastre y una velocidad de desplazamiento de 3 mm/s. Dado el diámetro del electrodo y con el objetivo de disminuir el calor de aporte se depositaron tres cordones por unión. El sentido de los cordones fue perpendicular a la dirección de laminación de las placas del material base.

3.3 Caracterización microestructural

Para la caracterización microestructural del material base se cortó una placa de manera longitudinal a laminación, se realizó desbaste grueso y fino con lijas de SiC y pulido con alúmina de 1 μm, se sometió a ataque químico por inmersión utilizando HCl y HNO₃ con relación 3:1 v/v durante 40 s. Asimismo, las uniones soldadas fueron cortadas de manera transversal a los cordones de soldadura, se realizó desbaste grueso y fino con lijas de SiC y pulidas en paño con alúmina. Para el ataque electroquímico se usó una solución de ácido oxálico al 10 % con agua desmineralizada a 6 V durante 40 s. Las microestructuras de la piletta de soldadura fueron observadas en un microscopio óptico marca CARL ZEISS, en el cual fueron adquiridas las imágenes. El análisis microestructural se realizó usando el *software* Image J utilizando siete micrografías por cada cordón de las nueve uniones experimentales a las cuales se midió el espaciamento dendrítico secundario (SDAS por sus siglas en inglés). Eli Vandersluis y col. [34] mencionan que hay cinco métodos de medición

del SDAS, en este estudio se utilizó el método mostrado en la Figura 3.2 midiendo el espaciamento dendrítico secundario de centro a centro.

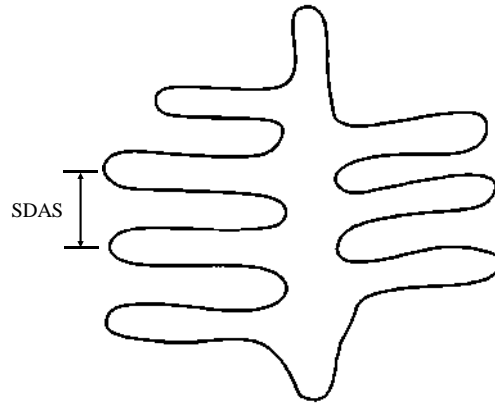


Figura 3.2 Esquema del método de medición del SDAS

3.3.1 Caracterización por microscopía electrónica de barrido (MEB)

Se hizo el análisis y se observó la microestructura del material base y de soldaduras principales, se realizó análisis químico de composición, para ello, se utilizó un microscopio electrónico de barrido marca JEOL-JSM-6400 con un detector de espectroscopia de rayos X por dispersión de energía (EDS por sus siglas en inglés).

3.3.2 Distribución de la fase laves

La distribución del tamaño del área de la fase laves fue analizada mediante histogramas de distribución a lo largo de la zona de fusión de los cordones de soldadura del arreglo ortogonal experimental L₉ de Taguchi. El análisis de imagen se utilizó para medir la cantidad de fase laves sobre un área de 8,465,100 μm^2 por unión experimental en la pileta de soldadura.

3.4 Caracterización mecánica

3.4.1 Ensayo de microdureza Vickers

Para el ensayo de dureza se utilizaron muestras preparadas para metalografía de manera transversal a la laminación de material base como el utilizado en las uniones soldadas. La microdureza se realizó aplicando una carga de 500 g durante 15 s utilizando un indentador con punta de diamante piramidal. Se realizó un barrido partiendo del centro de cada cordón de cada unión soldada como se muestra en la Figura 3.3, con una separación entre cada indentación de 400 μm con una longitud total por barrido de 4 mm aproximadamente. El equipo usado fue un microdureómetro marca Mitutoyo HM200 con capacidad de carga de 0.001-2000g.

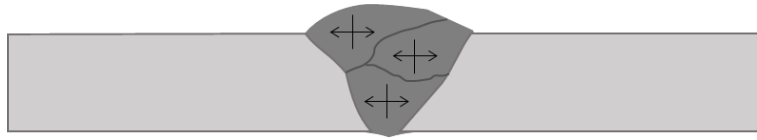


Figura 3.3 Esquema de cómo se realizó la medición de microdureza

3.6 Análisis estadístico del SDAS

Los datos medidos del SDAS fueron analizados empleando el *software* Minitab. Se incluyó la relación S/N para predecir los niveles óptimos que contribuyen en la disminución del SDAS. Se realizó el ANOVA para determinar cuál de los 3 parámetros empleados contribuye en la optimización del proceso. Se obtuvieron los parámetros óptimos pronosticados, se soldó una nueva unión con dichos parámetros de soldadura en la cual se ratificó el SDAS pronosticado con el SDAS experimental.

CAPITULO 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS**4.1 Análisis de la microestructura del metal base**

La Figura 4.1 muestra la micrografía a 200 x observada en un microscopio electrónico de barrido del material base Inconel 718 en condición de recibido, que muestra granos austeníticos equiaxiales y límites de grano bien definidos con la presencia de maclas producto de la deformación mecánica en el proceso de fabricación. Además, se observan carburos de tipo MC (donde M puede ser Ti y Nb) que se encuentran aleatoriamente a través de la matriz.

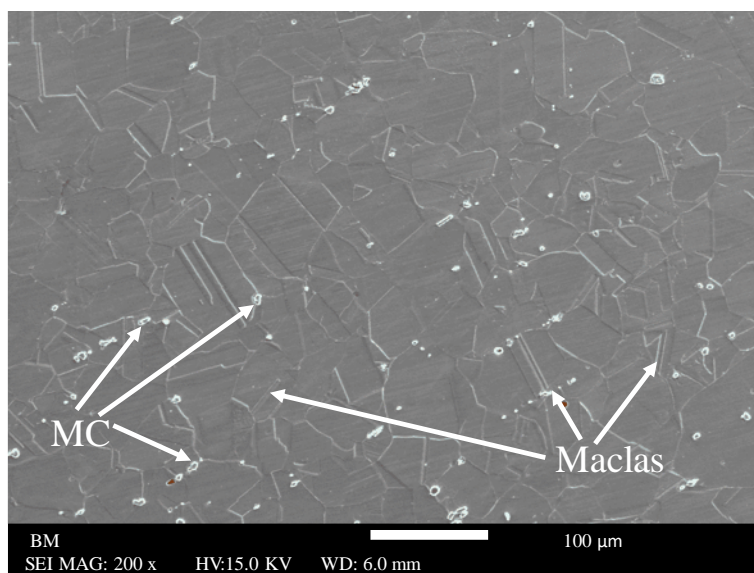


Figura 4.1 Microestructura del material base Inconel 718.

4.1.2 Microdureza del material base

La microdureza promedio del material base en condición de recibido se muestra en la Tabla 4.1, donde se tienen valores promedio de 260 Vickers lo cual corresponde con el material base utilizado en este estudio [35].

Tabla 4.1 Microdureza del material base

Material	Microdureza Vickers (HV)
Inconel 718	260.6±15.3

4.2 Análisis macroestructural de la unión soldada por el proceso de soldadura GMAW

En la Figura 4.2 se muestra el perfil macroestructural de la unión soldada del Inconel 718 mediante el proceso de soldadura GMAW de forma convencional. Se observa que existe una buena penetración y fusión lateral con los metales adyacentes. No se observa falta de fusión en el pie de la soldadura, escurrimiento en la raíz, y la dimensión del refuerzo es adecuada.

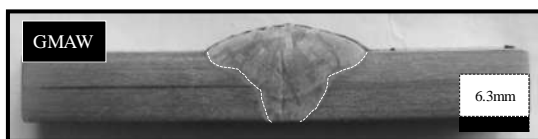


Figura 4.2 Perfil macroestructural de la unión mediante el proceso de soldadura GMAW

4.2.1 Calor de aporte

La Tabla 4.2 muestra el resultado de calor de aporte para la unión experimental del proceso de soldadura GMAW.

Tabla 4.2 Calor de aporte resultante para la unión experimental

Voltaje V	Corriente promedio A	Calor de aporte kJ/mm
30	206	1.54

4.2.3 Microdureza

En la Tabla 4.3 se muestra el promedio obtenido para la unión experimental del proceso de soldadura GMAW, donde se encontró que en la zona fundida se tiene una microdureza promedio de 200.7 Vickers.

Tabla 4.3 Promedio de microdureza para la unión experimental

Proceso	Microdureza (HV)
GMAW	200.7±9.29

4.2.4 SDAS medido

En la Figura 4.3 se muestra el porcentaje acumulado del espaciamiento dendrítico secundario medido en diferentes regiones de la soldadura para la unión experimental del proceso de soldadura GMAW.

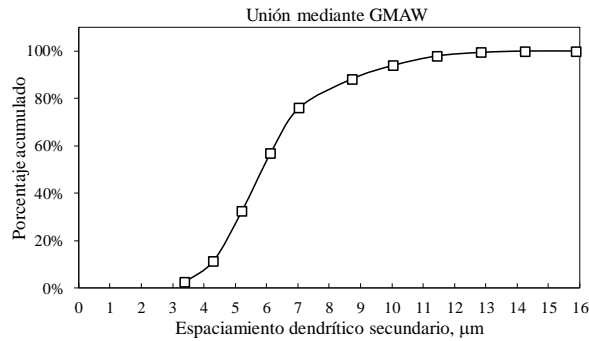


Figura 4.3 Resultados de la medición del SDAS contra el porcentaje acumulado de la unión hecha mediante el proceso GMAW

La Tabla 4.4 muestra el resultado promedio medido del espaciamiento dendrítico secundario para la unión mediante el proceso de soldadura GMAW. Siendo un único cordón depositado, este espaciamiento dendrítico secundario se mantiene la mayor población en un rango de 7 a 9 μm como se muestra en la Figura 4.3.

Tabla 4.4 SDAS promedio resultante

Proceso	SDAS(μm)
GMAW	7.1 ± 3.03

En la Figura 4.4, se muestra la micrografía de la unión soldada mediante el proceso de soldadura GMAW.

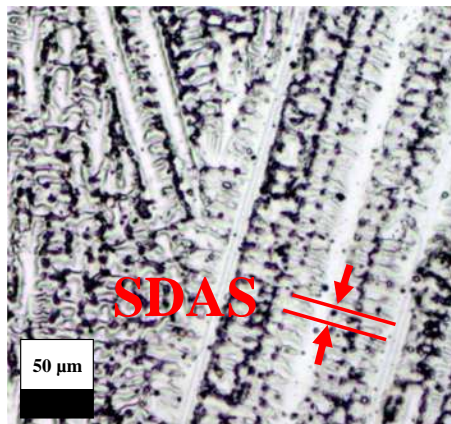


Figura 4.4 Micrografía de metaloscopio mediante el proceso GMAW

4.2.5 Distribución de área de fase laves medida

La distribución de la fase laves fue analizada para la soldadura mediante GMAW como se muestra en la Figura 4.5, donde se aprecia que la población en el rango de 0 a 0.5 μm^2 es de 4560. También se aprecia, que el área de fase laves en el rango de 1 a 3.5 μm^2 se mantiene en un decremento constante, es decir, existen islas de áreas de fases laves con mayor área en la unión hecha mediante el proceso de soldadura GMAW.

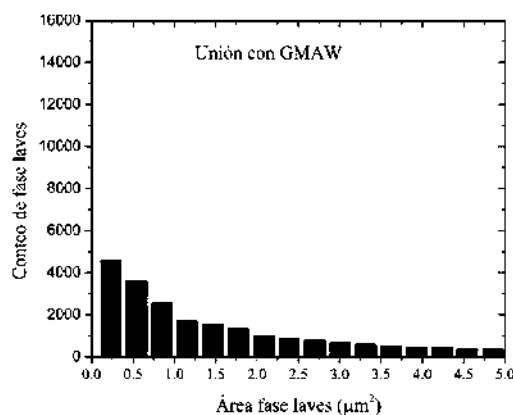


Figura 4.5 Distribución de área de fase laves mediante el proceso GMAW

4.3 Análisis macroestructural de las uniones soldadas del proceso de soldadura GMAW-P

El comportamiento de solidificación controla el tamaño y la forma de solidificación, el grado de segregación, la distribución de inclusiones y defectos como las porosidades y el agrietamiento en caliente. Ya que las propiedades, las características microestructurales resultantes y la integridad de la unión soldada dependen del comportamiento de solidificación, por lo que, comprender el comportamiento de solidificación en la pileta de soldadura es importante.

El subenfriamiento y la composición química del electrodo ERNiFeCr-2 determinan las características finales en la zona fundida de las uniones soldadas. El grado de subenfriamiento, determinado por la tasa de crecimiento y el gradiente térmico, está asociado con la morfología del crecimiento dendrítico el cual influye en el crecimiento dendrítico en la pileta de la soldadura, dicho crecimiento se da preferencialmente en la dirección $\langle 100 \rangle$. El calor de aporte y las condiciones del transporte de masa durante la solidificación influyen en los parámetros antes mencionados. Durante el proceso de soldadura, en estado con arco estable, la forma de la pileta de la soldadura permanece constante a cualquier velocidad de desplazamiento. La forma de la pileta

de soldadura está determinada por el calor de aporte y los gradientes térmicos resultantes. El gradiente térmico en líquido G_l se ve afectado por los flujos térmicos de la pileta. En la pileta de soldadura hay subenfriamiento térmico por lo cual $G_l < 0$.

