

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**“ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD ENTRE MATERIALES DISÍMILES
A6061-T6/ACERO DP900 GALVANIZADO, UNIDOS POR EL PROCESO
CMT”**

POR

RAFAEL FÉLIX CONTRERAS

TESIS

**EN OPCIÓN COMO MAESTRO EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA
INDUSTRIAL.**

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO A 19 DE DICIEMBRE DE 2018

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**“ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD ENTRE MATERIALES DISÍMILES
A6061-T6/ACERO DP900 GALVANIZADO, UNIDOS POR EL PROCESO
CMT”**

POR

RAFAEL FÉLIX CONTRERAS

TESIS

**EN OPCIÓN COMO MAESTRO EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA
INDUSTRIAL.**

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO A 19 DE DICIEMBRE DE 2018

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales

Gerencia de Desarrollo Humano

División de Estudios de Posgrado

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Tesis “**ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD ENTRE MATERIALES DISÍMILES A6061-T6/ACERO DP900 GALVANIZADO, UNIDOS POR EL PROCESO CMT**”, realizada por el alumno **RAFAEL FÉLIX CONTRERAS**, con número de matrícula **17-MS063** sea aceptada para su defensa como Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial

Dra. Rocio Saldaña Garcés

Tutor Académico

Dra. Gladys Y. Pérez Medina

Asesor

Dr. Eduardo Hurtado Delgado

Asesor

Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda

Asesor

Vo.Bo.

Dr. Pedro Pérez Villanueva

Coordinador de Posgrado

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales

Gerencia de Desarrollo Humano

División de Estudios de Posgrado

Los abajo firmantes, miembros del Jurado del Examen de Maestría del alumno **RAFAEL FÉLIX CONTRERAS**, una vez leída y revisada la Tesis titulada **“ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD ENTRE MATERIALES DISÍMILES A6061-T6/ACERO DP900 GALVANIZADO, UNIDOS POR EL PROCESO CMT”**, aceptamos que la referida Tesis revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial durante la defensa de la tesis correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente a los 19 días del mes de diciembre del 2018.

Dr. Carlos Rodrigo Muñiz Valdez
Presidente

Dr. José Jorge Ruiz Mondragón
Secretario

Dra. Rocio Saldaña Garcés
Vocal

AGRADECIMIENTOS

A la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (COMIMSA) por darme la oportunidad de formarme dentro el ámbito de la Tecnología de la Soldadura Industrial.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT), por otorgar el apoyo económico para realizar mis estudios de posgrado.

DEDICATORIA

Este logro se lo dedico a la gran familia que orgullosamente pertenezco, así como a los que no están de forma física, pero sí en mi corazón y en mis recuerdos.

Pero principalmente le dedico esto a quien me ha cambiado la vida, quien me ha dado la pauta para convertirme en un mejor hombre, con quien comparto mis alegrías del presente, así mis ilusiones para el futuro, quien siempre tiene una sonrisa y un gesto de cariñoso bajo cualquier circunstancia, a mi querido hijo Ramsés.

ÍNDICE GENERAL

SÍNTESIS	1
CAPÍTULO 1	2
INTRODUCCIÓN	2
1.1 ANTECEDENTES	2
1.2 OBJETIVO.....	4
1.2.1 Objetivos Específicos	4
1.3 JUSTIFICACIÓN	5
1.4 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA	5
1.5 DEFINICIÓN DE HIPÓTESIS.....	6
1.6 ALCANCES DE ESTUDIO	6
CAPÍTULO 2.....	7
MARCO TEÓRICO Y ESTADO DEL ARTE.....	7

2.1 Clasificación de los aceros	7
2.2 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)	9
2.2.1 Acero Doble Fase (DP)	10
2.3 Clasificación en las aleaciones de aluminio	13
2.3.1 Aleación de aluminio A6061	14
2.3.2 Tratamiento térmico T6	15
2.3.3 Efecto de la soldadura por arco en el aluminio	17
2.3.4 Efecto de elementos aleantes en el aluminio	19
2.4 Metalurgia del aluminio.....	21
2.5 Soldadura por arco de metal y gas de protección (GMAW)	26
2.5.1 Proceso de soldadura de transferencia de metal en frío (CMT)	27
2.6 Uniones disímiles CMT de A6061-T6 y DP900	31
2.7 Resistencia de las uniones soldadas.....	32
CAPÍTULO 3	38
METODOLOGÍA	38
3.1 Descripción de la metodología de desarrollo.....	38
CAPÍTULO 4	41
DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	41
4.1 Metal Base	41

4.1.1 Metal base acero DP	42
4.1.2 Material base aluminio A6061-T6.....	44
4.1.3 Cincado de acero DP900	47
4.2 Proceso de soldadura CMT	48
4.2.1 Sujetador de cupones	48
4.2.2 Configuración de la unión disímil A6061-T6/acero DP900	49
4.2.3 Parámetros en proceso CMT	49
4.3 Ensayo de resistencia mecánica	52
CAPÍTULO 5	53
ANÁLISIS DE RESULTADOS.....	53
5.1 Características de la unión disímil	53
5.2 Respuesta mecánica en la unión disímil	62
CAPÍTULO 6	68
CONCLUSIONES	68
BIBLIOGRAFÍA.....	70
Figuras	76
Tablas	79

SÍNTESIS

En este trabajo se presenta la investigación realizada para conocer la soldabilidad y su comportamiento microestructural de uniones disímiles entre la aleación de aluminio A6061-T6 y el acero DP900 galvanizado, soldados bajo una combinación de parámetros mediante el proceso Cold Metal Transfer (CMT, por siglas en inglés).

Estableciendo en la primera etapa una caracterización de los materiales base y de esta manera conocer las fases presentes y el espesor de la capa de zinc electro-depositada en la superficie del acero DP900, de igual manera fue realizado un análisis de calorimetría diferencial de barrido, donde se detectó las transformaciones en la microestructura del acero DP900, así como en la aleación de aluminio A6061, y una vez conocidos dichos cambios en los materiales, fue acotado un rango de parámetros para el proceso.

Durante una segunda etapa, se realiza un diseño de experimentos para determinar las combinaciones necesarias entre los parámetros del proceso lo cual permitirá conocer la soldabilidad de la unión disímil analizada, el análisis micrográfico de la zona de unión y la relación de respuesta mecánica mediante ensayos de tensión. De igual manera se reveló que la capa de galvanizado frena el paso de los átomos de Fe del acero hacia la zona de unión durante el proceso de soldadura, actuando en conjunto el bajo aporte térmico generado por los parámetros seleccionados para el proceso, controlando de igual manera la formación de las fases $\beta(\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si})$ y $\beta'(\text{Mg}_2\text{Si})$ dentro de la zona de unión.

Palabras clave: Cold Metal Transfer (CMT), Uniones disímil DP900-A6061-T6

Campo específico: Uniones disímiles por soldadura de arco eléctrico.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

1.1 ANTECEDENTES

El avance tecnológico dentro de la industria automotriz ha enfocado mejoras en torno a la reducción de tiempo en algunos procesos de fabricación relacionados al ensamble de productos automotrices y a su vez éstos presentan un mejor desempeño operativo tras considerar en la manufactura uniones disímiles por soldadura.

Los aceros doble fase (DP, por sus siglas en inglés) se han desarrollado para mejorar las propiedades mecánicas manteniendo espesores delgados, lo cual resulta de gran importancia en el incremento de eficiencia de vehículos, por otra

parte, la aleación de aluminio A6061-T6 es ampliamente utilizada en componentes automotrices, dado que dicho material otorga características de resistencia a la fluencia y fractura semejantes a las del acero estructural, Por esto se propone realizar un análisis de soldabilidad de la unión disímil de placa de aluminio A6061-T6 con 7mm de espesor y lámina de acero DP900 galvanizada con 1.4mm de espesor por el proceso de soldadura por transferencia de metal en frío (CMT, por sus siglas en inglés) [1].

En la actualidad la industria automotriz se encuentra en el desarrollo de puertas ultra ligeras diseñadas a partir de componentes fabricados en aleaciones de aluminio con refuerzos de acero DP900, como se muestra en la [2].

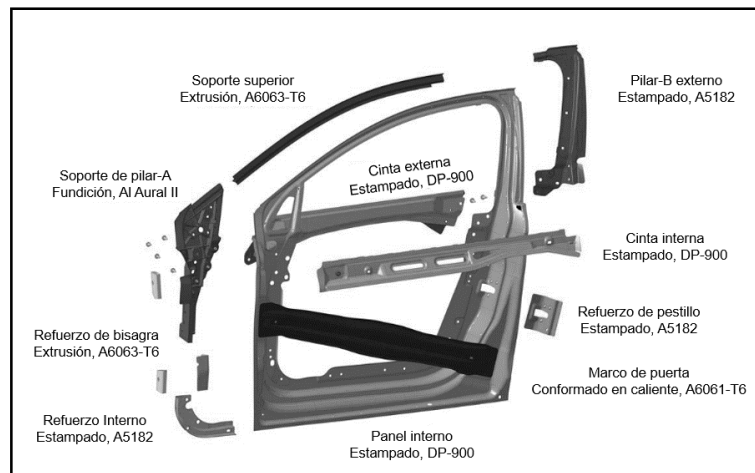


Figura 1.1 Esquema de diseño de puerta automotriz ultra ligera [2]

1.2 OBJETIVO

Analizar la soldabilidad de uniones disímiles entre una aleación de aluminio A6061-T6 con un acero DP900 galvanizado mediante el proceso de soldadura CMT, con la finalidad de conocer su comportamiento metalúrgico y mecánico.

1.2.1 Objetivos Específicos

1. Llevar a cabo una revisión bibliográfica y del estado del arte de uniones disímiles entre aleaciones de aluminio A6061-T6 y acero DP900 por proceso de soldadura CMT.

2. Identificar en la literatura los parámetros de soldadura empleados para llevar a cabo uniones disímiles entre aluminio A6061-T6 con acero DP900 galvanizado con espesores de 7.0 y 1.4 mm respectivamente, mediante el proceso de soldadura CMT.

3. Realizar las uniones disímiles entre el aluminio A6061-T6 y DP900 mediante el proceso CMT empleando los parámetros obtenidos anteriormente de la literatura.

4. Analizar microestructuralmente las uniones realizadas mediante microscopía óptica y electrónica de barrido con la finalidad de caracterizar las fases presentes.

5. Realizar ensayos mecánicos tales como la medición de dureza y resistencia a la tensión en las uniones disímiles entre A6061-T6 y DP900 galvanizado.