Las mediciones de estos gradientes en la pileta de soldadura son un tanto difíciles. Por lo tanto, el gradiente térmico está en función de los parámetros del proceso, del calor de aporte y en consecuencia en las propiedades mecánicas resultantes.

Rosenthal desarrolló una ecuación para las consideraciones del flujo de calor:

$$G = \frac{2\pi k(T_l - T_o)^2}{nVI} \quad (3)$$

Donde k es la conductividad térmica, T_l es la temperatura de liquidus, T_o es la temperatura inicial, n es la eficiencia de la fuente de calor, V es el voltaje y la I es la corriente.

Sin embargo, Lippold y col. [9] mencionan que estas soluciones al flujo de calor no proporcionan resultados precisos. Ya que estos modelos analíticos tienen varios supuestos restrictivos que no pueden justificarse sobre la base de la física del proceso.

Una limitación de estos modelos es que no contemplan la transferencia de calor por convección en el baño de soldadura. En consecuencia, subestiman por completo el tamaño y la forma de la pileta de soldadura ya que estos modelos, tratan la transferencia de calor en la pileta como si fuera únicamente por conducción. Además, estos modelos no pueden tener en cuenta las variaciones de tamaño y forma provocadas por la transferencia de calor convectivo mejorado en presencia de fuerzas electromagnéticas o gradientes de tensión superficial. Las condiciones de flujo de fluido en el baño de soldadura no solo influyen en la penetración de la soldadura, sino que también pueden influir en la microsegregación, la porosidad en la soldadura y la estructura de solidificación.

La convección y el calor resultante y el comportamiento del flujo de fluido en el baño de soldadura están controlados por tres factores principales: efectos de flotabilidad, fuerzas electromagnéticas y fuerzas de tensión superficial. Los efectos de flotabilidad son el resultado de la variación en la densidad del líquido en función de la temperatura y la composición. Dado que en la pileta de soldadura hay variaciones bastante grandes de temperatura, los correspondientes gradientes densimétricos producen flujos convectivos [14]. Por ende, en este estudio se omiten los cálculos

de gradientes térmicos y se evalúa al grado de microsegregación en términos de espaciamiento dendrítico secundario.

En la Figura 4.6 se muestran los perfiles macroestructurales de la sección transversal de cada una de las uniones realizadas siguiendo el diseño experimental ortogonal L_9 de Taguchi. En todos los casos existe una buena penetración en el cordón inicial y fusión lateral con los metales adyacentes.

Se aprecian las dimensiones de cada cordón para cada unión. Los cambios de dimensiones de los cordones son causados por la variación de flujos convectivos en la pileta de soldadura. Este cambio es promovido por la fuerza electromagnética, la tensión superficial y el flujo del arco. Asimismo, durante los pulsos de corriente, la fuerza electromagnética ejerce mayor convección y el flujo es dirigido desde los materiales adyacentes hacia el centro de la pileta de soldadura.

Además, se observa que, a medida que varía la frecuencia de pulso, también varía la velocidad del flujo convectivo en la pileta de soldadura. Para las uniones 1, 2 y 3 se observa que a medida que aumenta la frecuencia de pulso, aumenta el ancho del cordón. No obstante, este comportamiento no se presenta para las uniones 5 y 7 ya que también influyen en el proceso el cambio de valores en las variables de corriente de fondo y corriente de pico. No se observó falta de fusión entre los cordones o en el pie de la soldadura, escurrimientos en la raíz y la dimensión del refuerzo de soldadura es adecuada para las nueve juntas. Esto sugiere que los parámetros utilizados de alimentación del electrodo y velocidad de soldadura fueron correctos para el llenado de las juntas. En los procesos de soldadura de múltiples pasadas, la junta con una mayor cantidad de pasadas más pequeñas es beneficioso debido a que se reduce el calor de aporte, la tensión residual y las deformaciones por contracción [9].

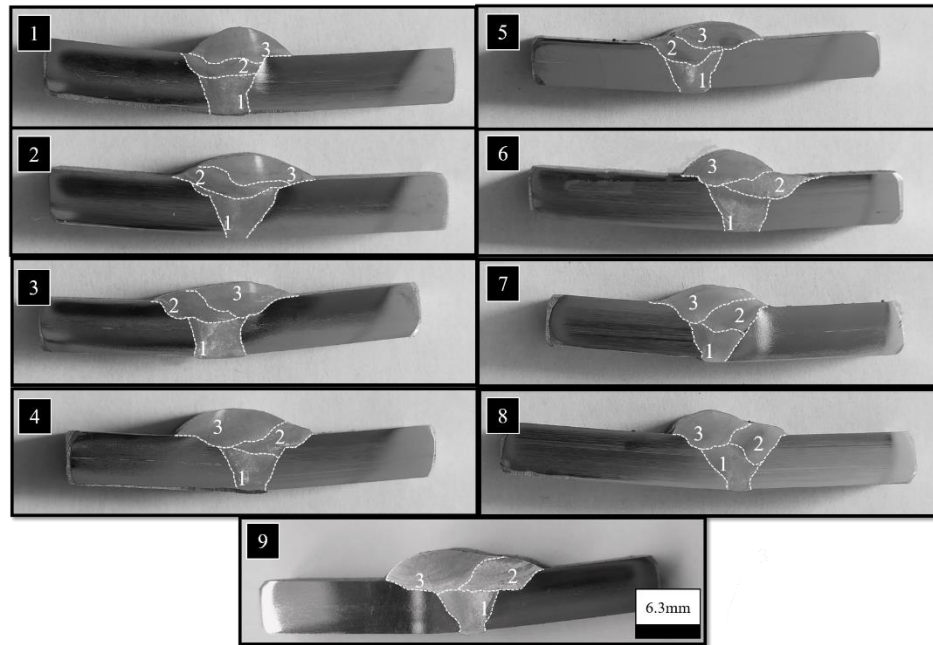


Figura 4.6 Uniones experimentales del arreglo ortogonal L₉ de Taguchi

4.3.1 Calor de aporte

La Tabla 4.5 muestra los resultados del calor de aporte para cada unión experimental.

Tabla 4.5 Calor de aporte resultantes de cada cordón y unión experimental

Experimento	Cordón 1		
	Voltaje V	Corriente promedio A	Calor de aporte kJ/mm
1	32.2	147	1.183
2	33	118	0.974
3	34.2	121	1.035
4	35	102	0.893
5	37	104	0.962
6	34	113	0.961
7	35	110	0.963
8	38	81	0.770
9	40	82	0.820
Cordón 2			
1	35.2	91	0.801
2	35	104	0.910
3	36.5	105	0.958
4	39	82	0.800

5	39	92	0.897
6	37	89	0.823
7	38	96	0.912
8	39	79	0.770
9	40	82	0.820
Cordón 3			
1	36.5	83	0.757
2	36	92	0.828
3	37.2	100	0.930
4	39	82	0.800
5	38	95	0.903
6	38	86	0.817
7	41	82	0.841
8	39	79	0.770
9	40	81	0.810

La Figura 4.7 muestra la gráfica del calor de aporte resultados para las uniones experimentales del arreglo ortogonal L_9 de Taguchi.

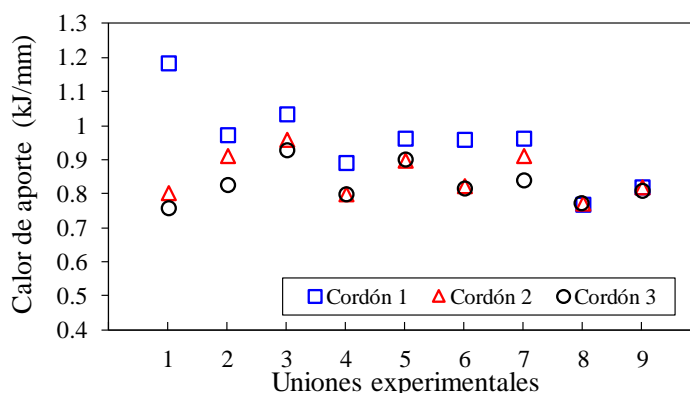


Figura 4.7 Calor de aporte resultante para cada unión experimental

Se observa en la Tabla 4.5 que los valores de calor de aporte están en el rango de 0.770 y 1.2 kJ/mm. Se aprecia que hay fluctuaciones en los valores de calor de aporte en cada unión experimental en los cordones 1, 2 y 3, esto es debido a la variación del *stick-out* visible y el *stick-out* eléctrico, es decir, para los cordones uno se requiere mayor energía para establecer el arco ya que hay una mayor distancia entre la tobera de la antorcha y el material base a unir. Para los cordones dos, existe menor distancia entre la tobera de la antorcha y el cordón uno ya depositado, esto es igual para los cordones 3. En concreto, el *stick-out* visible se mantiene constante y el *stick-*

out eléctrico cambia dependiendo de la distancia entre metal, tobera de la antorcha y de la morfología de los cordones depositados con anterioridad. Esto hace que los calores de aporte fluctúen debido al cambio de *stick-out* eléctrico, morfología de los cordones depositados anteriormente y la temperatura de la placa precalentada. También se aprecia en la Figura 4.7 que para los cordones uno se necesita mayor energía para establecer el arco, y esta va disminuyendo al depositar los cordones posteriores. Los bajos calores de aporte son beneficiosos para reducir los tiempos de espaciado de brazos dendríticos [9]. De igual manera los bajos aportes térmicos inhiben la precipitación de cadenas de carburos nocivas a lo largo de los límites de grano [36]. También influye en la disminución de la tensión térmica, ayudando en la reducción del agrietamiento por deformación posterior al proceso de soldadura. En el presente trabajo, estos calores de aporte nos conducen a gradientes de temperatura pronunciados, esto quiere decir, el rango de temperatura a la que se produce el agrietamiento no cambia, pero el régimen espacial en el que se puede producir el agrietamiento es más estrecho debido al gradiente de temperatura más pronunciado resultado del bajo aporte térmico.

Hernández Rodríguez y col. [18] hicieron una comparativa de muestras de soldaduras de Inconel 718 con bajo y alto calor de aporte, siendo 1.2 y 3.6 kJ/mm respectivamente. En este estudio los calores de aporte no sobrepasan el valor de 1.2 kJ/mm aún para los valores más altos de las uniones experimentales. Esto confirma que los parámetros se adecuan para oscilar en el rango aceptable de calor de aporte ocasionando menor formación de fases perjudiciales.

4.3.2 Microdureza de las uniones soldadas

En la Tabla 4.6 se muestra el promedio obtenido por cordón de cada unión experimental del arreglo ortogonal L₉.

Tabla 4.6 Promedios de microdureza por cordón de las uniones experimentales

	Uniones experimentales								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Cordón 1 (HV)	235.95 ±13	250.09 ±22.6	265.45 ±16.7	263.01 ±14	234.46 ±17.3	253.71 ±20.7	246.28 ±13.2	266.3 ±8.1	282.9 ±17.7
Cordón 2 (HV)	263.64 ±11.8	249.41 ±15.7	253.38 ±24	261.79 ±22.7	256.11 ±11.7	263.53 ±13.9	247.66 ±13.4	257.76 ±11.3	272.55 ±10.9
Cordón 3 (HV)	265.96 ±7.7	252.07 ±21.2	249.49 ±19.8	263.84 ±11.2	259.07 ±10.7	250.71 ±11.9	232.42 ±10.4	277.29 ±13.4	266.84 ±11.6

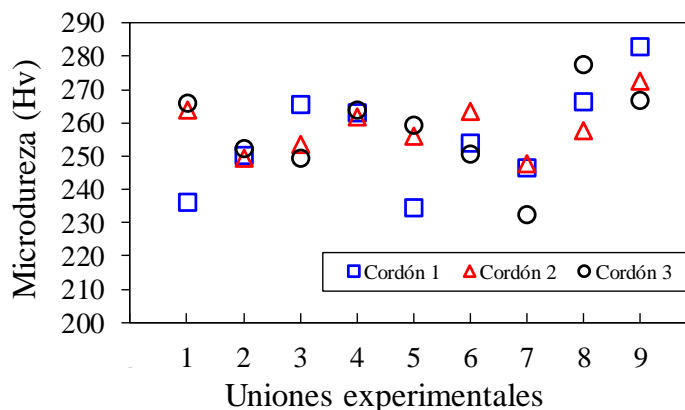


Figura 4.8 Grafica representativa de las uniones experimentales contra su microdureza promedio

Se observa en los promedios de microdureza para cada cordón de cada unión que los valores de microdureza están en un rango de 230 a 282 HV. Debido al proceso de soldadura se aprecia que en algunas uniones como la 1, 5, 6 y 7 existe una disminución y fluctuación en la microdureza. La fluctuación en la microdureza se puede asociar a la presencia de fases continuas de laves en estas superficies de soldadura. Esto es debido a la reversión de precipitados, lo cual es la disolución de fases endurecedoras, ya que se alcanzan temperaturas por encima de las temperaturas de precipitación de las fases γ y γ'' . Otro factor es debido a que el Nb se segrega y forma NbC ocasionando degradación de la fase γ'' . Asimismo, la fase laves reduce la concentración de elementos fortalecedores como Nb y Mo en la matriz; así, se reduce la microdureza en la pileta de la soldadura [37].