1.3 JUSTIFICACIÓN

Los avances en la industria automotriz se han generado en torno a componentes que mejoran el desempeño y la seguridad de sus unidades, lo cual es posible a consecuencia de fabricar dichos elementos con materiales innovadores que ofrecen mayor ligereza y resistencia mecánica que los aceros convencionales, así mismo se presenta un gran reto al lograr la unión entre materiales disímiles tales como el aluminio A6061-T6 y el acero DP900 galvanizado, debido al bajo punto de fusión que tiene el aluminio y aún más bajo el Zn. Por tal motivo, se propone utilizar el proceso de soldadura CMT por el bajo aporte térmico.

1.4 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

En las últimas décadas, la industria automotriz ha generado importantes innovaciones en componentes estructurales enfocándose a los aspectos de seguridad y desempeño, encontrando la necesidad de desarrollar uniones de materiales disímiles mediante algún proceso dentro de lo convencional para no elevar los costos por producción.

Este trabajo propone utilizar soldadura por CMT, dado que es una variante del proceso GMAW el cual es un proceso convencional dentro del ámbito de manufactura automotriz, además de ser apropiado para realizar uniones disímiles entre aleaciones de aluminio y acero, siendo estos altamente empleados en dicha industria, sin embargo, debido a la disimilitud por soldadura existente entre ellos, es importante conocer el comportamiento mecánico y microestructural que tendrán al haberse sometido a una entrada de calor proveniente del proceso de unión por arco.

1.5 DEFINICIÓN DE HIPÓTESIS

La resistencia a la tensión resultante de la unión disímil entre aluminio A6061-T6 con acero DP900 galvanizado con espesores de 7mm y 1.4mm respectivamente realizadas mediante CMT será mayor o igual a la resistencia a la tensión alcanzada por la aleación de aluminio A6061-T6 de forma independiente (324.4MPa).

1.6 ALCANCES DE ESTUDIO

El alcance de este estudio es analizar la soldabilidad y el comportamiento metalúrgico y mecánico de las uniones disímiles entre una placa de aluminio A6061-T6 de 7mm de espesor y un acero DP900 de 1.4mm de espesor, unidos en configuración a traslape conforme AWS D2.1 mediante el proceso de soldadura CMT.

CAPÍTULO 2

MARCO TEÓRICO Y ESTADO DEL ARTE

2.1 Clasificación de los aceros

Los aceros se dividen en dos ramas según la cantidad de elementos aleantes contenidos, teniendo así, los aceros de alta aleación donde se encuentran los aceros para herramientas e inoxidables y los aceros de baja aleación que se clasifican en tres categorías según el contenido de carbono: bajo en carbono, medio en carbono y alto en carbono.

Los aceros con bajo contenido de carbono también se conocen como aceros suaves ya que poseen entre 0.07 a 0.3% en peso de carbono, su principal

característica está en las propiedades mecánicas como baja resistencia a la tracción y alta ductilidad. El tratamiento térmico que se le puede aplicar es solo para endurecimiento superficial al acero estándar o estructural, y sus principales elementos de aleación son: manganeso, niobio, vanadio, silicio, cromo, cobre, níquel [3].

Los aceros de baja aleación y alta resistencia se dividen en cuatro:

1. Aceros laminados en carbono-manganeso
2. Aceros al carbono tratados térmicamente (normalizados o templados)
3. Aceros HSLA laminados (conocidos como aceros de micro-aleación)
4. Aceros de baja aleación tratados térmicamente

Estas cuatro categorías presentan una mayor resistencia a la deformación con respecto al acero estructural, debido a que utilizan pequeñas cantidades de elementos de aleación para alcanzar resistencia de fluencia superiores a 275 MPa en estado laminado o normalizado, tienen mejor resistencia a la corrosión, presentando mejor soldabilidad por su bajo contenido de carbono, Ver Figura 2.1 [3].

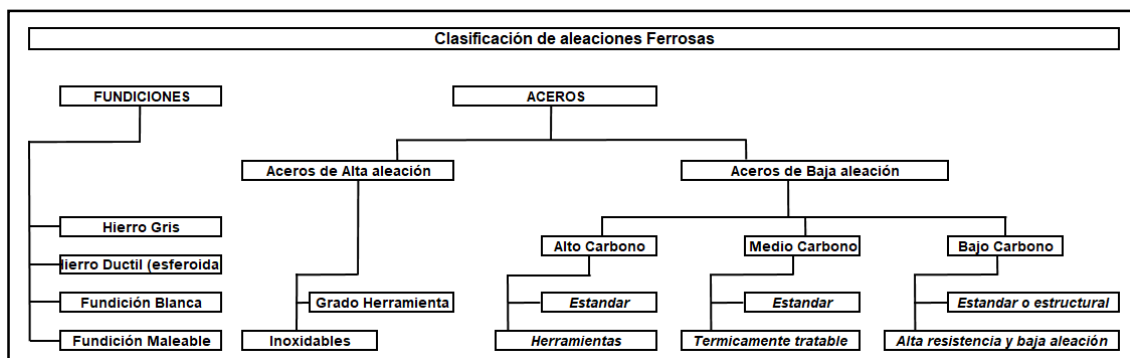


Figura 2.1 Esquema de la clasificación aleaciones industriales [3]

2.2 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)

Una de las principales aplicaciones de los aceros avanzados (AHSS, por sus siglas en inglés) se enfocan a procesos de troquelado para paneles de carrocería automotriz, diseñados con el propósito de garantizar mayor seguridad en los productos de esta industria, con el desarrollo de acero AHSS ha sido posible reemplazar elementos de acero de bajo contenido de carbono a consecuencia de lograr el desarrollo de estos materiales con mayor resistencia y formabilidad mejorada para lograr estructuras automotrices de menor masa en aceros AHSS de microestructuras multifásicas típicas.

Los AHSS son aleaciones de hierro-carbono que presentan una respuesta mecánica alta a consecuencia de sus elementos microaleantes y a las temperaturas de fabricación, teniendo estos la característica de ser multifásicos, permitiendo así una alta correlación de resistencia-ductilidad [4].

El sistema de designación para estos aceros está dado por la American Society for Testing and Materials (ASTM por sus siglas en inglés) a partir de la resistencia a la fluencia y la resistencia máxima a la tensión para todos los grados de acero [4]. Se identifican como “XX aaa/bbb”, donde:

XX: Tipo de acero

aaa: Resistencia a la fluencia mínima en MPa

bbb: Resistencia a la fluencia máxima en MPa

2.2.1 Acero Doble Fase (DP)

Los aceros avanzados de alta resistencia pueden ser clasificados por el contenido de carbono y elementos aleantes en algunos casos, aunque también existe una clasificación con respecto a la fracción de fases presentes, como es el caso de los aceros doble fase.

Los aceros dual phase (DP, por sus siglas en inglés), son una clase de aceros que se caracteriza por una alta resistencia a la tracción de alrededor de 550 MPa y una microestructura que consiste en aproximadamente 20% de partículas de martensita dispersa en la matriz de ferrita dúctil como se muestra en la Figura 2.2 [3], denominado como doble fase (DP por sus siglas en inglés) por la coexistencia de dos microestructuras (martensita y ferrita), pero también pueden existir otras fases en pequeñas cantidades como bainita, perlita o austenita retenida [5].

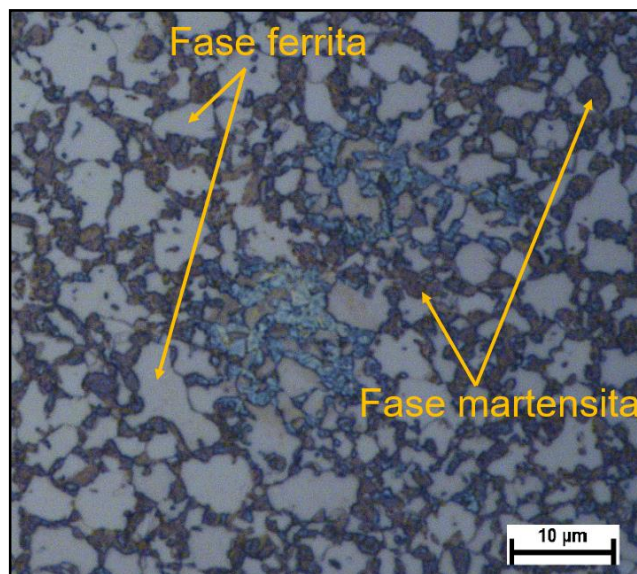


Figura 2.2 Micrografía de un acero DP con microestructura de ferrita-martensita con ataque químico *Klemms*, mostrando una matriz ferrítica en tono gris, martensita en tono café y algunas áreas de bainita con tonalidad azul [6]

Existen cuatro métodos de producción de acero DP, teniendo entre ellos diferente composición química para cada caso, ver Tabla 2.1.

Tabla 2.1 Composición química de los tipos de acero DP [3]

Método de producción	Composición Química, % en peso						
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	N
<i>Recocido continuo, Laminado en caliente</i>	0.11	1.43	0.61	0.12	0.08	0.06	0.01
<i>Recocido continuo, Laminado en Frio</i>	0.11	1.20	0.40
<i>Recocido en Horno</i>	0.12	2.10	1.40
<i>Laminado</i>	0.06	0.90	1.35	0.50	0.35

Por la elevada resistencia a la rotura que presentan los aceros DP son especialmente utilizados en elementos automotrices diseñados para absorber energía durante una colisión, los aceros doble fase se han caracterizado tras realizar compresión axial con velocidades de impacto de hasta 156km/h, como se muestra en la Figura 2.3.

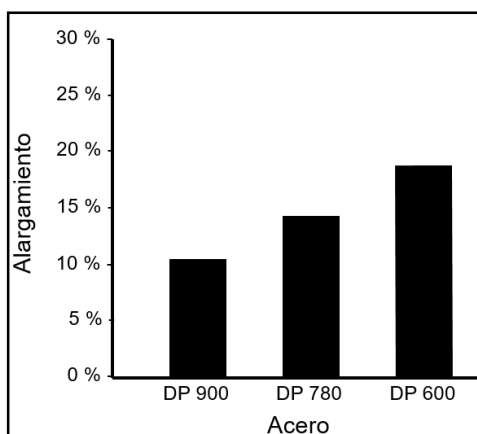


Figura 2.3 Relación de resistencia-deformación en distintas clasificaciones de acero DP [6].

Los aceros DP muestran una capacidad de conformación alta, sin embargo, al someterlos a un proceso de soldadura por arco eléctrico, sus características microestructurales de martensita en ferrita se pierden deteriorando sus propiedades de aplicación de este acero.