Se observa en la Figura 4.8. para la unión 8 y 9 un incremento significativo en la dureza, esto se ajusta de igual manera a los SDAS más bajos que se analizará posteriormente de las uniones experimentales, así como los calores de aporte anteriormente determinados.

4.3.3 Espaciamiento dendrítico secundario (SDAS) medido

En la Figura 4.9 se muestra la notoria diferencia en el SDAS cuando se manipulan los parámetros de soldadura, en 4.9 a) una micrografía de soldadura con un SDAS más bajo que es más homogéneo, bajo calor de entrada, menos espaciado y mayor tasa de enfriamiento en comparación con Figura 4.9 b) un SDAS mayor.

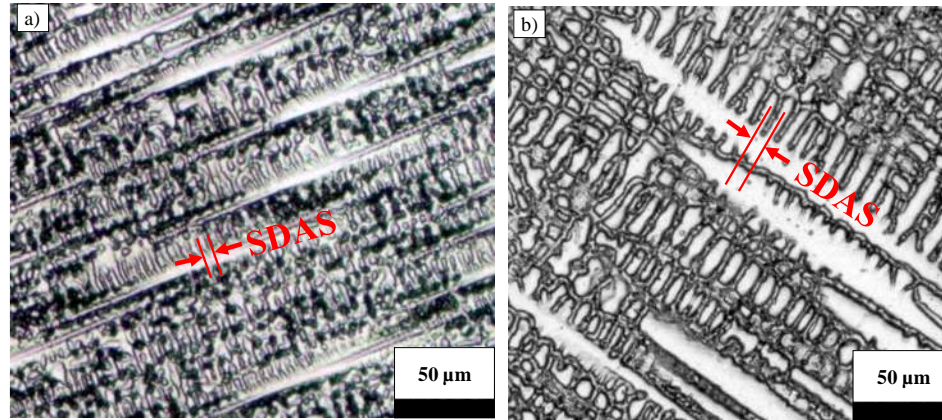


Figura 4.9 Micrografías de microscopio óptico a 200 X. a) 350 A, 50 A y 55 Hz b) 400 A, 55 A, Y 55 Hz, de corriente de pico, corriente de fondo y frecuencia respectivamente

Se determinó el porcentaje acumulado del espaciamiento secundario dendrítico para los diferentes cordones de soldadura, en las Figura 4.10 se muestran las gráficas de porcentaje acumulado en función del SDAS medido por cada cordón de cada unión experimental.

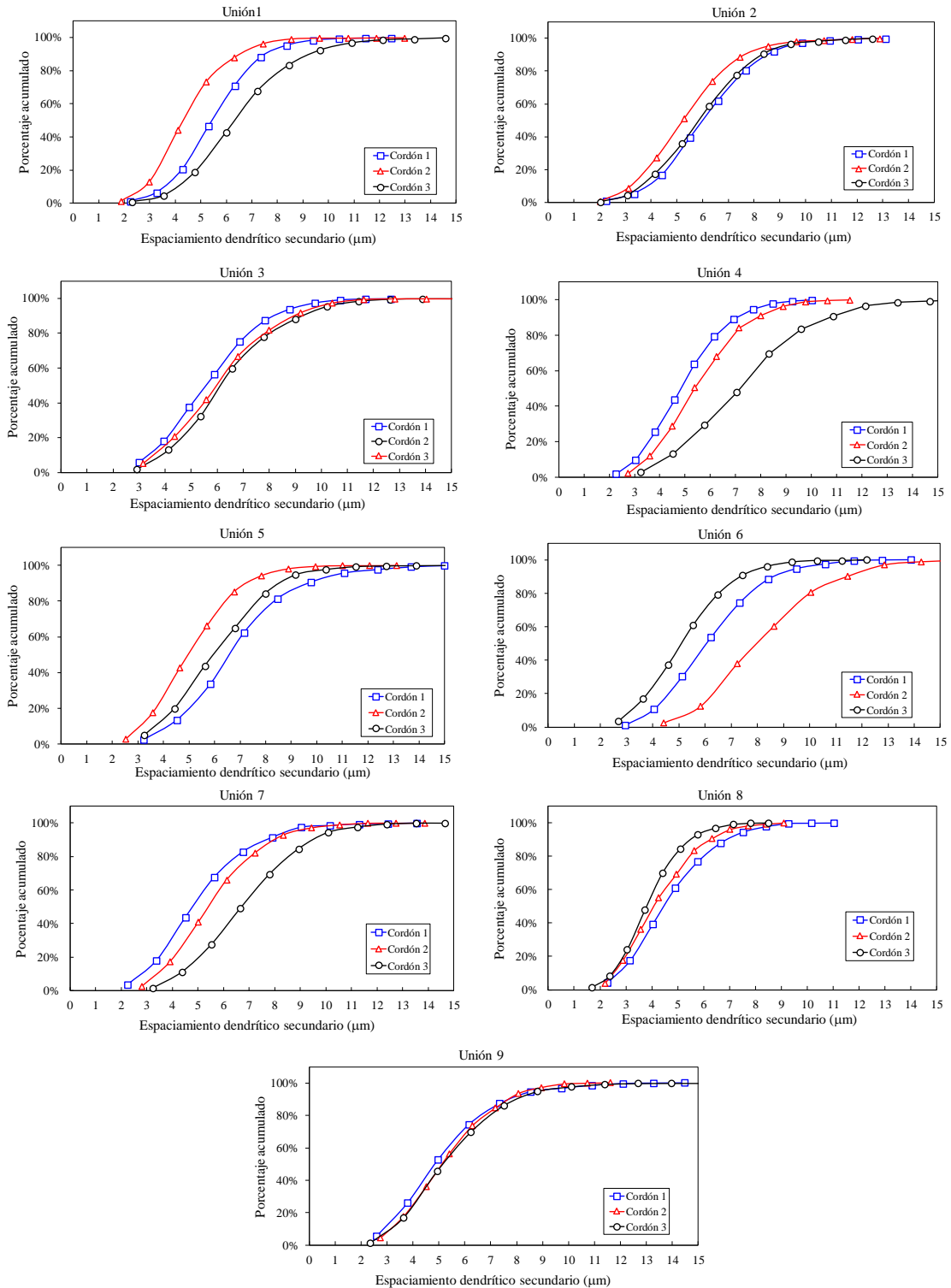


Figura 4.10 Resultados de la medición del SDAS contra el porcentaje acumulado de cada unión hecha en base al arreglo ortogonal L_9

La Tabla 4.7 muestra los resultados de SDAS promedio para cada junta soldada siguiendo el arreglo ortogonal L_9 de Taguchi en el que se refleja la variación del SDAS en función de la manipulación de los parámetros de soldadura. La solidificación dendrítica de la zona de fusión en la soldadura está controlada por el comportamiento de redistribución del soluto que resulta de la microsegregación, donde la segregación de los elementos del soluto se produce a distancias del orden del espaciado de los brazos dendríticos. El grado de segregación depende del coeficiente de partición, la tasa de solidificación y la convección.

Las principales características microestructurales de interés incluyen la distribución de elementos de aleación a través de la subestructura dendrítica y las fases que se forman en la zona de fusión durante la solidificación.

Los elementos que exhiben valores de $k < 1$ se segregan al líquido durante la solidificación. Los elementos con valores k muy bajos pueden producir gradientes de concentración pronunciados a través de la subestructura dendrítica de la soldadura.

Obteniendo mayores espaciamientos, menor homogeneidad en el baño de soldadura, buenas conexiones columnares dendríticas que afectan las propiedades del material, velocidades de enfriamiento más lentas, y mayor segregación de fases frágiles perjudiciales ya que la matriz se empobrece en Nb debido a que se particiona fuertemente ($k=0.5$) y da como resultado la formación de la fase laves. Esta reacción eutéctica es promovida por el Si. El potencial de segregación del Nb es muy importante para controlar la evolución microestructural de la fase γ'' - Ni_3Nb para el endurecimiento [9]. En la Figura 4.11 se observa de manera gráfica los espaciamientos dendríticos secundarios medidos por cordón de cada unión experimental.

Tabla 4.7 Arreglo ortogonal L₉ de Taguchi y el SDAS medido

Experimento	SDAS medido por cordones		
	Cordón 1 (μm)	Cordón 2 (μm)	Cordón 3 (μm)
1	6.33±3.39	5.21±3.68	7.22±4.06
2	6.61±3.06	5.30±3.6	6.26±3.51
3	5.89±3.2	6.56±4.03	6.78±4.01
4	5.38±2.57	5.38±2.91	7.06±4.21
5	7.15±4.33	5.71±3.51	6.80±3.91
6	6.23±3.62	8.64±4.67	5.54±3.14
7	5.63±3.75	6.12±3.66	6.65±3.79
8	4.91±2.90	4.26±2.29	3.74±2.26
9	4.97±3.93	5.40±2.94	6.22±4.28

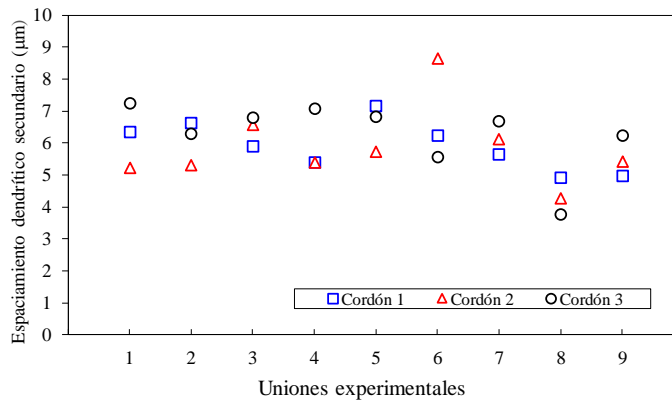


Figura 4.11 Espaciamiento dendrítico secundario para las uniones experimentales

El análisis microestructural se realizó usando el *software* Image J utilizando siete micrografías por cada cordón abarcando el centro de la pileta de soldadura, de las nueve uniones experimentales, siendo en total 189 micrografías. Por cada micrografía se realizaron 100 mediciones aproximadamente. Se realizó histogramas de distribución y con ello las gráficas vistas en la Figura 4.10, mostrando la diferencia de tamaño de SDAS para cada cordón de cada unión. Antes de proceder a hacer el análisis estadístico, se puede observar que las uniones 8 y 9 permanecen con un SDAS más pequeño y casi homogéneo en los tres cordones depositados. Sus parámetros de soldadura fueron 400, 55, 55 y 400, 60, 65 para corriente de pico, corriente

de fondo y frecuencia respectivamente. No así para las uniones 4, 6 y 7 donde se ve que hay mayor rango de crecimiento en el SDAS y apreciable mayor crecimiento en los cordones 3.

4.3.4 Distribución de área de fase laves medida

En la Figura 4.12 se muestra la distribución de tamaño de área de fase Laves para las uniones experimentales del arreglo ortogonal L_9 Taguchi. El tamaño del área de fase laves reportado por Anbarasan y col. [25] usando el proceso de soldadura GTAW fue de $2-5 \mu\text{m}^2$. En este estudio el recuento de fase laves para las uniones experimentales están en un rango de 0 a 11000 unidades aproximadamente y el conteo de fase laves con mayor población se encontraron en el rango de $0.12-5 \mu\text{m}^2$. Las gráficas revelan que la cantidad de fase laves disminuye al disminuir el calor de aporte. Es decir, hay mayor población de fase laves de menor tamaño al disminuir el calor de aporte. También se aprecia, que al depositar los cordones 2 y 3 de cualquier unión aumenta la población en el rango de áreas, atribuyéndose a las velocidades de enfriamiento, ya que será una menor extracción de calor para el cordón 2 y 3 precipitando con mayor facilidad la fase laves. Al disminuir el calor de aporte como es en la unión 8 y 9 da como resultado una mayor población en el rango de $0-0.5 \mu\text{m}^2$. Es decir, una mayor población en un rango de área de fase laves más pequeño o más fino, esto concuerda también con la distancia del SDAS medida más reducida. Al reducir el espaciado del SDAS se reduce el tamaño de la fase laves segregada. Para la unión 1, 2 y 3 se observa que tienen mayor población en rango de área de $0.5-4 \mu\text{m}^2$, en comparación con la unión 8 y 9.

Además, entre menor sea el espaciado y menor la fase laves segregada, será más fácil lograr la disolución de las fases segregadas, mejorando las propiedades mecánicas en tratamientos térmicos posteriores a la soldadura y minimizando problemas asociados con altas temperaturas en tratamientos térmicos, como la oxidación de la superficie, deformación y crecimiento de grano.

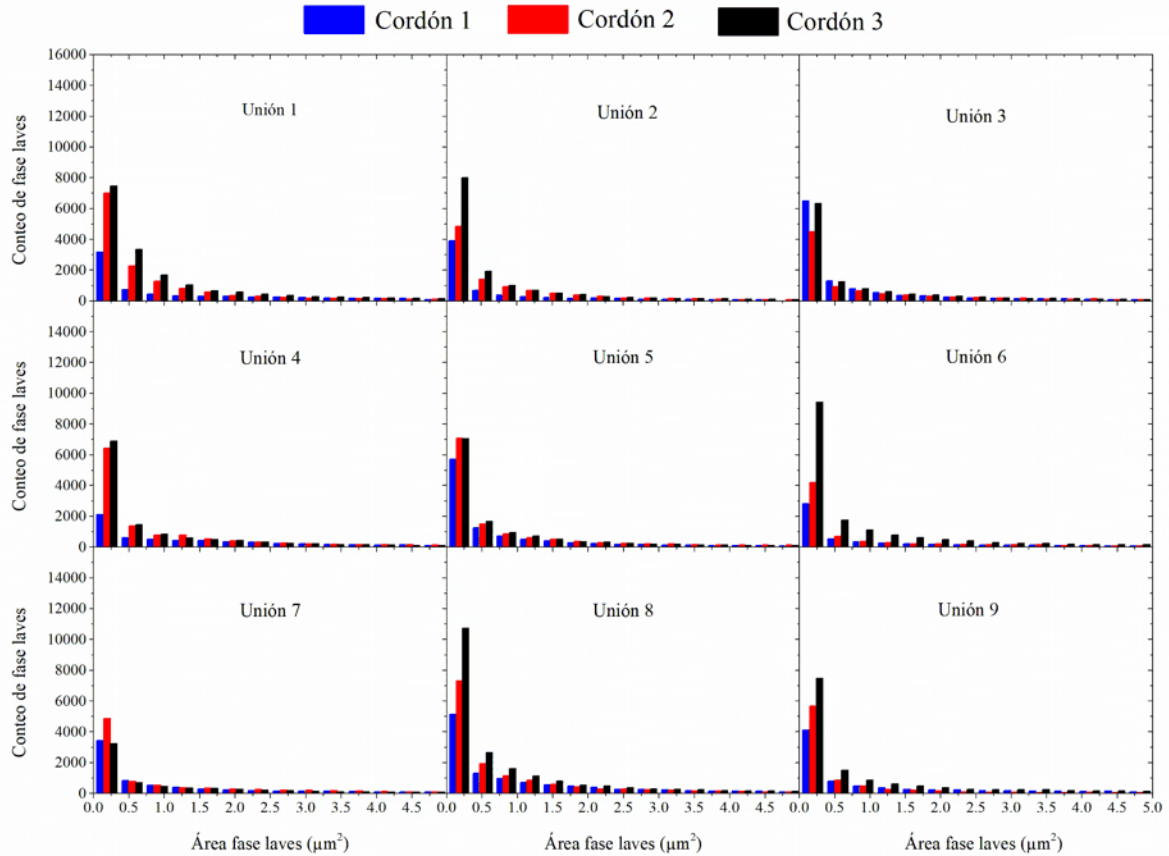


Figura 4.12 Histogramas de distribución de área de fase laves para las uniones experimentales del arreglo ortogonal L_9 Taguchi

4.4 Análisis estadístico

Una vez realizado el conteo y análisis microestructural de cada una de las uniones realizadas con el método Taguchi, se realizó el análisis estadístico para determinar los factores que afectan el espaciamiento interdendrítico secundario y la contribución de las variables que fueron manipuladas.

4.4.1 Relación S/N

La relación señal/ruido indica una relación de la media (señal) a la desviación estándar (ruido) y es clasificada en tres criterios: “nominal es mejor”, “mayor es mejor”, menor es mejor”. En este caso, los valores característicos son para el SDAS. Se eligió el criterio “menor es mejor”, ya que es mejor un espaciamiento dendrítico secundario bajo para obtener mejores propiedades

mecánicas y menor segregación de elementos. La relación S/N para el criterio “menor es mejor” se calcula con la siguiente ecuación:

$$SN(\text{menor es mejor}) = -10 \log \left[\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n Y_i^2 \right] \quad (4)$$

donde:

n es el número de mediciones y y_i es el valor característico medido.

La Tabla 4.8 muestra los valores medidos para el SDAS en los 3 cordones de cada condición empleada en el arreglo ortogonal y su correspondiente valor para la relación S/N.

Tabla 4.8 Valores de SDAS medidos y su relación señal ruido obtenida

Experimento	SDAS medido por cordones			Relación señal ruido S/N		
	Cordón 1 (μm)	Cordón 2 (μm)	Cordón 3 (μm)	Cordón 1 (dB)	Cordón 2 (dB)	Cordón 3 (dB)
1	6.33	5.21	7.22	-16.024	-14.330	-17.172
2	6.61	5.30	6.26	-16.400	-14.487	-15.937
3	5.89	6.56	6.78	-15.395	-16.344	-16.627
4	5.38	5.38	7.06	-14.610	-14.615	-16.976
5	7.15	5.71	6.80	-17.081	-15.126	-16.647
6	6.23	8.64	5.54	-15.888	-18.729	-14.865
7	5.63	6.12	6.65	-15.017	-15.731	-16.458
8	4.91	4.26	3.74	-13.821	-12.597	-11.448
9	4.97	5.40	6.22	-13.922	-14.654	-15.879

Las Tablas 4.9, 4.10, 4.11 muestran la relación señal ruido S/N para cada factor a diferentes niveles sobre la variable de respuesta para cada cordón depositado. Estas tablas se representan gráficamente con las Figuras 4.13, 4.14 y 4.15 respectivamente. Para cada factor el valor delta es calculado restando el valor más bajo de relación S/N al más alto. Cuanto mayor sea el valor de delta, tendrá más efecto ese factor en el proceso.

Tabla 4.9 Respuesta de S/N sobre el SDAS para los cordones 1

Cordón 1			
Nivel	Corriente de pico	Corriente de fondo	Frecuencia
1	-15.94	-15.22	-15.24
2	-15.86	-15.77	-14.98
3	-14.25	-15.07	-15.83
Delta	1.69	0.7	0.85
Rango	1	3	2

Promedio S/N = -15.35

Tabla 4.10 Respuesta de S/N sobre el SDAS para los cordones 2

Cordón 2			
Nivel	Corriente de pico	Corriente de fondo	Frecuencia
1	-15.05	-14.89	-15.22
2	-16.16	-14.07	-14.59
3	-14.33	-16.58	-15.73
Delta	1.83	2.51	1.15
Rango	2	1	3

Promedio S/N= -15.18

Tabla 4.11 Respuesta de S/N sobre el SDAS para los cordones 3

Cordón 3			
Nivel	Corriente de pico	Corriente de fondo	Frecuencia
1	-16.58	-16.87	-14.5
2	-16.16	-14.68	-16.26
3	-14.6	-15.79	-16.58
Delta	1.98	2.19	2.08
Rango	3	1	2

Promedio S/N= -15.78

Las gráficas de respuesta S/N, obtenidos en los 9 experimentos del arreglo ortogonal, se muestran en las Figuras 4.13, 4.14 y 4.15. Cuando hay una gran diferencia entre los niveles de

los factores significa mayor efecto del factor sobre el proceso. Cuanto mayor sea la relación S/N, menor será la variación en las características de la variable de respuesta alrededor del objetivo deseado, en este caso el SDAS.

Es claro que la relación S/N más efectiva respecto al SDAS para la obtención de parámetros óptimos del proceso de soldadura GMAW-P para los cordones de soldadura uno, dos y tres son: 400 A, 60 A, 65 Hz; 400 A, 55 A, 65 Hz; 400 A, 55 A, 55 Hz de corriente de fondo, corriente de pico y frecuencia respectivamente.

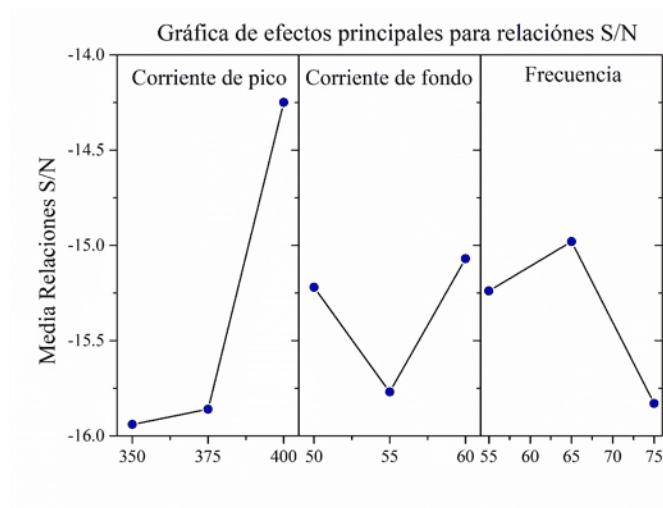


Figura 4.13 Gráfica de efectos principales para relaciones S/N para los cordones 1

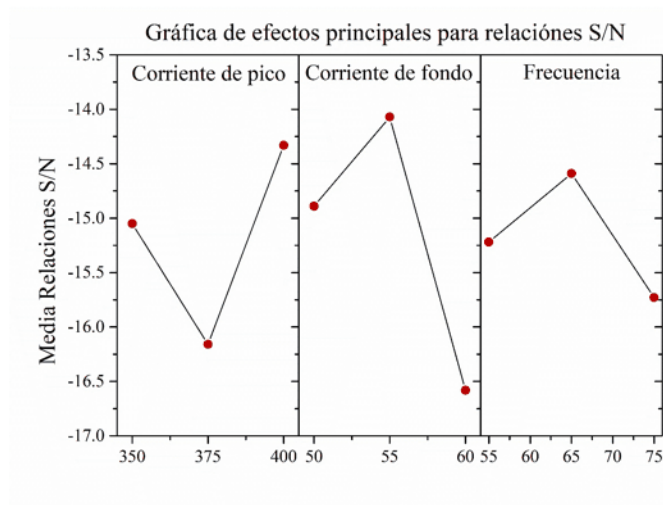


Figura 4.14 Gráfica de efectos principales para relaciones S/N para los cordones 2

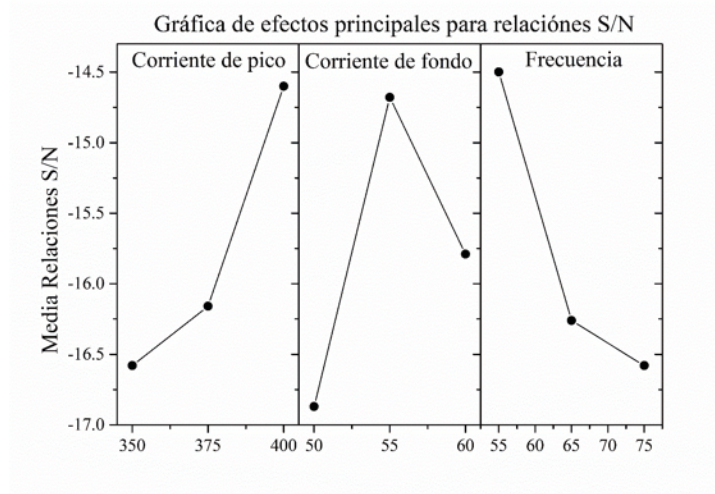


Figura 4.15 Gráfica de efectos principales para relaciones S/N para los cordones 3

4.4.2 ANOVA

Las tablas 4.12, 4.13 y 4.14 muestran el ANOVA que se aplicó para determinar el efecto de cada parámetro según la relación S/N determinada. Las tablas ANOVA contienen los grados de libertad (GL), sumas de cuadrados (SC), cuadrados medios ajustados (MC Ajust.), valor F y probabilidad de significancia (P).

Los grados de libertad corresponden a términos en una suma de cuadrados que pueden asignarse arbitrariamente.

Las sumas de cuadrados secuenciales y las sumas ajustadas de cuadrados son una medida de la desviación de los datos experimentales. Los cuadrados medios ajustados, que son la varianza alrededor de los valores ajustados, miden la distribución de los datos. Y se puede calcular con la siguiente ecuación (3):

$$SC = \sum_{i=1}^m n_i^2 - \frac{1}{m} \left[d \sum_{i=1}^m n_i \right]^2 \quad (5)$$

Donde SC es la suma total de cuadrados, m es el número total de experimentos, y n_i es la relación S/N en la prueba i .

El valor de MC y F se puede calcular de acuerdo con las ecuaciones (5) y (6), respectivamente:

$$(MC) = \frac{\text{Suma de cuadrados (SC)}}{\text{Grados de libertad (GL)}} \quad (6)$$

$$F = \frac{\text{MC para cualquier termino}}{\text{MC para el termino de error}} \quad (7)$$

El valor P es una probabilidad que mide la evidencia contra la hipótesis nula que se calcula en base al valor F calculado. Un valor F suficientemente grande indica significación estadística. Esto significa que para los cordones de soldadura uno, la corriente de pico tiene más efecto en el SDAS y contribuye más a la variable de respuesta que los otros dos factores. Para los cordones de soldadura dos, la corriente de fondo tiene más efecto, y para los cordones de soldadura tres, la frecuencia.