Debido a lo anterior, es importante conocer las propiedades mecánicas de uniones soldadas por procesos de arco eléctrico, teniendo en cuenta el efecto de las características de todas las regiones, como la microestructura y la composición química, tal como lo menciona A. Ramazani y colaboradores [7], en donde se establece que la zona afectada por el calor (ZAC por sus siglas), la estructura se modifica produciendo una expansión por cambio de volumen transformando de bainita a martensita y ferrita de grano grueso durante el enfriamiento, lo cual es indeseable por los problemas superficiales que puede ocasionarla martensita durante el conformado de lámina.

Una investigación realizada en el 2017 por H. Ashrafi y colaboradores [8] muestran la microestructura, las propiedades de tracción y el comportamiento de endurecimiento de un acero DP700 tras realizar en este soldadura GTAW, en donde reportan que la formación de bainita en la zona de fusión aumenta la dureza respecto al metal base, mientras que el templeado de la martensita preexistente en la zona afectada por el calor (ZAC) genera reblandecimiento, demostrando cómo la unión soldada tiene un comportamiento de fluencia continuo y un límite de fluencia cercano al del metal base mientras que su resistencia a la tracción y el alargamiento total fueron menores, debido a la formación de zona blanda en la ZAC, obteniendo una eficacia conjunta de aproximadamente 81% para la unión. También se revela en esta investigación que el DP700 como metal base y como unión soldada por GTAW presentan fractura dúctil.

2.3 Clasificación en las aleaciones de aluminio

El aluminio es un material no ferromagnético, con densidad de 2.7g/cm^3 , la cual es aproximadamente un tercio de la densidad del acero, teniendo una excelente conductividad eléctrica y térmica con la característica de que no produce chispas, así también, presenta buena maleabilidad, formabilidad, y excelente resistencia a la corrosión.

La resistencia a la tracción del aluminio puro es de 90 MPa (13,000 psi), al alearse y tratarse térmicamente aumenta la resistencia hasta los 690 MPa (100,000 psi), por esto, el aluminio tiene tanta presencia dentro de la industria automotriz [9].

Las aleaciones de aluminio actuales comprenden una amplia gama de materiales para la fabricación de componentes en toda la industria, teniendo entonces un sistema de división de aleaciones de aluminio definido por los principales elementos aleantes que contiene, como se muestra en la Tabla 2.2 [10].

Tabla 2.2 Sistema de elementos de aleación en el Al [9]

SERIE	CLASE DE ALEACIÓN
1XXX	<i>Aluminio 99% de pureza mínimo</i>
2XXX	<i>Aluminio cobre</i>
3XXX	<i>Aluminio manganeso</i>
4XXX	<i>Aluminio silicio</i>
5XXX	<i>Aluminio magnesio</i>
6XXX	<i>Aluminio silicio magnesio</i>
7XXX	<i>Aluminio zinc</i>
8XXX	<i>Otro tipo de aleación</i>

2.3.1 Aleación de aluminio A6061

La aleación de aluminio A6061 contiene Mg y Si como principales elementos aleantes, siendo desarrollada inicialmente como “aleación 61S” en 1935 con aplicaciones militares. En la actualidad es una aleación de propósito general, aunque es ampliamente utilizada por la industria automotriz.

Esta aleación no ferrosa tiene buenas propiedades mecánicas, buena resistencia a la corrosión y es soldable por arco bajo gas de protección, por lo que se ha convertido en una de las aleaciones de aluminio más comunes, como se muestra en la Figura 2.4 [10].

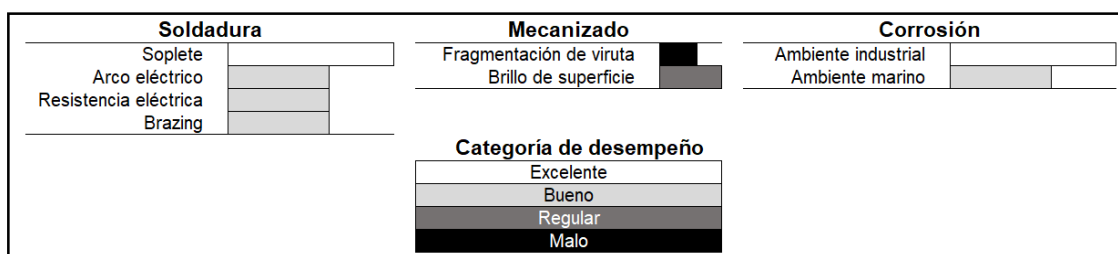


Figura 2.4 Descripción de las aptitudes tecnológicas de la aleación A6061 [10].

El comportamiento mecánico en aleaciones de aluminio de la serie 6XXX depende del contenido de Si, Mg, Cu, Cr, actuando estos de la siguiente manera: La presencia de Si, incrementa la resistencia a la tensión, proporciona ductilidad y combinado con el Mg genera un endurecimiento por fenómeno de precipitación. El contenido de Mg, aumenta la solubilidad en sólido y fomenta el endurecimiento por trabajo en frío. El contenido de Cu propicia el endurecimiento a través de la precipitación, también disminuye la resistencia a la corrosión, la ductilidad y la soldabilidad en aleaciones de aluminio. El contenido de Cr mejora la resistencia

a la corrosión, aun cuando la aleación de aluminio se encuentre sometido a esfuerzos [11].

La Sociedad Americana de Soldadura (AWS por sus siglas en inglés) en la norma D1.2, recomienda utilizar como metal de aporte la aleación A4043 al someter la aleación A6061 a un proceso de soldadura, para reducir con esto la formación de fases que puedan comprometer la sanidad de la unión [11].

2.3.2 Tratamiento térmico T6

Las propiedades mecánicas en las distintas aleaciones de aluminio no solo se comportan mecánicamente por los elementos de aleación contenidos, es decir, también dependerá de la condición en que se encuentre su estructura y esto dependerá del tratamiento térmico que se haya aplicado lo cual se indica en estos materiales mediante una letra seguida de un número para algunos casos, como es mostrado en la Tabla 2.3 [12].

Tabla 2.3 Sistema de clasificación de tratamientos térmicos [12]

Sufijo	Tratamiento térmico para la aleación de aluminio
F	Fabricación en bruto sin tratamiento térmico o mecánico
O	Recocido, aplicado a productos de forja unicamente
H	Endurecido por deformación aplicando trabajo en frio
H1	Unicamente trabajo en frio
H2	Trabajo en frio con recocido parcial
H3	Trabajo en frio y estabilizado
W	Solución tratada térmicamente
T	Tratado térmicamente y estabilizado
T1	Enfriado desde la conformación en caliente con envejecido natural
T2	Recocido, aplicado a productos de fundición unicamente
T3	Solución tratada térmicamente, trabajo en frio y envejecido natural
T4	Solución tratada térmicamente y envejecido natural
T5	Envejecido artificial (fundición o extrusión)
T6	Solución solida, temple y envejecido artificial

En las aleaciones de aluminio, la nomenclatura T6 indica un tratamiento térmico realizado en el material, este tiene la finalidad de modificar algunas propiedades como la dureza, resistencia a la tracción y maquinabilidad.

El tratamiento térmico T6 es realizado desde la temperatura de solubilización (T_1), posteriormente se realiza un temple hasta alcanzar la temperatura de solución sólida completa (T_2), sosteniendo esta temperatura para realizar el envejecimiento del material y finalizar con un revenido, tal como se muestra en la Figura 2.5, generando de esta forma una resistencia máxima a la tracción de 290 MPa, límite elástico de 241 MPa, elongación de 10% [13].

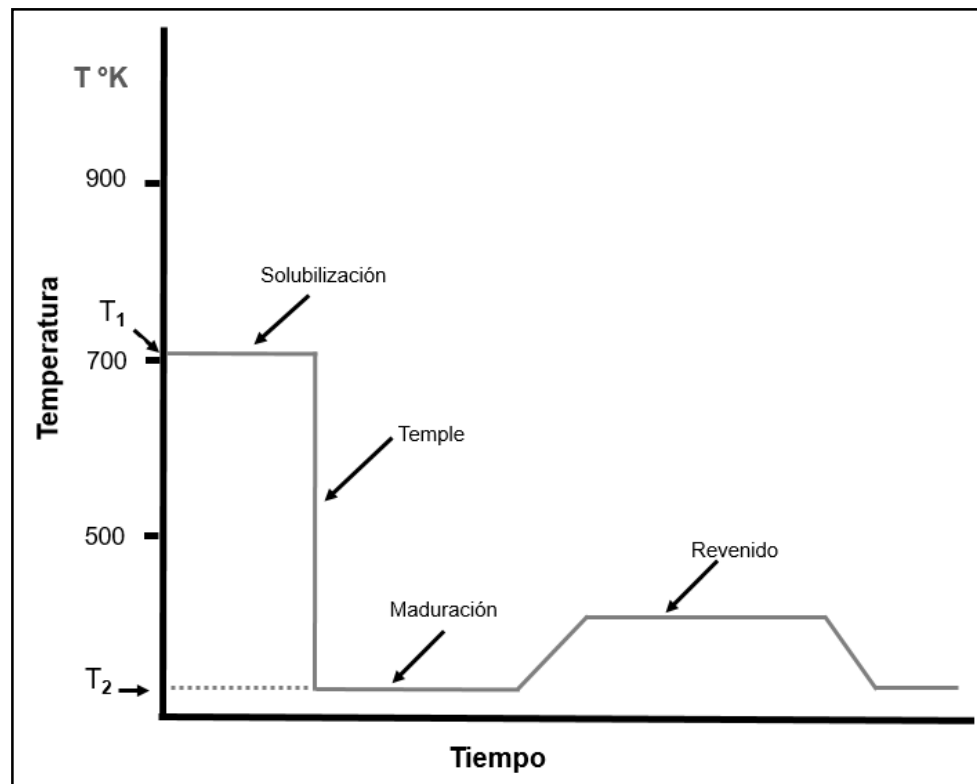


Figura 2.5 Secuencia de temperaturas para un tratamiento térmico T6 [13]

2.3.3 Efecto de la soldadura por arco en el aluminio

Las aleaciones de aluminio se encuentran en series o grupos basados en categorías dependiendo el elemento primario de aleación, de la cual es obtenida una respuesta térmica y mecánica que identifica el tipo del metal base, por tal efecto existe un grupo de aleaciones de aluminio que se denomina como no soldable mediante procesos por arco eléctrico. Teniendo que la aleación de aluminio A6061-T6, responde de forma satisfactoria a procesos de soldadura, como son la soldadura por resistencia (RW), soldadura por rayo de electrones (EBW) y soldaduras por metal y gas inerte (GMAW), teniendo en consideración que una de las dificultades para soldar esta aleación, es la sensibilidad al agrietamiento durante la solidificación, lo cual puede ser suprimido mediante procesos que involucran aplicación de metal de aporte durante el proceso.

Las aleaciones de Al-Mg-Si (A6061) son ampliamente utilizadas en la industria de soldadura, con uso predominantemente en forma de extrusiones en componentes estructurales, dado que la adición de magnesio y silicio al aluminio proporciona a este material la capacidad de tratarse térmicamente y así mejorar la resistencia, aunque son naturalmente sensibles a la formación de grietas durante la solidificación, y por esta razón no son recomendados soldar por arco en forma autógena (sin metal de aporte), sin embargo, con la adición de metal de aporte durante el proceso de soldadura por arco, proporciona la dilución del metal base, evitando así el agrietamiento en caliente, regularmente utilizando aporte de las series 4xxx y 5xxx, según los requisitos de aplicación y servicio [9] [10].

El factor que más afecta la susceptibilidad a la fractura en caliente en soldaduras del aluminio es el rango de temperatura en la dendrita y la cantidad de líquido disponible durante el proceso de solidificación; siendo coherente cuando las dendritas comienzan a entrelazarse hasta el momento en que el

material fundido forma la zona pastosa, generándose entonces el rango de formación estructural coherente al inicio de la formación dendrítica hasta que se alcanza la temperatura solidus, cuanto más amplio sea el rango de coherencia, más probable será un agrietamiento en caliente debido a la acumulación de tensión por solidificación entre las dendritas entrelazadas [13].

El efecto de respuesta mecánica generado por soldadura con arco eléctrico sobre uniones de aluminio A6061-T6 pueden presentar una mayor resistencia tal como lo menciona R.R. Ambriz y colaboradores [14], en el cual es mostrado como realizaron mediciones de micro-dureza y pruebas de tensión para tener en cuenta el efecto de diferentes niveles de daños por fatiga y en las propiedades mecánicas de estas soldaduras, mostrando resultados experimentales donde el daño por fatiga aumenta 75%, así como la micro-dureza en el metal de soldadura y zona afectada por el calor (ZAC), mientras que solo produce un incremento moderado en el límite elástico de 14%, las pruebas de tracción y fatiga muestran que el efecto térmico que presentan las placas durante la soldadura fallan en la ZAC bajo tensión.

Nalajam Pavan Kumar y colaboradores [15], muestran microestructuras que revelan una recristalización fina en las juntas y aspectos de precipitados nocivos que fragilizan en la ZAC, por consecuencia del calor de entrada durante el proceso de soldadura.

Por otra parte, el año 2018, Li Guojin y colaboradores [16], muestran que el ancho de la separación en el diseño de junta tiene poco efecto en la dureza de las juntas, y el modo de fractura de las muestras fue dúctil en diferentes tamaños de separaciones, mientras que se destaca que la trayectoria y la velocidad de alimentación del aporte tuvieron efectos significativos en la entrada de calor y la deposición de material de aporte.

El trabajo presentado por Ahmed Elefaey [17], muestra que al aplicar el proceso CMT no se generan cambios significativos en el tamaño y forma de los precipitados de la ZAC respecto al metal base aunque puede presentarse el engrosamiento de los precipitados Mg_2Al_3 en la zona parcialmente fundida.

2.3.4 Efecto de elementos aleantes en el aluminio

El aluminio puro posee características de conductividad térmica y eléctrica excelentes, con un peso específico de $2.7g/cm^3$ y un punto de fusión de $658^\circ C$.

El aluminio puro no cuenta con un desempeño mecánico con aplicación en componentes estructurales, sin embargo, el aluminio con elementos aleantes adquiere la capacidad de modificar este aspecto mecánico y es así como incrementa sus características de resistencia.

En las aleaciones de aluminio se encuentra el hierro presente en pequeñas cantidades como una impureza del proceso de fundición de la bauxita mineral de donde se extrae el Al, teniendo una solubilidad máxima el hierro en aluminio de 0.05% e.p. presentando durante el enfriamiento una solución sólida más partículas constituyentes intermetálicas de Al_3Fe con una estructura cristalina monoclinica, aunque esto depende también de la presencia de otros elementos de aleación, como el Mg.

El silicio está presente también como una impureza por reacción eutéctica de 5 a 20% e.p. formando dos fases ternarias αAl_2Fe_3Si (cúbico) y $\beta Al_9Fe_2Si_2$ (monoclinico). Teniendo bajo contenido de silicio gran parte del hierro está presente en la fase Al_3Fe , pero a medida que incrementa el nivel de silicio, aparece la fase $\alpha AlFeSi$ seguida de la fase $\beta AlFeSi$, entonces se mejora la capacidad de fundición y la fluidez de la aleación con cantidades mayores de

silicio aleado. El Si-Mn permite el endurecimiento por precipitación, siendo esta la base para la aleación de aluminio de la serie 6xxx.

El manganeso otorga una excelente formabilidad a la aleación, lo cual se adquiere durante la solidificación, ya que permanece en solución y se precipita durante el precalentamiento del lingote fortaleciendo la aleación controlando el tamaño de grano recristalizado.

El cobre se combina químicamente durante la solidificación con el aluminio y el hierro formando partículas constituyentes tetragonales de AlCu_2Fe u ortorrómbica de αAlCuFe , teniendo que un tratamiento térmico posterior no disolverá estas fases, pero si es posible transformarlas de una a otra. Las aleaciones de Al-Cu que contienen Mg forman una fase Al_2CuMg por descomposición eutéctica, estas aleaciones son deseadas por la industria aeroespacial por su tenacidad a la fractura y resistencia al crecimiento de grietas.

La solubilidad del cromo se puede reducir hasta tal punto que se puedan formar partículas primarias de Al-Cr por reacción peritética. Estas partículas primarias son perjudiciales para la resistencia a la fractura por ductilidad y la resistencia a la fatiga del material, por lo que el límite superior aceptable de cromo depende de los niveles de otros elementos en el sistema [10] [11].

El zirconio forma un peritético en el aluminio Al-Zr (tetragonal), presente en aleaciones de Al como la serie 6xxx y 7xxx con contenido de Zr por debajo del 0.15% en peso, lo cual controla la recristalización [10].

El titanio es agregado al aluminio como refinador de grano, teniendo este mayor efecto en presencia de boro como TiB_2 , siendo el Ti entonces un elemento común en el metal de aporte para soldadura de aluminio, con la intención de

refinar la estructura de la soldadura y prevenir el agrietamiento, ver Tabla 2.4 [11] [18].

Tabla 2.4 Características del Al con elementos de aleación [18]

ELEMENTO ALEANTE	Tipo de Fase	Max. Concentración %		Temperatura °C	Fase en equilibrio
		<i>Eutético</i>	<i>Peritético</i>		
Fe	Eutético	1.80	0.90	655	FeAl ₃ (40% Fe)
Ni	Eutético	6.00	2.80	640	NiAl ₃ (42% Ni)
Ce	Eutético	12.0	2.60	650	CeAl ₄ (57% Ce)
Mn	Eutético	1.90	0.91	658	MnAl ₆ (25% Mn)
Sc	Eutético	0.60	0.40	655	ScAl ₃ (36% Sc)
Ti	Peritético	0.12	0.08	661	TiAl ₃ (37% Ti)
Zr	Peritético	0.11	0.04	661	ZrAl ₃ (53% Zr)
Cr	Peritético	0.40	0.20	661	CrAl ₇ (22% Cr)

2.4 Metalurgia del aluminio

Un calentamiento en el aluminio superior a 660°C permite alcanzar el punto de solubilización en aleaciones comunes de este elemento, posteriormente cuando es llevado al enfriamiento, se establece una solución sólida donde los elementos incluidos en el aluminio pueden formar fases secundarias ocasionadas por la disminución de la temperatura encontrando así las líneas *solvus* del diagrama de fases como se ilustra en la Figura 2.6, pasando así por algunas regiones bifásicas, donde estas pueden saturar la fase y formar una nueva por una reacción de precipitación en estado sólido, tal como se esquematiza en la Figura 2.7 [11] [19].

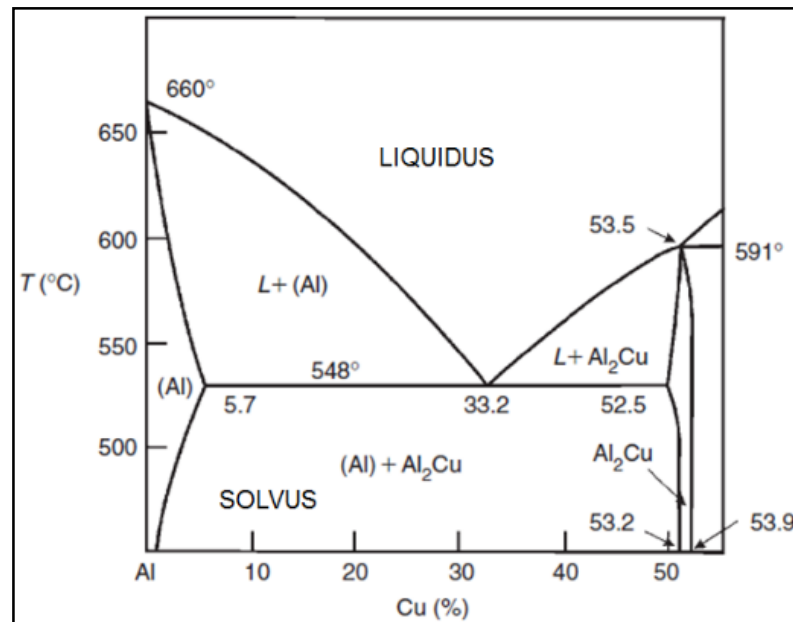


Figura 2.6 Diagrama de fases Al-Cu [11]

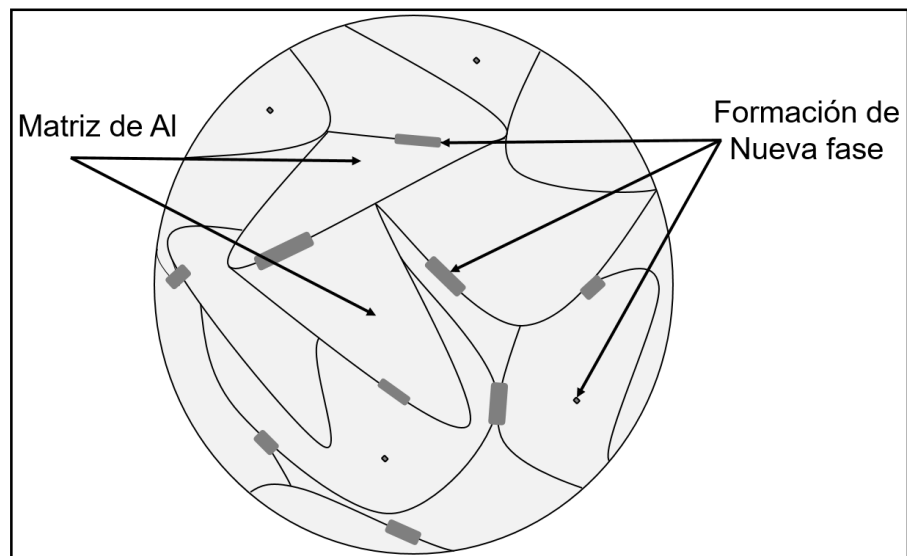


Figura 2.7 Esquema de la forma en que se da una nucleación de fase nueva por precipitación [19]

La nueva fase es generada por la disminución de la energía libre del sistema al cruzar los límites de fase, conteniendo la nueva fase proporciones de elementos distintas a la fase anterior y por consecuencia de estos tendrá un comportamiento mecánico propio, tal como se muestra en el diagrama de fases de la **Error! No se encuentra el origen de la referencia.** [19].