Como se muestra en la Tabla 4.12 para los cordones número uno, la corriente de pico tiene mayor contribución sobre el SDAS ya que durante el proceso de soldadura una alta corriente de pico causa fluctuaciones térmicas más rápidas que una baja corriente de pico. Estas variaciones en la temperatura pueden causar que las dendritas en crecimiento se vuelvan a fundir y rompan en el frente de solidificación y estas puntas dendríticas rotas actúen como sitios de nucleación heterogénea. Como se muestra en la Tabla 4.13 para los cordones número dos tiene mayor contribución la corriente de fondo la cual, esta es la corriente al nivel en estado estable antes del cortocircuito del proceso de soldadura, manteniendo el arco estable. Al igual que con la corriente de pico, al operar en conjunto dan como resultado fluctuaciones periódicas. También permite que la energía del arco se use de manera eficiente sin desperdicio de calor por conducción hacia el material base como en procesos de soldadura con corriente constante normal.

Como se muestra en la Tabla 4.14 para los cordones número tres contribuye más la frecuencia en el SDAS ya que este parámetro en conjunto con el proceso de pulso, ayuda a oscilar la piletta de soldadura con expansiones y contracciones continuas, esto también ayuda al rompimiento de dendritas y refinamiento de estas.

Tabla 4.12 Resultados de ANOVA para los primeros cordones depositados

Factor	GL	SC	MC Ajust.	Valor F	Valor P	Contribución (%)
Corriente de pico	2	5.4303	2.7151	2.18	0.315	54.96
Corriente de fondo	2	0.8136	0.4068	0.33	0.754	8.24
Frecuencia	2	1.1442	0.5721	0.46	0.685	11.58
Error residual	2	2.4916	1.2458			25.22
Total	8	9.8797				100

Tabla 4.13 Resultados de ANOVA para los segundos cordones depositados

Factor	GL	SC	MC Ajust.	Valor F	Valor P	Contribución (%)
Corriente de pico	2	5.092	2.546	0.87	0.535	22.40
Corriente de fondo	2	9.791	4.8957	1.67	0.375	43.07
Frecuencia	2	1.986	0.9932	0.34	0.747	8.74
Error residual	2	5.863	2.9316			25.79
Total	8	22.733				100

Tabla 4.14 Resultados de ANOVA para los terceros cordones depositados

Factor	GL	SC	MC Ajust.	Valor F	Valor P	Contribución (%)
Corriente de pico	2	6.563	3.282	1.82	0.354	26.32
Corriente de fondo	2	7.204	3.602	2	0.333	28.89
Frecuencia	2	7.565	3.782	2.1	0.323	30.34
Error residual	2	3.601	1.801			14.44
Total	8	24.934				100

4.5 Verificación de los parámetros óptimos del método Taguchi

Con base en la información obtenida, las condiciones óptimas predichas por el *software* Minitab de los parámetros de soldadura para el proceso GMAW-P en Inconel 718 usando el electrodo ERNiFeCr-2 y utilizando el arreglo ortogonal L₉ de Taguchi se muestran en la Tabla 4.15. Los SDAS experimentales son similares para los cordones de soldadura uno y dos, para el cordón de soldadura tres se observa que el experimental es mayor ya que al depositar los primeros cordones de soldadura la junta se calienta y la tasa de extracción de calor es menor al solidificar el cordón de soldadura tres. La junta soldada con las condiciones óptimas previstas se muestra en la Figura 4.16. El SDAS pronosticado y el SDAS experimental se dispersan 7%, 6% y 20% del valor predicho para los cordones de soldadura 1, 2 y 3 respectivamente. No se observó falta de fusión entre los cordones de soldadura, tiene buena penetración y fusión lateral con los metales adyacentes.

Tabla 4.15 Condiciones óptimas predichas para cada cordón

	Parámetros predichos			SDAS	
	Corriente de pico (A)	Corriente de fondo (A)	Frecuencia (Hz)	Predicción (µm)	Experimental (µm)
Cordón 1	400	60	65	5.72	5.33±2.57
Cordón 2	400	55	65	5.14	5.48±4.03
Cordón 3	400	55	55	4.12	5.17±4.04

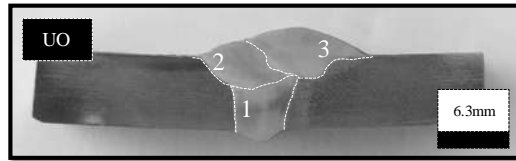


Figura 4.16 Unión óptima predicha

En la Tabla 4.16 se muestra el calor de aporte resultante al soldar la unión óptima predicha.

Tabla 4.16 Calor de aporte para la unión óptima

Voltaje	Cordón 1		Voltaje	Cordón 2		Voltaje	Cordón 3	
	Corriente promedio	Calor de aporte		Corriente promedio	Calor de aporte		Corriente promedio	Calor de aporte
V	A	kJ/mm	V	A	kJ/mm	V	A	kJ/mm
40	82	0.82	39	83	0.809	38	82	0.779

4.6 Verificación microestructural utilizando la metodología Taguchi

Para confirmar la metodología Taguchi, se hizo la diferenciación de la unión óptima contra alguna de las juntas del arreglo ortogonal experimental L_9 , en este caso la junta 6. Ya que dicha unión muestra diferencia significativa en la variación del SDAS con la manipulación de parámetros de soldadura. Así mismo, muestra un valor promedio de calor de aporte de las nueve uniones experimentales y de igual manera la microdureza mostro un comportamiento medio dentro de las nueve uniones experimentales.

De manera representativa, la Figura 4.17 muestra la diferencia que se tiene la unión 6 contra la unión óptima en la medición del SDAS. La figura 4.17 a) muestra un SDAS más pequeño, pequeño y más finos granos dendríticos equiaxiales crecidos aleatoriamente, esta transición de columnares a equiaxiales indica una mejora en la velocidad de enfriamiento. La figura 4.17 b) muestra un SDAS mayor, con largo crecimiento dendrítico columnar.

En la Figura 4.18 muestra la gráfica de espaciamento dendrítico secundario contra el porcentaje acumulado, se aprecia que, para los tres cordones depositados, el rango de espaciamento y porcentaje se mantiene constante y homogéneo.

Se aprecia en la Figura 4.19 la comparativa por cordones para la unión óptima y la unión seis. Para el cordón 1, 2 y 3 la unión óptima se mantiene con mayor población de mediciones sobre el rango de 4 a 7.5 μm . No así, para la unión 6 se muestra que para el cordón 1, 2 y 3 la mayor población está en el rango de 5 a 8, 7 a 10 y 4 a 7 μm respectivamente.

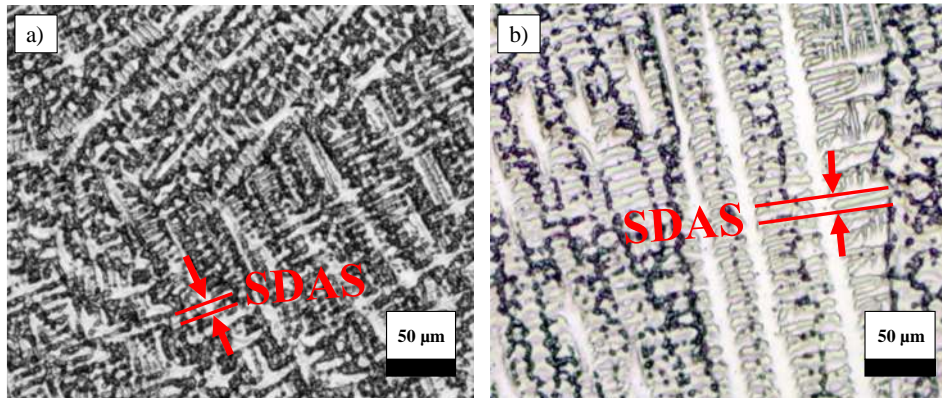


Figura 4.17 Microestructura de la zona fundida a 200 X a) unión óptima b) unión 6

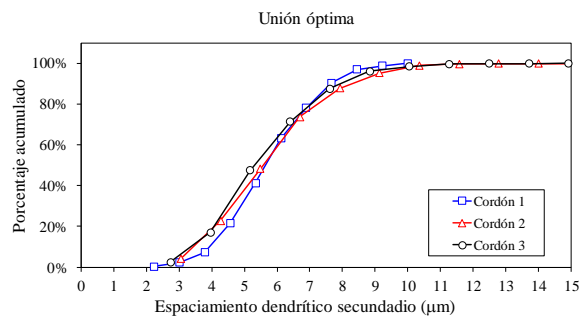


Figura 4.18 Resultados de medición de espaciamiento dendrítico secundario y su porcentaje acumulado de la unión óptima

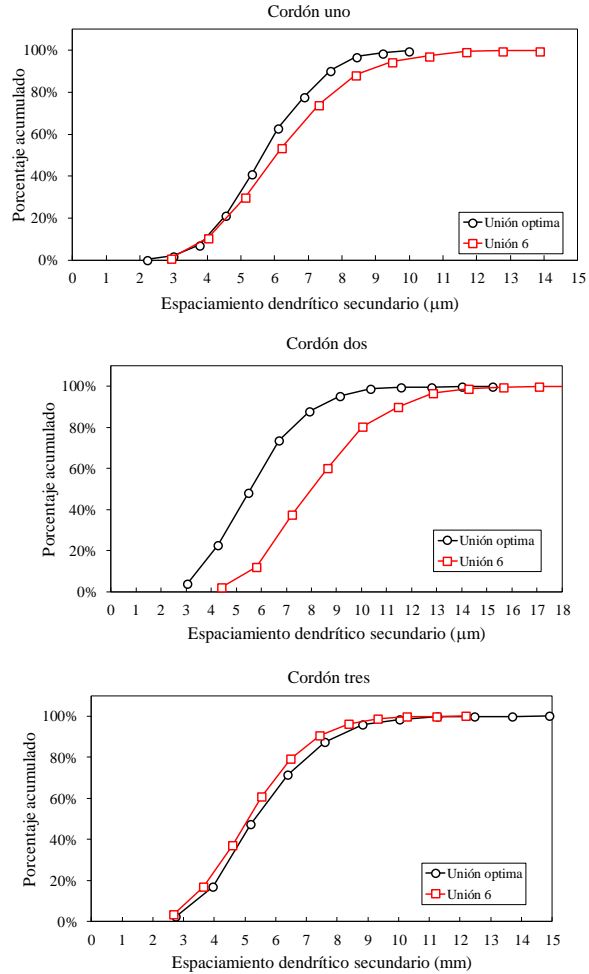


Figura 4.19 SDAS medido para cada cordón soldado para la unión óptima y la unión 6

La Figura 4.20 muestra la comparativa de distribución de área de fase laves para la unión óptima y para la unión 6. Se puede apreciar que para la unión óptima representa mayor frecuencia de datos en el rango de $0.05-0.5 \mu\text{m}^2$. No así para la unión 6, la cual la frecuencia de datos en rangos de $0.05-0.5 \mu\text{m}^2$ es menor. Esto confirma la presencia de precipitados de segundas fases perjudiciales en una manera más fina en un 41% en el rango de 0 a $0.5 \mu\text{m}^2$ en la unión óptima.

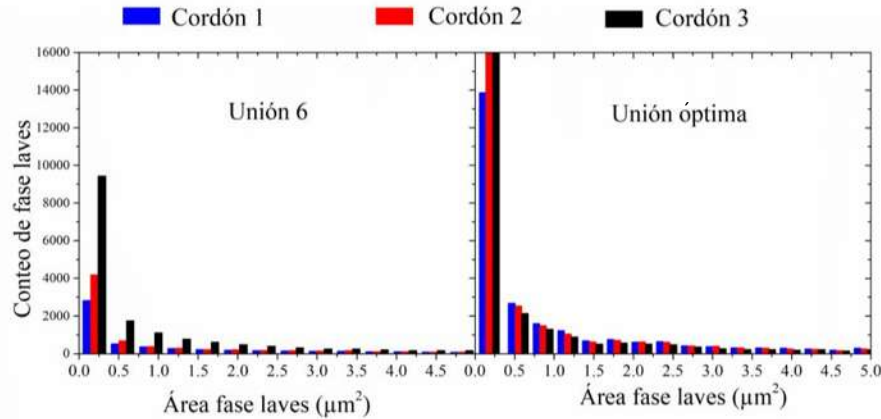


Figura 4.20 Histogramas de distribución de área de fase laves para la unión 6 y la unión óptima

En la Tabla 4.17 se muestra los valores promedios de microdureza por cordón de la unión óptima.

Tabla 4.17 Microdureza de la unión óptima

	Unión óptima
Cordón 1 (HV)	313.75±10
Cordón 2 (HV)	301.97±19.6
Cordón 3 (HV)	296.35±19.2

Los valores de microdureza promedio aumentaron 10.9% en comparación con la unión 9 que es la que tuvo mayor microdureza promedio de las nueve uniones experimentales. Esto es debido a que se tiene una mayor distribución de fases secundarias de manera más homogénea como se mostró en la Figura 4.19. Es decir, no existe importante degradación de la fase endurecedora γ'' . Asimismo, la concentración de elementos fortalecedores como Nb y Mo, se mantienen en la matriz, aumentando la microdureza en la pileta de soldadura.