La formación de precipitados se establece a lo largo de una familia de planos llamados planos habituales específicos, estos son determinados a partir de la formación de la matriz, a través de esto es generado un acoplamiento entre estructuras de distintas especies al disminuir la energía interfacial, dando así coherencia a los vértices de la estructura formada [20].

Las aleaciones en solución sólida contienen regiones segregadas de soluto en forma de islas o grupos de éstas, produciendo deformación local y endurecimiento, estas zonas son llamadas Guiner Preston (llamadas zonas GP por sus siglas). Estas zonas deformadas son más resistentes que la recristalización y crecimiento de grano y son detectadas por técnicas de difracción de rayos x (DRX por sus siglas).

En una aleación de aluminio A6061, los átomos de silicio y magnesio se ordenan en la familia de planos de la matriz $\{100\}$, dicha estructura es conocida como $GP_{[2]}$ o como β'' , generando por etapas la formación de precipitados coherentes en el sistema (ver Tabla 2.5). El grado de endurecimiento resultante en esta etapa dependerá de la distribución que presenten las partículas en la matriz, es decir forma, dispersión, fracción volumen, tamaño promedio y el espaciamiento entre estas, posteriormente se forman placas de precipitados β' conocidas también como $GP_{[1]}$, los cuales son coherentes con la matriz y se forman en la familia de planos $\{100\}$ [19].

Tabla 2.5 Secuencia de precipitación [19]

Etapa	Precipitado	Estructura cristalina	Coherencia	Nucleación
1	<i>Zona GP</i>	<i>Misma que la matriz</i>	<i>Coherente</i>	<i>Uniforme</i>
2	<i>Intermedio</i>	<i>Distinta que la matriz</i>	<i>Coherente Parcial</i>	<i>Heterogenea</i>
3	<i>Equilibrio</i>	<i>Distinta que la matriz</i>	<i>No Coherente</i>	<i>Heterogenea</i>

Los precipitados son formados en función del tiempo y de la temperatura, estos crecen y por consiguiente la dureza en el material disminuye, teniendo dicho efecto por la pérdida de coherencia en la estructura formada, este tipo de fenómeno metalúrgico deberá ser tomado en cuenta para procesos de soldadura por arco, ya que los precipitados finos tienen una correlación con las propiedades mecánicas, por efectos de precipitación y endurecimiento por deformación [19] [21].

Los precipitados pueden incrementar significativamente el esfuerzo de cedencia, debido a que estos frenan el movimiento de las dislocaciones dentro de la matriz como se ilustra en la Figura 2.8, y en caso contrario, los precipitados son fracturados como se esquematiza en la Figura 2.9 [19].

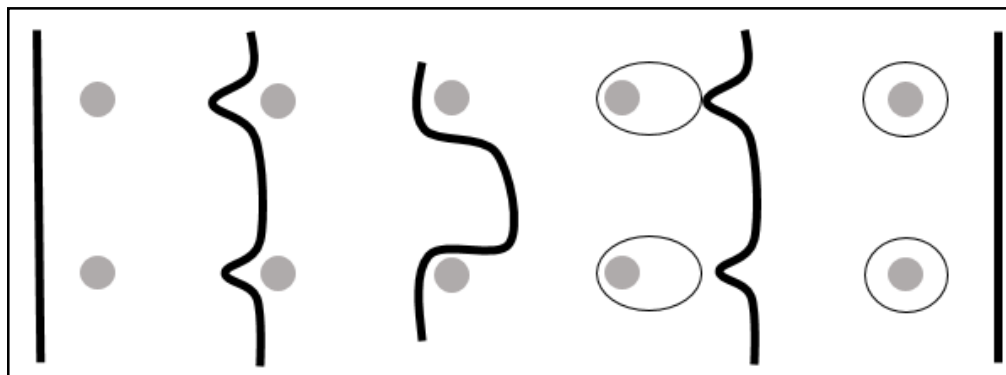


Figura 2.8 Interacción de una dislocación con una fila de partículas de precipitado [19]

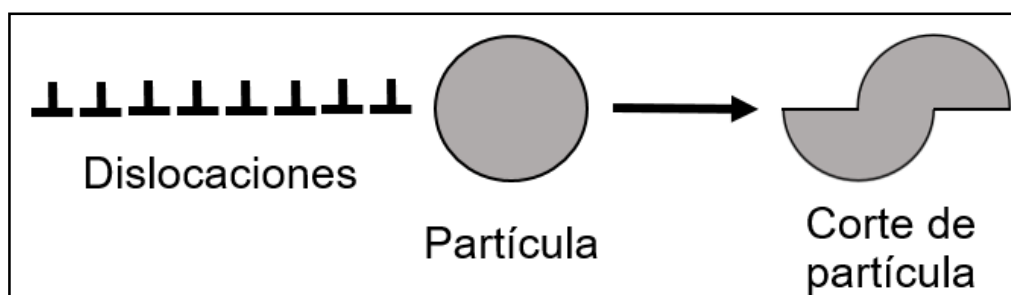


Figura 2.9 Corte de una partícula por el paso de dislocaciones [19]

Una dispersión fina es producida cuando las partículas nuclean sobre las dislocaciones en la matriz, las partículas finas actúan como barreras de las dislocaciones actuando como partículas coherentes a través del paso de las dislocaciones, siendo entonces el espaciado entre partículas (λ) un parámetro crítico, el cual es predecible a través de la ecuación de esfuerzo de corte, el cual es requerido para forzar el movimiento de una línea de dislocación (Ec. 2.1) [19].

$$\tau_o = \frac{Gb}{\lambda} \quad \text{Ec. 2.1}$$

Donde:

G : módulo de corte

b : vector de Burgers

λ : separación entre partículas

T_0 : esfuerzo de corte requerido

2.5 Soldadura por arco de metal y gas de protección (GMAW)

La soldadura por arco con protección de gas (GMAW, por sus siglas en inglés) es un proceso de soldadura por arco donde el electrodo es también el metal de relleno en forma de hilo continuo, dicho proceso incorpora protección a través de un flujo de gas suministrado externamente con el fin de inhibir de agentes contaminantes el charco de soldadura generado.

El proceso de soldadura GMAW fue desarrollado principalmente para uniones con aluminio, aunque posteriormente la gama de materiales con posibilidad de ser unidos mediante este proceso se incrementó, al generarse un desarrollo tecnológico mediante algunas variantes para el mismo proceso de soldadura basado en la generación de bajas densidades de corriente y corriente pulsada, así como la aplicación de gases reactivos (particularmente dióxido de carbono) y mezclas de gases, como se muestra en la Figura 2.10 [22].

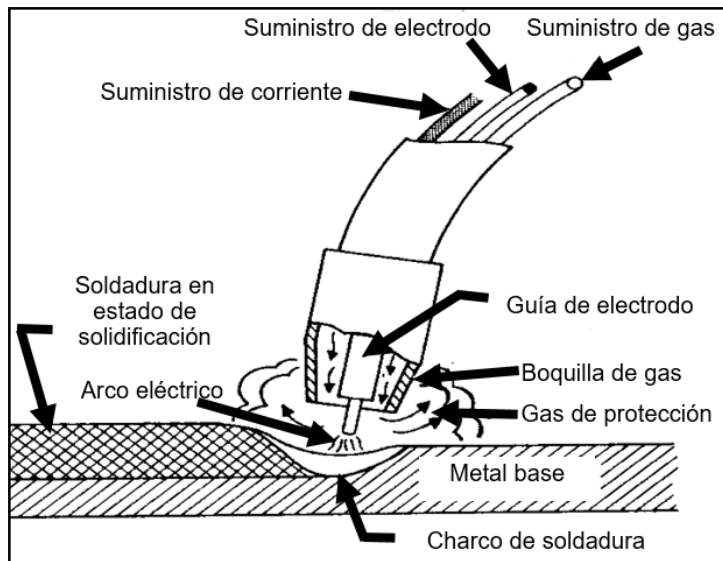


Figura 2.10 Descripción de los componentes durante el proceso GMAW

2.5.1 Proceso de soldadura de transferencia de metal en frío (CMT)

El proceso de soldadura de transferencia en frío (CMT por sus siglas en inglés), tiene como principal ventaja que genera una entrada de calor extremadamente baja y forma un arco estable, teniendo éste proceso el mismo principio operativo de los procesos de soldadura GMAW convencional, GMAW-CMT cuenta con la característica de unir materiales que no toleran una alta entrada de calor.

El proceso CMT genera un arco de soldadura a través de un electrodo en forma de hilo continuo, el cual se deposita sobre el charco de soldadura como aporte en la unión, y justo al generar en corto circuito, el electrodo responde a un pulso que lo aleja del arco permitiendo separar la gota de soldadura del electrodo, de tal manera que durante el proceso, el electrodo avanza hacia adelante y se

retrae nuevamente al momento de abrir el arco eléctrico, como se muestra en la Figura 2.11 [23].

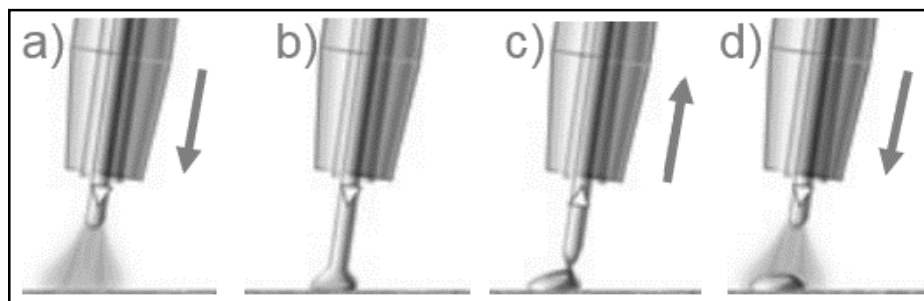


Figura 2.11 Esquema del proceso de soldadura CMT donde a) Apertura de arco y avance de alimentación del electrodo, b) Formación de gota de electrodo para ser depositada, c) Retracción de electrodo y separación de gota sobre el material base, d) Reinicio de ciclo CMT [23]

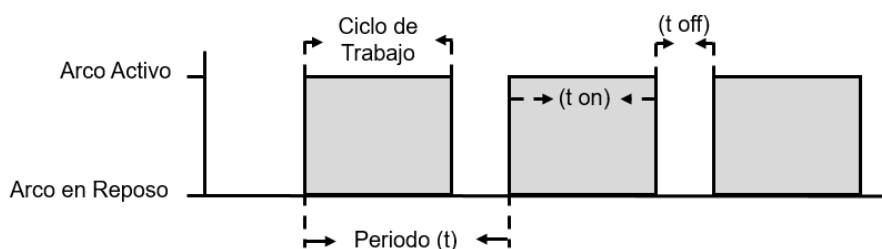
El arco producido por el proceso CMT introduce calor durante un período muy corto, el cortocircuito se controla y la corriente se mantiene baja, lo que resulta en una transferencia de material libre de salpicaduras manteniendo la longitud de arco estable.

El calor de entrada total en un cordón de soldadura es posible calcularlo mediante los valores de voltaje y amperaje establecidos en los parámetros del proceso, considerando que la velocidad de trayectoria y la eficiencia del proceso está también en función del aporte térmico suministrado, logrando aproximar dicho valor con la Ec. 2.2, tomando consideración de lo siguiente:

$$\text{Calor de entrada} = \int_0^{t_{on}} (\text{Volts}) (\text{Amper}) dt$$

$t = \text{Periodo (segundos)}$

$f (\text{Hz}) = (t)^{-1}$



$$\text{Calor de Entrada (J/mm)} = \frac{\left[\begin{array}{c} \text{Corriente Eléctrica} \\ \text{(Amper)} \end{array} \right] \left[\begin{array}{c} \text{Tensión Eléctrica} \\ \text{(Volts)} \end{array} \right] \left[\begin{array}{c} \text{Eficiencia} \\ \text{(Hz)} \end{array} \right]}{\left[\begin{array}{c} \text{Velocidad de trayectoria} \\ \text{(mm/min)} \end{array} \right]}$$

Ec. 2.2

La soldadura CMT permite uniones disímiles como pueden ser acero-aluminio o acero inoxidable-magnesio en espesores delgados hasta de 3mm, sosteniendo una baja entrada de calor, lo cual pudiera eliminar la necesidad de un diseño con respaldo tras el charco de soldadura [23] [24] [25] [26].

En el año 2015 Peng Wang y colaboradores, utilizan el proceso CMT con polaridad variable (VPCMT, por sus siglas en inglés) utilizando en este estudio, la aleación AZ31B y A6061 con ER4043 como metal de aporte, investigando los efectos de la proporción de ciclos CMT variando la polaridad del electrodo (EP y EN) encontrando que el ciclo EP CMT induce más del doble de potencia que el ciclo EN CMT, por lo tanto, cuantos más ciclos EN CMT, menor energía se irradia

sobre la unión y existe menor acumulación de calor a lo largo del cordón, teniendo entonces que la composición química del metal de soldadura provoca distintas fases en función de la relación EP/EN [27].

Minjung Kang en el año 2015 investigó el proceso CMT para uniones disimiles de aluminio y acero examinando cuatro tipos de metal de aporte diferentes (A4043, 4047, 5356, 5183), uniendo una aleación A5052 con láminas de acero aluminizadas por inmersión en caliente, donde establece que al utilizar aporte con Al y Si (Al 4043 y Al 4047), es posible evitar el agrietamiento por calentamiento al frenar el crecimiento de la capa trapezoidal Fe_2Al_5 en los materiales dichos materiales [28].

El trabajo presentado en el año 2016 por Maoai Chen y colaboradores, muestra cómo se reduce significativamente el aporte térmico al aplicar el proceso CMT en uniones de acero de bajo carbono, a partir de las cuatro etapas que constituyen el ciclo de este proceso (etapa de refuerzo, etapa de espera, etapa de estrechamiento y etapa de desprendimiento), enfocando principalmente la etapa de estrechamiento, donde el cortocircuito es elevado a niveles más altos (corriente de estrechamiento) para optimizar la fuerza de constricción electromagnética y generar la transferencia de metal, bajo la restricción operativa donde la corriente y el tiempo de estrechamiento son una constante no ajustable en el programa de soldadura de CTM [29].

El año 2017 S. Selvi y colaboradores, establecen como la entrada de calor en la ZAC se reduce significativamente por consecuencia de la retracción del electrodo durante la fase de cortocircuito, además de la eliminación de salpicaduras mejorando la estética en los cordones de soldadura [30].

Jie Pang y colaboradores, muestran a través de la experimentación que la profundidad de penetración de la soldadura disminuye a medida que aumenta el número de ciclos de pulsos en la apertura de arco aplicando el proceso CMT [31].

2.6 Uniones disímiles CMT de A6061-T6 y DP900

El proceso de soldadura por transferencia de metal en frío, es una variante del proceso GMAW, donde es incorporada una técnica para transferir el metal de aporte en forma de gotas con baja intensidad de calor, como es presentado el año 2008 por la Universidad Tecnológica de Pereira, en el que muestran al proceso CMT como una alternativa efectiva para realizar uniones con un bajo aporte térmico eliminando de esta forma distorsión, tensiones residuales y en algunos materiales es posible suprimir transformaciones de fase a través del control en el aporte térmico [32].

La disimilitud entre aleaciones de aluminio con aleaciones de acero han sido investigadas en trabajos como el presentado en el año 2014 por R. Cao donde se presenta la soldabilidad entre acero al boro y la aleación de aluminio A6061-T6, estableciendo esta unión realizando un recubrimiento de zinc sobre el acero antes de aplicar el proceso CMT y siendo dicho galvanizado el que se pretende fundir bajo el arco y no así para el acero al boro, teniendo una mejora en la humectación del metal de aporte A4043, produciendo en la experimentación soldaduras con una apariencia suave con resistencia baja [33].

De manera semejante son realizadas uniones entre aleaciones de aluminio y aleaciones de acero, estableciendo una cubierta de galvanizado previo al proceso CMT en trabajos como el de L. Shao en el año 2014, Honggang Dong el 2012, Junjie Ma el 2014, H. Zhang el 2009 [34] [35] [36] [37].

EL año 2012 R. Cao, establece la unión disímil de acero suave galvanizado con una aleación de aluminio A6061-T6 con 1.0mm de espesor respectivamente, utilizando como metal de aporte 4043, con argón de alta pureza como gas de protección, un rango de voltaje de soldadura de 12V, una velocidad de soldadura de 7mm/s y una velocidad de alimentación de 5m/min [38].

Respecto a la unión disímil de aluminio y acero DP, S. Madhavan el año 2016, presenta como establece mediante el proceso de CMT pulsado como realiza la unión de una aleación de aluminio A6061-T6 con un DP800 galvanizado de 2.0 y 1.6mm de espesor respectivamente, resultando buena resistencia y dureza de la junta con una corriente de soldadura reducida en comparación con el proceso GMAW convencional [39].

2.7 Resistencia de las uniones soldadas

La configuración de una unión por soldadura en componentes estructurales, determina los esfuerzos que ésta deberá soportar, para validar lo anterior, se realizan ensayos mecánicos con la finalidad de evidenciar la resistencia alcanzada en la misma. Los tipos de uniones por soldadura más comunes son simbolizados en la Figura 2.12.

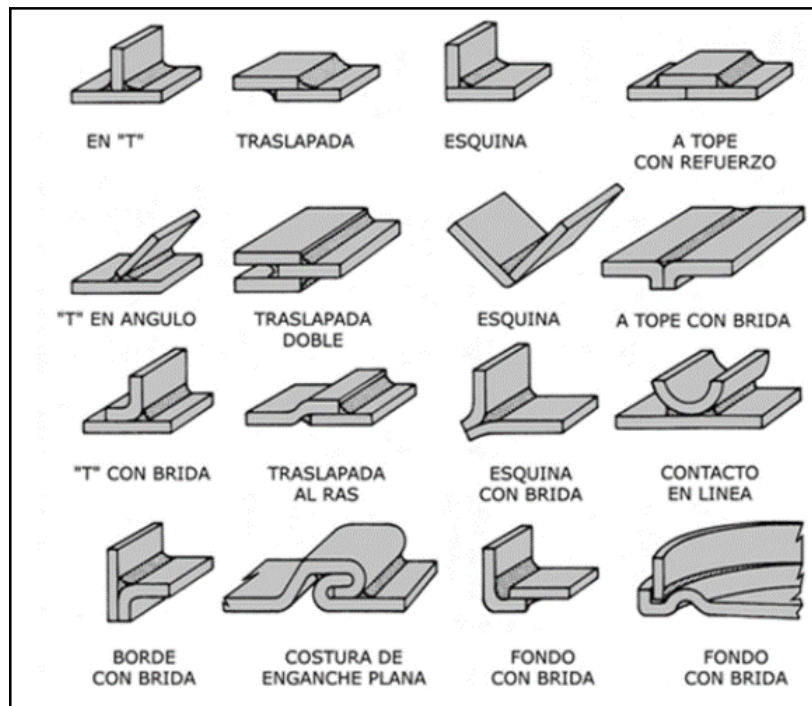


Figura 2.12 Simbología para identificar los diseños de unión más comunes [40]

El calor de entrada promueve cambios microestructurales en la zona colindante del metal base con la zona de unión, originando esfuerzos residuales a partir del sistema de sujeción y acumulándose a lo largo de la unión, teniendo la posibilidad de liberar dichos esfuerzos al aplicar un tratamiento térmico posterior al proceso de soldadura.

Una unión a traslape puede ser analizada de la misma forma que una soldadura de filete, como se muestra en la Figura 2.13. Estableciendo un diagrama de cuerpo libre de la forma que se presenta en la Figura 2.14, donde θ es el ángulo del filete, F_n es la fuerza normal, F_x es la fuerza cortante donde la fuerza resultante es determinada mediante la Ec. 2.3 y Ec. 2.4, con ayuda de la longitud de pierna (h) se permite calcular la longitud de garganta mediante la Ec.