La Figura 4.21 muestra la comparación de microestructuras vistas en MEB para la unión óptima y la unión 6.

La Figura 4.21 a), b) y c) es para la unión óptima a 1000x para el cordón 1, 2 y 3, respectivamente. Para la unión 6, se muestra en la Figura 4.21 d), e) y f) a 1000x para el cordón 1, 2 y 3 respectivamente. Se aprecia que, para la unión óptima, en los tres cordones, se muestra un crecimiento de granos más uniformes, con una misma distancia en el espaciamiento

dendrítico, sin tender al crecimiento al depositar los cordones 2 y 3 en la unión. También, se aprecia la presencia de fases secundarias, en este caso, la fase laves. Se aprecia, en la Figura 4.21 b) partículas de fase laves más fina en comparación con la Figura 4.21 e). Para la unión 6, se aprecia granos columnares, con tendencia al crecimiento del espaciamiento dendrítico, al depositar los cordones 2 y 3. También, presencia de fase laves con mayor área e interconexión en los cordones 2 y 3.

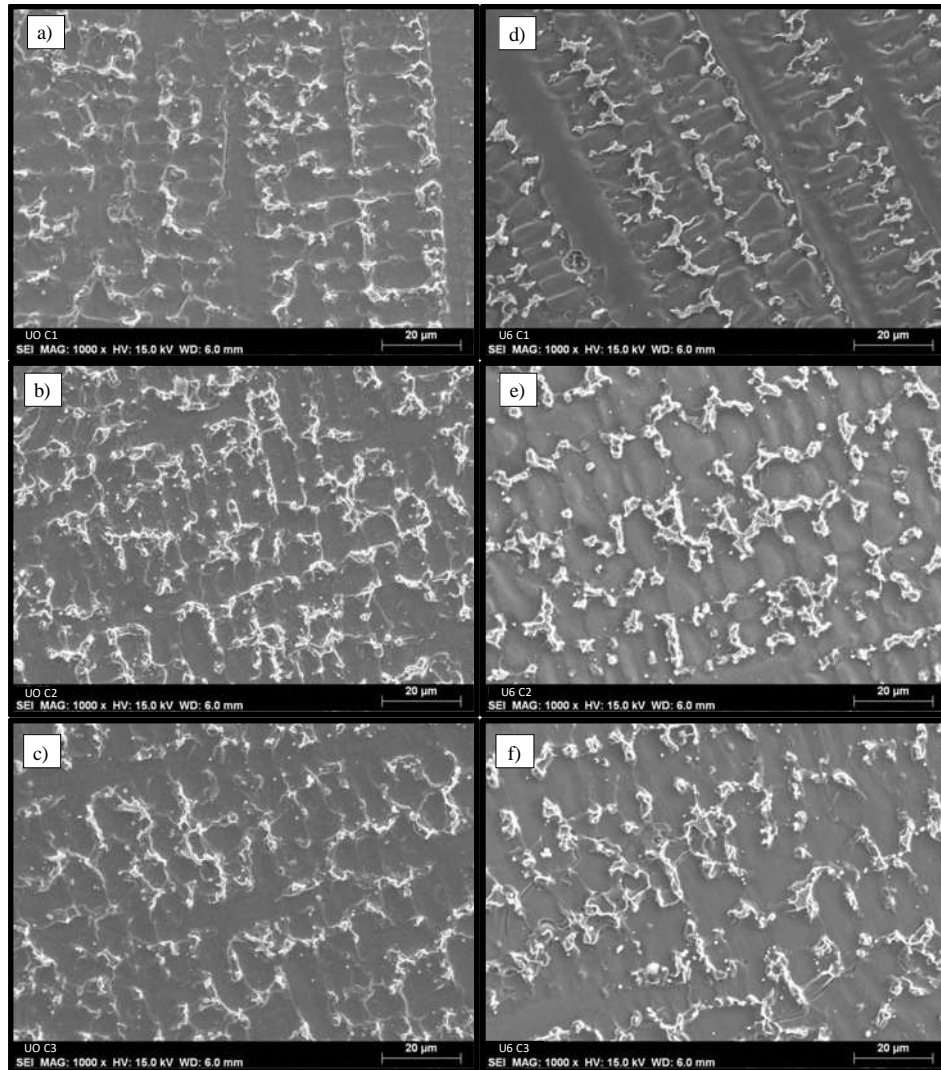


Figura 4.21 Microestructuras en el centro de los cordones de soldadura a 1000x para a) unión óptima, cordón 1, b) unión óptima, cordón 2, c) unión óptima, cordón 3, d) unión 6, cordón 1 e) unión 6, cordón 2 y f) unión 6 cordón 3

Asimismo, la Figura 4.22 a), b) y c) se muestra la morfología de la fase laves para la unión óptima a 2500x para el cordón 1, 2 y 3, respectivamente. Por otro lado, para la unión 6, se muestra en la Figura 4.22 d), e) y f) a 2500x para el cordón 1, 2 y 3 respectivamente. De igual forma las partículas de fase laves son más finas para la unión óptima para el cordón 1, dos y tres que para la unión 6, donde se observan partículas más definidas de fase laves, crecidas en mayor proporción en los tres cordones.

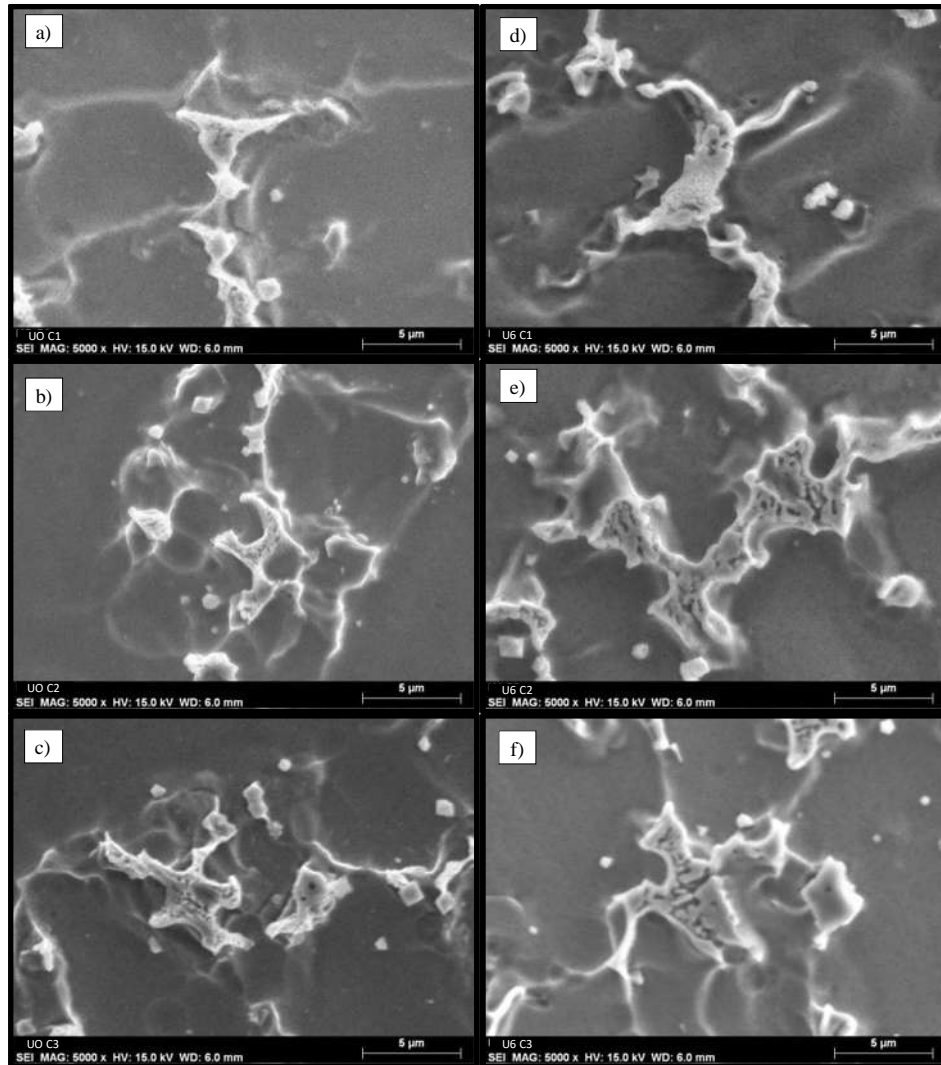


Figura 4.22 Microestructuras en el centro de los cordones de soldadura a 5000x para a) unión óptima, cordón 1, b) unión óptima, cordón 2, c) unión óptima, cordón 3, d) unión 6, cordón 1 e) unión 6, cordón 2 y f) unión 6 cordón 3

Los resultados de los análisis químicos puntuales obtenidos en MEB se muestran en la Figura 4.23 y Figura 4.24 para la unión 6 y la unión óptima respectivamente. Los resultados son consistentes con los que investigadores anteriormente han reportado [25]. En el proceso de solidificación de la junta soldada ocurre la microsegregación de constituyentes elementales necesarios para el endurecimiento de la aleación. En este caso, los elementos como Nb, Mo, Ti, tienen tendencia a segregarse en el espacio interdendrítico, y los elementos como Fe, Cr, Co se segregan hacia las zonas del núcleo de dendritas. La formación de la fase secundaria, laves A_2B ($A = \text{Fe, Ni, Cr}$ y $B = \text{Mo, Nb, Si, Ti}$) y carburos tipo MC, son fenómenos que ocurren durante la solidificación en la pileta de la soldadura. Haciendo la comparación de la unión 6 de la Figura 4.23 a) con la unión óptima de la Figura 4.24 a), es notable el mayor crecimiento en la unión 6 de fase laves en la zona interdendrítica de solidificación. Esto se atribuye, a la velocidad de enfriamiento más lenta, que induce a la microsegregación de la fase laves.

En la Figura 4.23 b) se muestra el análisis químico puntual 1, se confirma que la fase endurecedora por precipitación γ'' (Ni_3Nb) puede ser sustituida en la solidificación por la fase laves en las zonas interdendríticas debido a la presencia de Fe, Cr, Ni, Nb. Para el análisis químico puntual 2, se muestra la gráfica en la Figura 4.23 c) la cual confirma una matriz empobrecida en Nb por la microsegregación generada dicha anteriormente. Para el análisis químico puntual 3, se muestra la gráfica 4.23 d) en la cual el carbono se divide fuertemente durante la solidificación $k \sim 0.21 - 0.27$, y esto explica la formación de varias fases de carburo carburo tipo MC, en este caso, un carburo de Nb.

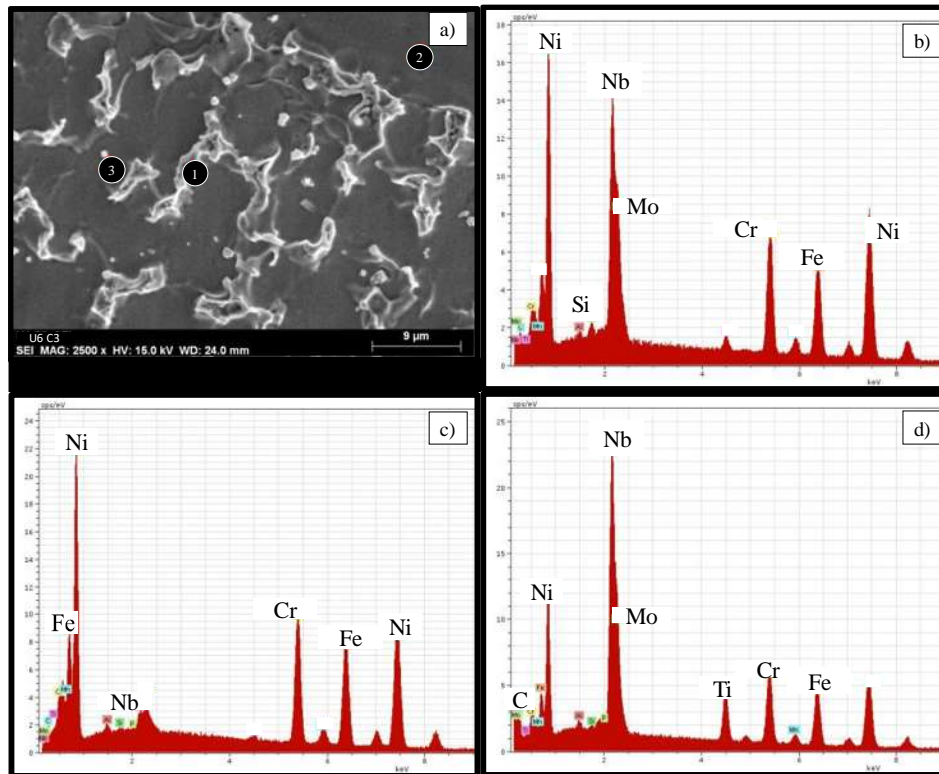


Figura 4.23 Análisis químico puntual para la unión 6 a) micrografía a 2500x b) análisis químico para el punto uno c) para el punto dos c) para el punto tres

De igual manera en la Figura 4.24 b) se muestra el análisis químico puntual 1, se confirma la presencia de la fase laves en las zonas interdendríticas. Para el análisis químico puntual 2, se muestra la gráfica en la Figura 4.24 c) la cual confirma una matriz empobrecida en Nb por la microsegregación generada. Para el análisis químico puntual 3, se muestra la gráfica 4.24 d) confirma la presencia de un carburo de Nb.