2.5, por lo tanto, el cortante nominal (τ) y el esfuerzo axial (σ) se calcula como en la Ec. 2.6 y Ec. 2.7 respectivamente. De acuerdo a la teoría de Von Mises, el cortante máximo ocurre a $\theta = 67.5^\circ$ por lo tanto se obtiene calculando la Ec.2.8. [40]

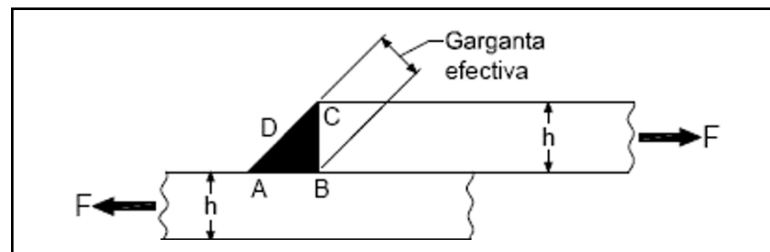


Figura 2.13 Esquema de unión de filete [40]

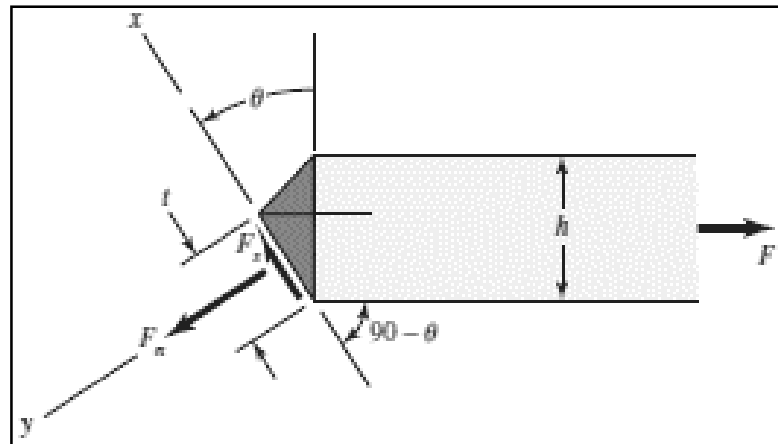


Figura 2.14 Diagrama de cuerpo libre en unión a trasape [40]

$$F_s = F \operatorname{sen}\theta \quad \text{Ec. 2.3 [40]}$$

$$F_n = F \operatorname{cos}\theta \quad \text{Ec. 2.4 [40]}$$

$$t = \frac{h}{\operatorname{cos}\theta + \operatorname{sen}\theta} \quad \text{Ec. 2.5 [40]}$$

$$\tau = \frac{F_s}{A} = \frac{F}{hl} (\operatorname{sen}\theta \operatorname{cos}\theta + \operatorname{sen}^2\theta) \quad \text{Ec. 2.6 [40]}$$

$$\sigma = \frac{F_n}{A} = \frac{F}{hl} (\operatorname{sen}\theta \operatorname{cos}\theta + \operatorname{cos}^2\theta) \quad \text{Ec. 2.7 [40]}$$

$$\tau_{\text{máx}} = 1.207 \frac{F}{hl} \quad \text{Ec. 2.8 [40]}$$

Donde:

$\tau_{\text{máx}}$: cortante máximo

F : fuerza aplicada

h : altura de pierna

l : longitud de cordón

La gráfica mostrada en la Figura 2.15, es donde Salakian muestra cómo es la estimación del cortante máximo respecto a la distribución de los esfuerzos a lo largo de la garganta del filete, donde el ancho de garganta está representado por la recta BD, representando el vértice del filete el punto B y existiendo esfuerzos

mayores en él, considerado como concentrador de esfuerzo, dado sobre éste actúa la carga axial, de forma contraria en el punto D el esfuerzo tiende a cero dado que el esfuerzo se transmite al punto D a través de BD . Teniendo que σ_1 representa la tensión y σ_2 la reacción por el esfuerzo transmitido [40].

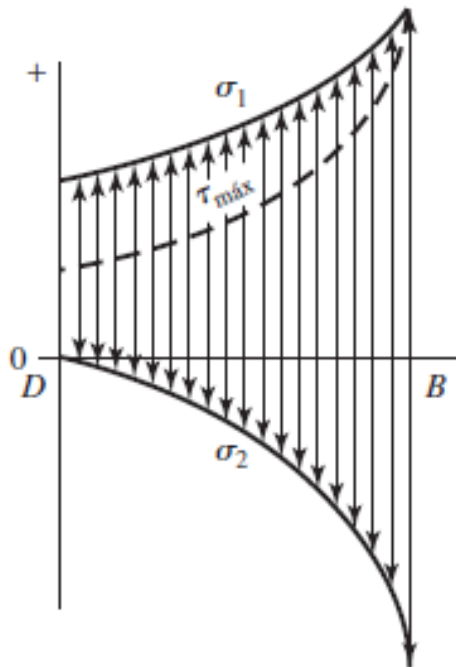


Figura 2.15 Gráfica para estimar el cortante máximo según Salakian [40]

El análisis de Norris consiste en la distribución de las tensiones en las caras AB y BC del filete, durante la carga axial en el eje vertical se observa un incremento cuando se acerca al punto B y esto se debe a la resistencia que opone el filete, el comportamiento es diferente en el eje horizontal y se debe a las componentes del punto B , se puede considerar que los esfuerzos negativos son por el vértice que concentra el esfuerzo, pero en el punto A por ser el punto más

alejado con menor refuerzo de filete se observa un incremento considerable que puede interpretarse como torsión y este punto es el que indica de donde se inicia un desprendimiento en el filete, como se muestra en la Figura 2.16 [40].

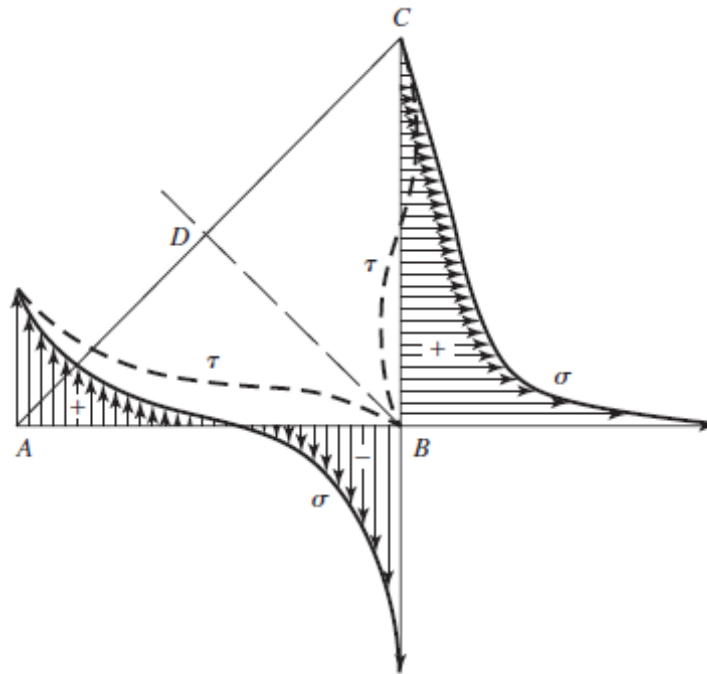


Figura 2.16 Gráfica propuesta por Norris donde muestra los esfuerzos tanto en el metal base como en el metal de aporte [40]

CAPÍTULO 3

METODOLOGÍA

La generación de soldaduras disímiles entre aluminio y acero son un gran reto desde la solubilidad que presentan el Fe en el Al hasta establecer el calor de entrada adecuado en dicho proceso, dado que estos materiales presentan puntos de fusión con diferencias significativas, sin embargo, el proceso CMT fue diseñado para realizar uniones con esta clase de retos.

3.1 Descripción de la metodología de desarrollo

Para llevar a cabo este proyecto fue necesario realizar una revisión del estado del arte para conocer los avances que existen en torno al tema y así establecer

las características mecánicas y microestructurales de los materiales base A6061-T6 y DP900 por individual, y con esto determinar el punto de inicio de la transformación de fases con respecto al calor de entrada.

Bajo la investigación del estado del arte, se establecen los rangos posibles de ajuste de parámetros de soldadura para realizar dichas uniones, así también, para establecer el electrodo aplicable para el proceso CTM.

Una vez obtenidas las uniones requeridas en este proyecto, se analizaron microestructuralmente para identificar las fases generadas, así como ensayos mecánicos de dureza y tensión, despreciando los esfuerzos de tracción y considerando únicamente los esfuerzos cortantes lo cual se establece a partir de la Ec. 28.

Posteriormente se organiza la información obtenida para realizar un análisis y de ésta manera establecer las conclusiones pertinentes para finalizar proyecto, tal como se muestra en la Figura 3.1.