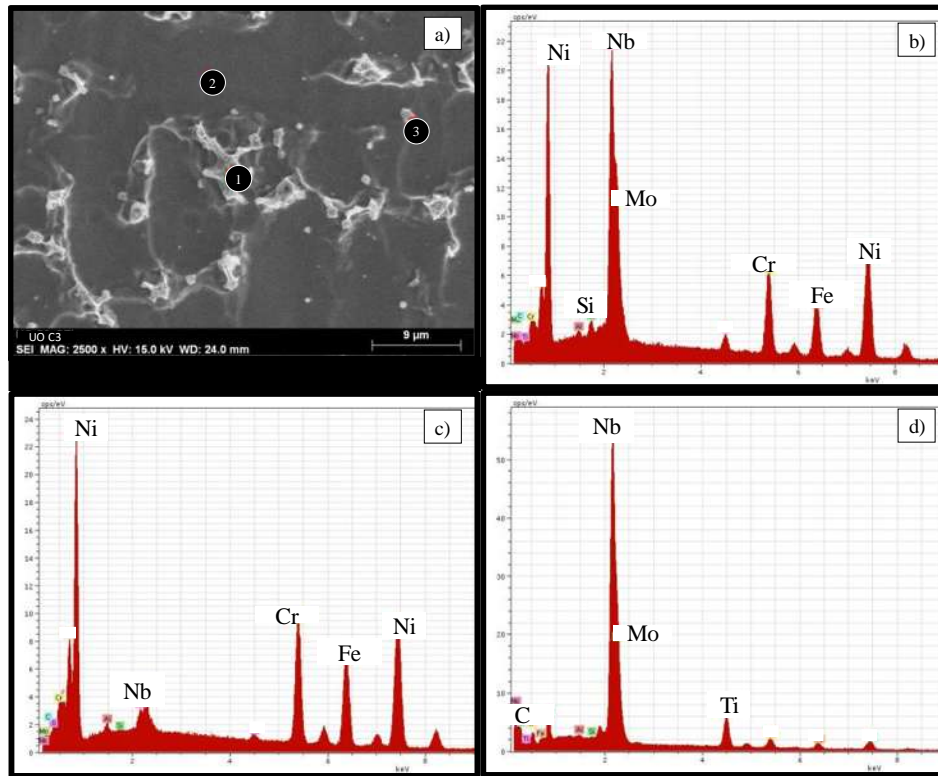


Figura 4.24 Análisis químico puntual para la unión óptima a) Micrografía a 2500x b) análisis químico para el punto uno c) para el punto dos c) para el punto tres

4.7 Análisis comparativo del proceso de soldadura GMAW-P y GMAW

Con el objetivo de valorar el efecto de la manipulación de los parámetros de soldadura en el proceso GMAW-P comparado con el proceso GMAW convencional, se realizó un análisis comparativo que permite observar el comportamiento al emplear el arreglo experimental propuesto en este estudio de investigación en términos de calor aportado, microdureza y espaciamiento dendrítico secundario.

4.7.1 Calor de aporte

La Figura 4.25 muestra el calor de aporte resultante para cada unión experimental mediante los procesos de soldadura GMAW-P y GMAW. Como se había abordado en líneas anteriores, en el proceso de soldadura GMAW-P los valores de calor de aporte, están en un rango de 0.77 a 1.2 kJ/mm. Al usar el proceso de soldadura GMAW el calor de aporte aumentó en consideración, en un 44% respecto del calor de aporte promedio de la unión seis, y en un 48% respecto de la unión óptima. Esto se debe a que para el proceso de soldadura GMAW, el voltaje y la corriente

promedio necesaria utilizada para depositar un solo cordón son más elevados lo que conlleva a un calor de aporte mayor.

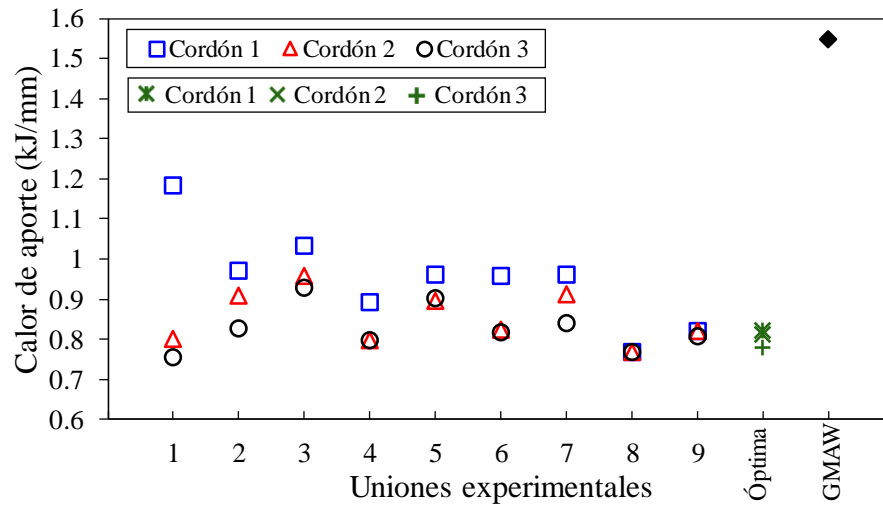


Figura 4.25 Calor de aporte resultante para cada unión experimental

4.7.2 Microdureza

En la Figura 4.26 se muestran los resultados promedios de microdureza para cada unión experimental mediante los procesos de soldadura GMAW Y GMAW-P. Se observa que las uniones ocho, nueve, la unión óptima, tienen un incremento significativo en la microdureza. Como se había mencionado antes, los elementos fortalecedores como el Nb y Mo, se mantienen en la matriz, aumentando la microdureza, esto es debido a que se tiene una mejor distribución de fases secundarias perjudiciales de manera homogénea y no hay importante degradación de la fase endurecedora γ'' . En el proceso de soldadura GMAW, se observa una pérdida significativa de microdureza promedio del 51% respecto a la unión óptima, y del 27% respecto a la unión seis, esto es debido al alto aporte térmico que por consiguiente genera mayor disolución de fases endurecedoras γ' y γ'' y el Nb se segrega para la formación de NbC. Otro factor es que la fase laves reduce la concentración de elementos fortalecedores como el Nb y Mo reduciendo la microdureza [37].

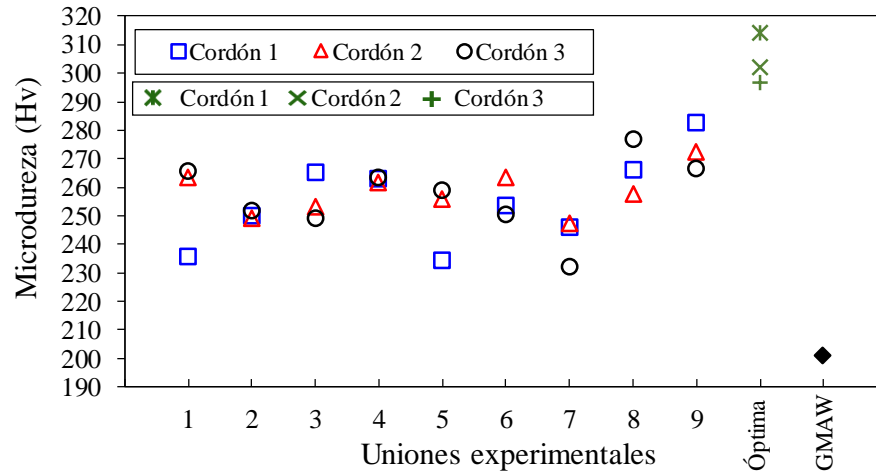


Figura 4.26 Resultados promedios de microdureza de las uniones experimentales

4.7.3 SDAS medido

En la Figura 4.27 se muestra el espaciamiento dendrítico secundario para cada unión experimental. El SDAS promedio resultante para el proceso de soldadura GMAW aumentó en un 25% respecto de la unión óptima y 5% respecto de la unión seis. Como se había mencionado en líneas anteriores, la solidificación dendrítica en la pileta de la soldadura está controlada por el comportamiento de redistribución del soluto, que resulta de la microsegregación, donde esta microsegregación se produce a distancias del orden de espaciado de los brazos dendríticos. Este grado depende del coeficiente de partición, la tasa de solidificación que en este proceso de soldadura es más lenta, y la convección [9]. Este resultado propicio un mayor promedio de espaciamiento dendrítico secundario. Este fenómeno se debe a la velocidad de enfriamiento más lenta por la cantidad de metal depositado, así como también de calor de aporte mayor, donde por consiguiente habrá hay mayor microsegregación, menor homogeneidad en la pileta de soldadura y buenas conexiones columnares dendríticas.

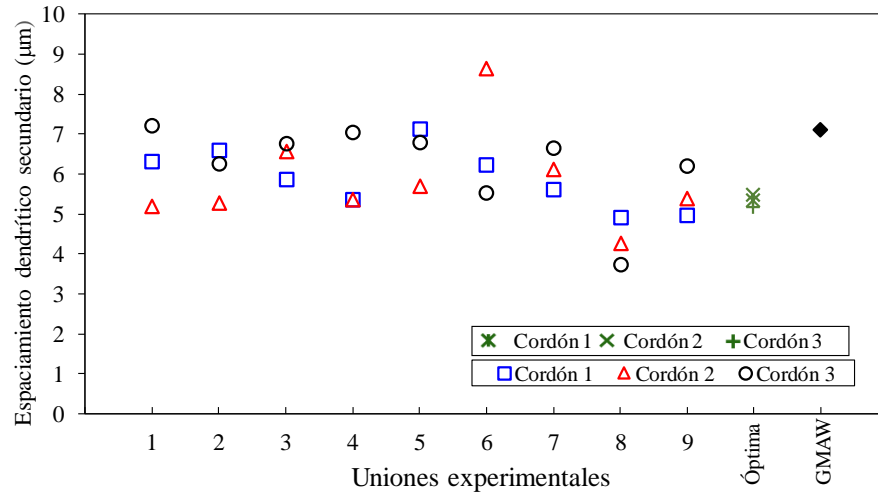


Figura 4.27 Espaciamiento dendrítico secundario para cada unión experimental

4.7.4 Distribución de área de fase laves medida

En la Figura 4.28 se muestra la distribución de tamaño de área de fase laves para la unión seis, la unión óptima y la unión mediante el proceso de soldadura GMAW.

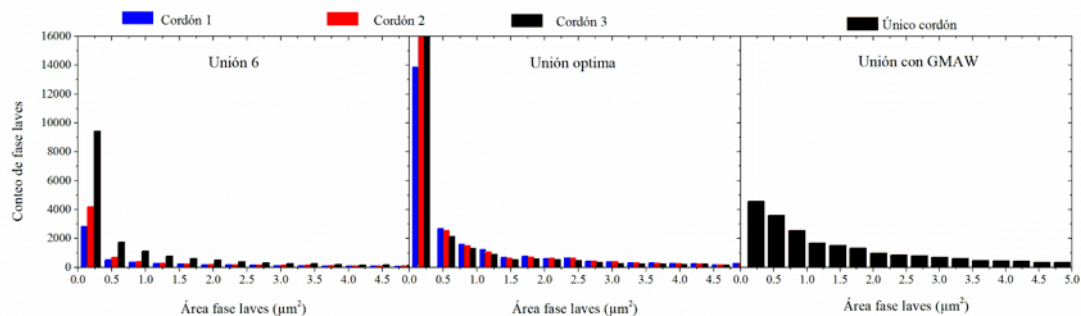


Figura 4.28 Histograma de distribución de área de fase laves comparativa para la unión seis, unión óptima y la unión hecha mediante GMAW

Se muestra que al aumentar el calor de aporte habrá menor población de fase laves de menor tamaño. Se aprecia en la soldadura hecha mediante GMAW que la población en el rango de 0 a $0.5 \mu\text{m}^2$ es de 4560 la cual es menor en comparación con la unión óptima en un 75%. También se aprecia, que el área de fase laves en el rango de 1 a $3.5 \mu\text{m}^2$ se mantiene en un decremento constante, pero con mayor población que la unión seis y la unión óptima, es decir, existen islas

de áreas de fases laves con mayor área en la unión hecha mediante el proceso de soldadura GMAW.

Hasta este punto, se observa que existe una relación en el proceso de soldadura GMAW-P GMAW y calor de aporte que afecta la microsegregación en distancias de espaciamiento dendrítico secundario, la distribución de área de fase laves y la microdureza. Se observó que para las uniones ocho, nueve, la unión óptima que obtuvieron menor calor de aporte promedio de los tres cordones depositados, existe un incremento significativo en la microdureza. Por consiguiente, el espaciamiento dendrítico promedio en estas uniones fue menor, así como la distribución de área de fase laves. Rodríguez y col. [38] mencionan que el uso de un cordón depositado precipita fases frágiles perjudiciales con facilidad debido al calor de aporte inducido por el proceso de soldadura. Para la unión realizada mediante el proceso de soldadura GMAW, acorde con los resultados obtenidos, se mostró que al depositar un cordón se obtuvo un mayor calor de aporte, una caída significativa en la microdureza, un espaciamiento dendrítico secundario mayor y una menor población de área de fase laves en el rango de 0.05 a 0.5 μm^2 .

CAPÍTULO 5: CONCLUSIONES

-Las condiciones óptimas predichas de los parámetros de soldadura para el proceso GMAW-P en placas de Inconel 718 utilizando el electrodo ERNiFeCr-2 con un arreglo ortogonal L₉ de Taguchi fueron: 400 A, 60 A, 65 Hz; 400 A, 55 A, 65 Hz; 400 A, 55 A, 55 Hz de corriente de fondo, corriente de pico y frecuencia respectivamente.

-Los factores que tienen la mayor contribución en la variable respuesta fueron identificados por un ANOVA; los cuales son: la corriente de pico para los cordones de soldadura uno, la corriente de fondo para los cordones de soldadura dos y la frecuencia de pulso para los cordones de soldadura tres.

-Las condiciones óptimas predichas se obtuvieron a partir de la relación señal/ruido S/N. En general, para los tres cordones de soldadura se concluye que para valores bajos de espaciamiento dendrítico el factor de corriente de pico debe estar en un nivel alto, la corriente de fondo a un nivel intermedio y la frecuencia a un nivel intermedio.

-El SDAS pronosticado y el SDAS experimental se dispersan 7%, 6% y 20% del valor predicho para los cordones de soldadura 1, 2 y 3 respectivamente.

-En la verificación microestructural del método Taguchi, se apreció que, en la unión óptima, se obtiene un SDAS de manera más homogénea en los tres cordones, en comparación con la unión número 6 del arreglo ortogonal L₉.

-Se obtuvo un mejor refinamiento de área de fase laves en la unión óptima de un 41% en el rango de 0 a 2 μm^2 en comparación con la unión 6.

-Existe una relación para el calor de aporte inducido por los procesos de soldadura GMAW-P y GMAW en términos de microsegregación en distancias de espaciamiento dendrítico secundario, microdureza y distribución de área de fase laves.

-Al solo depositar un cordón para el proceso de soldadura GMAW resulto en mayor calor de aporte inducido que se mostró reflejado en una pérdida de microdureza del 51% respecto a la unión óptima, y del 27% respecto a la unión seis. El aumento del espaciamiento dendrítico secundario promedio resultante para el proceso de soldadura GMAW aumento un 25% respecto

de la unión óptima y 5% respecto de la unión seis. La población de área de fase laves precipitadas fue menor en un 75% en el rango de 0.05 a 0.5 μm^2 respecto con la unión óptima.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

-
- [1] Gordine, J., *Some Problems in Welding Inconel 718*, **Welding Research Supplement**, vol. November, pp. 480-s, 1971.
- [2] Feng, K. yun, Liu, P., Li, H. xue, Sun, S. yu, Xu, S. bo and Li, J. ning, *Microstructure and phase transformation on the surface of Inconel 718 alloys fabricated by SLM under 1050°C solid solution + double ageing*, **Vacuum**, vol. 145, pp. 112–115, 2017.
- [3] Kah, P., Suoranta, R. and Martikainen, J., *Advanced gas metal arc welding processes*, **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, vol. 67, no. 1–4, pp. 655–674, 2013.
- [4] Ghosh, P. K., Gupta, S. R. and Randhawa, H. S., *Characteristics of a pulsed-current, vertical-up gas metal arc weld in steel*, **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, vol. 31, no. 9, pp. 2247–2259, 2000.
- [5] Jia, Y. Z., Xiao, J., Chen, S. J. and Huang, W. H., *Pulsed laser enhanced metal transfer of aluminum alloy in GMAW*, **Optics and Lasers in Engineering**, vol. 121, no. November 2018, pp. 29–36, 2019.
- [6] Leclair, K., *Evaluation of Advanced Gas Metal Arc Welding and Distortion Mitigation Techniques*, **Technology**, 2008.
- [7] Radhakrishna, C., and Rao, K. P., *The formation and control of Laves phase in superalloy 718 welds*. *Journal of Materials Science*, 32(8), 1977–1984. <http://doi.org/10.1023/A:1018541915113> *formation and control of Laves phase in superalloy 718 welds*, **Journal of Materials Science**, vol. 32, no. 8, pp. 1977–1984, 1997.
- [8] Manikandan, S. G. K., Sivakumar, D. and Kamaraj, M., *Physical metallurgy of alloy 718*, **Welding the Inconel 718 Superalloy**, pp. 1–19, 2019.
- [9] Dupont, J. N., Lippold, J. C. and Kiser, S. D., *Welding metallurgy and weldability of nickel- base alloys*. 2009.
- [10] Brooks, C. R., Spruiell, J. E. and Stansbury, E. E., *Physical metallurgy of nickel-molybdenum alloys*, vol. 29, no. 1. 1984.
- [11] Radavich, J. F., *Metallography of Alloy 718*, **Jom**, vol. 40, no. 7, pp. 42–43, 1988.
- [12] Nastac, L., and Stefanescu, D. M., *Computational modeling of NbC/Laves formation in INCONEL 718 equiaxed castings*, **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, vol. 28 A, no. 7, pp. 1582–1587, 1997.
- [13] Knorovsky, G. A., Cieslak, M. J., Headley, T. J., Romig, A. D. and Hammett, W. F., *INCONEL 718: A solidification diagram*, **Metallurgical Transactions A**, vol. 20, no. 10, pp. 2149–2158, 1989.
- [14] David, S. A., and Vitek, J. M., *Correlation between solidification parameters and weld microstructures*, **International Materials Reviews**, vol. 34, no. 1, pp. 213–245, 1989.
-

-
- [15] Ramkumar, K. D., *et al.*, *Studies on the weldability, microstructure and mechanical properties of activated flux TIG weldments of Inconel 718*, **Materials Science and Engineering A**, vol. 639, pp. 234–244, 2015.
- [16] Ye, X., Hua, X., Wang, M. and Lou, S., *Controlling hot cracking in Ni-based Inconel-718 superalloy cast sheets during tungsten inert gas welding*, **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 222, pp. 381–390, 2015.
- [17] Choudhury, B., and Chandrasekaran, M., *Investigation on welding characteristics of aerospace materials - A review*, **Materials Today: Proceedings**, vol. 4, no. 8, pp. 7519–7526, 2017.
- [18] Hernández-Rodríguez, M. L., Soria-Aguilar, M. J., Acevedo-Dávila, J. L., Ambriz-Rojas, R. R. and Curiel-López, F. F., *Welding input effect on the corrosion behavior and microstructure of heat treated GTAW welds of Inconel 718*, **International Journal of Electrochemical Science**, vol. 14, no. 5, pp. 4083–4094, 2019.
- [19] Benoit, A., Jobez, S., Paillard, P., Klosek, V. and Baudin, T., *Study of inconel 718 weldability using MIG CMT process*, **Science and Technology of Welding and Joining**, vol. 16, no. 6, pp. 477–482, 2011.
- [20] Manikandan, S. G. K., Sivakumar, D. and Kamaraj, M., *Laves Phase in Alloy 718 Fusion Zone*, **Superalloys for Industry Applications**, pp. 1–14, 2018.
- [21] Manikandan, S. G. K., Sivakumar, D., Kamaraj, M. and Rao, K. P., *Laves phase control in inconel 718 weldments*, **Materials Science Forum**, vol. 710, no. January, pp. 614–619, 2012.
- [22] Ram, G. D. J., Reddy, A. V., Rao, K. P. and Reddy, G. M., *Control of laves phase in inconel 718 GTA welds with current pulsing*, **Science and Technology of Welding and Joining**, vol. 9, no. 5, pp. 390–398, 2004.
- [23] Xiao, H., Li, S., Han, X., Mazumder, J. and Song, L., *Laves phase control of Inconel 718 alloy using quasi-continuous-wave laser additive manufacturing*, **Materials and Design**, vol. 122, pp. 330–339, 2017.
- [24] Torbati, A. M., Miranda, R. M., Quintino, L., Williams, S. and Yapp, D., *Optimization procedures for GMAW of bimetal pipes*, **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 211, no. 6, pp. 1112–1116, 2011.
- [25] Anbarasan, N., Jerome, S., Suresh, G. and Oyyaravelu, R., *Effect of Pulse Frequency on Microstructural and Corrosion Properties of Inconel 718 Gas Tungsten Arc Weldments*, **Transactions of the Indian Institute of Metals**, 2019.
- [26] Antony, J., and Jiju Antony, F., *Teaching the Taguchi method to industrial engineers*, **Work Study**, vol. 50, no. 4, pp. 141–149, 2001.
- [27] Yang, W. H., and Tarn, Y. S., *Design optimization of cutting parameters for turning operations based on the Taguchi method*, **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 84, no. 1–3, pp. 122–129, 1998.
- [28] Datta, S., Bandyopadhyay, A. and Pal, P. K., *Application of Taguchi philosophy for*
-

-
- parametric optimization of bead geometry and HAZ width in submerged arc welding using a mixture of fresh flux and fused flux*, **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, vol. 36, no. 7–8, pp. 689–698, 2008.
- [29] Mookam, N., *Optimization of resistance spot brazing process parameters in AHSS and AISI 304 stainless steel joint using filler metal*, **Defence Technology**, vol. 15, no. 3, pp. 450–456, 2019.
- [30] Ola, O. T., and Doern, F. E., *A study of cold metal transfer clads in nickel-base INCONEL 718 superalloy*, **Materials and Design**, vol. 57, pp. 51–59, 2014.
- [31] Juang, S. C., and Tarng, Y. S., *Process parameter selection for optimizing the weld pool geometry in the tungsten inert gas welding of stainless steel*, **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 122, no. 1, pp. 33–37, 2002.
- [32] Yousefieh, M., Shamanian, M. and Saatchi, A., *Optimization of the pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW) parameters for corrosion resistance of super duplex stainless steel (UNS S32760) welds using the Taguchi method*, **Journal of Alloys and Compounds**, vol. 509, no. 3, pp. 782–788, 2011.
- [33] AWS D17.1, *Specification for fusion welding for aerospace applications*, **AWS**, 2001.
- [34] Vandersluis, E., and Ravindran, C., *Comparison of Measurement Methods for Secondary Dendrite Arm Spacing*, **Metallography, Microstructure, and Analysis**, vol. 6, no. 1, pp. 89–94, 2017.
- [35] Devendranath Ramkumar, K., Dev, S., Saxena, V., Choudhary, A., Arivazhagan, N. and Narayanan, S., *Effect of flux addition on the microstructure and tensile strength of dissimilar weldments involving Inconel 718 and AISI 416*, **Materials and Design**, vol. 87, pp. 663–674, 2015.
- [36] Wu, K. C., and Herfert, R. E., *Microstructural studies of Rene 41 simulated weld heat-affected zones*, **Welding Journal**, p. 46, 1967.
- [37] Hinojos, A., *et al.*, *Joining of Inconel 718 and 316 Stainless Steel using electron beam melting additive manufacturing technology*, **JMADE**, vol. 94, pp. 17–27, 2016.
- [38] Rodríguez, N. K., *et al.*, *Heat Input Effect on the Mechanical Properties of Inconel 718 Gas Tungsten Arc Welds*, **Proceedings of the 17th International Conference on New Trends in Fatigue and Fracture**, pp. 255–262, 2018.
- [39] ASTM E2248-18, *Standard Test Method for Impact Testing of Miniaturized Charpy V-notch Specimens*, **ASTM International**, 2018.
- [40] ASTM G59-97, *Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements*, **ASTM International**, 2020.
-

FUTURAS LINEAS DE INVESTIGACIÓN

-Realizar ensayos de impacto Charpy de acuerdo a estándares de la Asociación americana de ensayo de materiales (ASTM, por sus siglas en inglés) [39].

-Realizar ensayos de resistencia a la tensión.

-Evaluar la resistencia a la corrosión mediante curvas de resistencia a la polarización, usando curvas de reactivación potenciodinámica de doble ciclo de acuerdo a la norma ASTM G59 [40].

PRODUCTOS

Con los resultados obtenidos se han hecho las publicaciones de dos artículos.

- “Optimización de los parámetros de soldadura sobre el control microestructural en depósitos del electrodo ERNiFeCr-2 usando el proceso GMAW-P” con ISBN 978-1-939982-61-2.
- “Control de espaciado dendrítico secundario por medio de la optimización de los parámetros del proceso de soldadura GMAW-P en depósitos del electrodo ERNiFeCr-2” con ISSN 2448-6892.