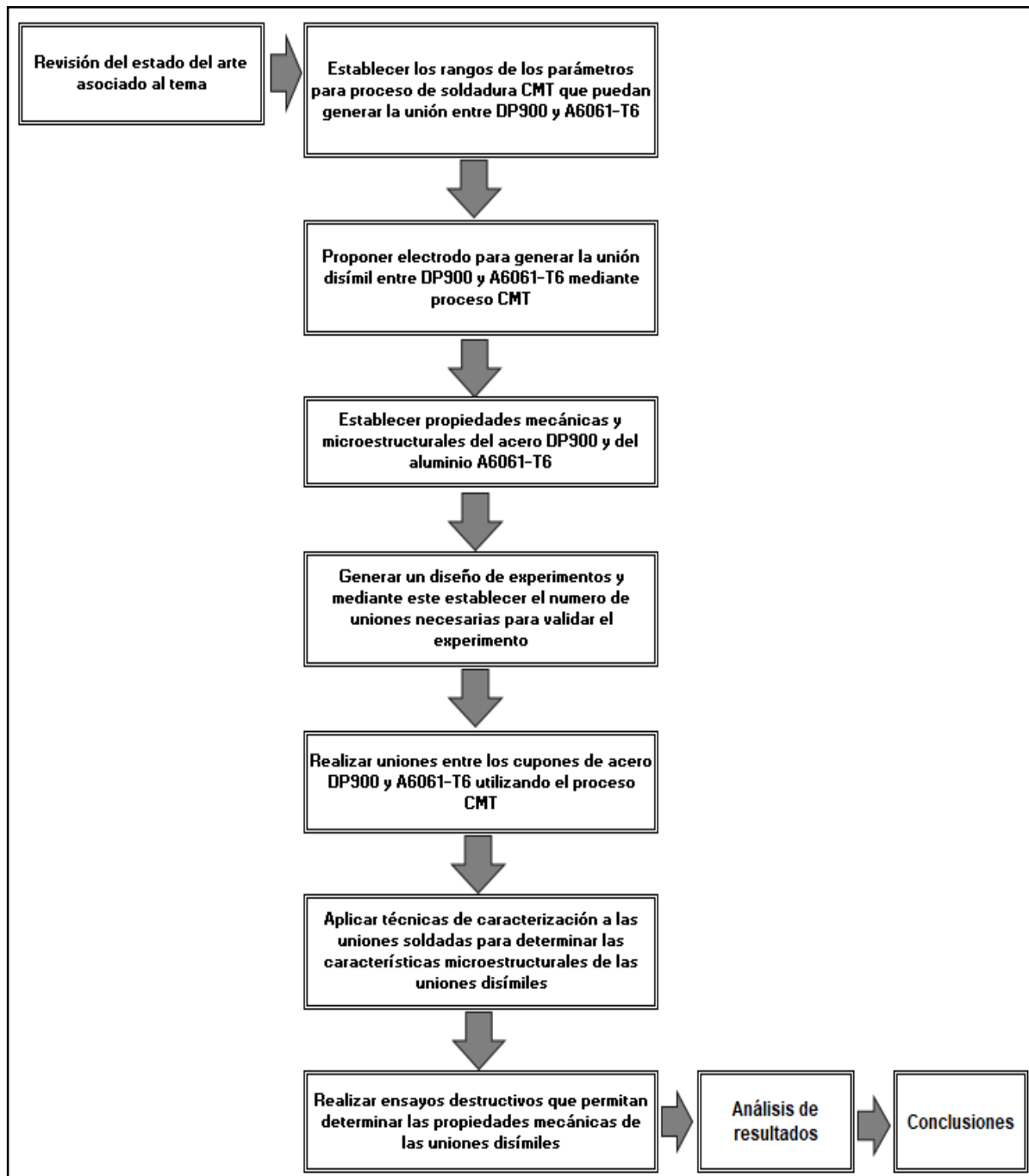


Figura 3.1 Esquema de la metodología a seguir para desarrollo de proyecto

CAPÍTULO 4

DESARROLLO EXPERIMENTAL

4.1 Metal Base

Para establecer el perfil microestructural de los metales utilizados para este proyecto, A6061-T6 y acero DP900, ha sido necesario realizar la preparación mediante el proceso de desbaste convencional además de un pulido con pasta de diamante de 1 μm , para lograr revelar la microestructura.

4.1.1 Metal base acero DP

Se realizó un análisis de composición química del acero DP900 para generar referencia de inicio en este documento, obteniendo resultados como se muestra en la Tabla 4.1.

Tabla 4.1 Composición química de acero DP900 (% e.p.)

Acero	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti
DP-900	0.110	1.44	0.018	0.060	0.06	0.010	0.008	0.015	0.002

El acero DP 900 se atacó químicamente en la superficie con un reactivo denominado “klemms” con la finalidad de revelar la ferrita y martensita, como se muestra en la Tabla 4.2 y en la Figura 4.1. [41]

Tabla 4.2 Tabla para generar reactivo klemms [41]

Cantidad	Compuesto	Tiempo de ataque	Indicación	Ferrita	Martensita	Austenita
50 ml.	Solución saturada de <i>Thiosulfato de Sodio</i>	de 60 a 90 seg.	<i>Hazta que la superficie cambie a color violeta</i>	Azul	Café	Blanca
1 gr.	<i>Metabisulfito de Potasio</i>					

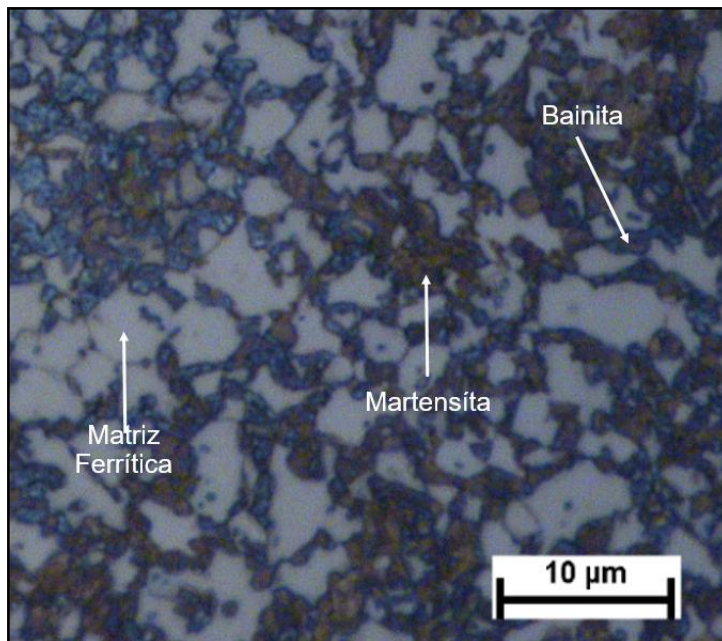


Figura 4.1 Micrografía de acero DP900 atacado con Klemms donde se muestra una matriz ferrítica en color gris, martensita en color café y algunas áreas de bainita en color azul

Se realizó ensayo de tensión a una probeta de acero DP 900, obteniendo los resultados de la Tabla 4.3.

Tabla 4.3 Resultados de ensayo de tensión realizado al acero DP 900

Espesor (mm)	Ancho (mm)	Longitud (mm)		Area (mm ²)	Carga Máx. (Kgf)	Carga Fluencia (Kgf)	Esfuerzo (MPa)		Alargamiento %
		Inicial	Final				Max	Fluencia	
1.19	12.89	50.80	56.69	15.34	1.69	967	1080	618	10.55

Mediante un análisis de calorimetría diferencial de barrido se logran definir las transformaciones en el acero DP900 con relación a la temperatura en las que

ocurren, obteniendo que al rebasar los 700°C se presenta un cambio en el flujo de la energía, dado que a dicha temperatura inicia la transformación la ferrita y perlita reacciona para dar origen a la cementita como lo marca la reacción eutectoide. Donde a 700°C es el inicio de la transformación y 876.35°C el final de la misma, presentando un cambio en el flujo de energía entre 871.09 y 876.35°C dado que a esta temperatura se transforma los remanentes de martensita, cementita y ferrita a ferrita proeutectoide y austenita, para finalmente transformar a austenita, tal como se muestra en la Figura 4.2.

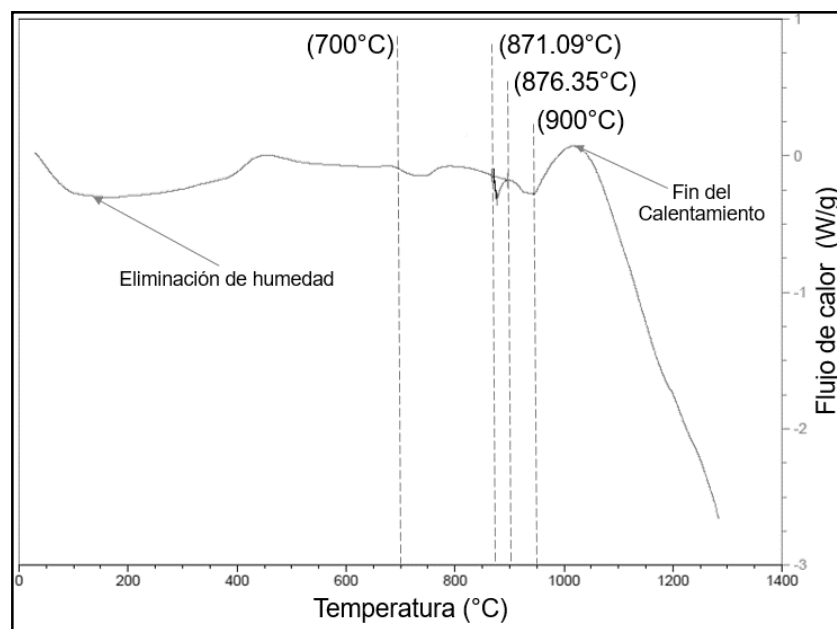


Figura 4.2 Gráfica de rampa de calorimetría diferencial de barrido en DP900

4.1.2 Material base aluminio A6061-T6

El aluminio A6061-T6 fue preparado metalográficamente y después atacado químicamente con reactivo denominado “Keller’s” para revelar el límite de grano,

revelando un tamaño de grano ASTM 7, el cual fue cuantificado a través del software *Image-Pro Plus*, aplicando 10 campos para establecer un valor promedio, como se muestra en la Figura 4.3.

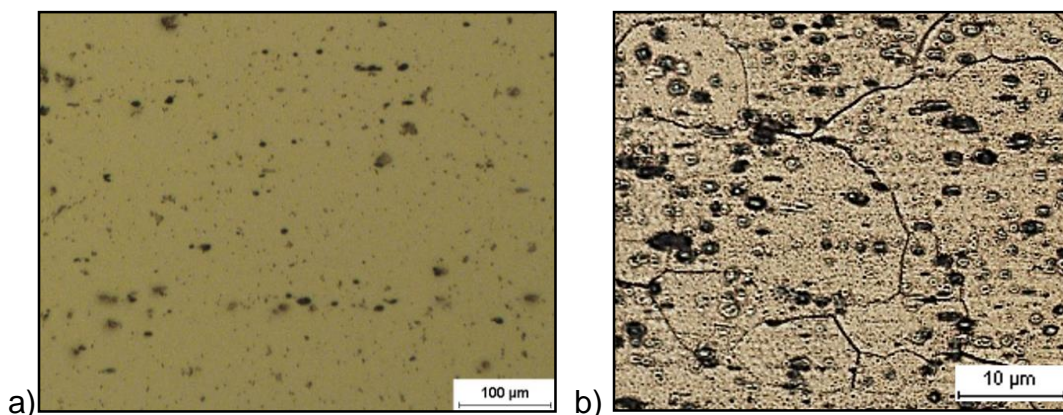


Figura 4.3 a) Micrografía de A6061-T6 sin ataque químico en la superficie
b) Micrografía de A6061-T6 atacado en la superficie con Keller's, para revelar límite de grano

De igual manera se obtuvo la composición química del metal base A6061-T6, tal como se muestra en la Tabla 4.4.

Tabla 4.4 Composición química de aluminio A6061-T6 (% e.p.)

Sr	Mg	Zn	Cu	Ni	Fe	Mn	Cr	Ti	Si	Al
<0.0001	0.93	0.05	0.24	0.01	0.50	0.15	0.14	0.09	0.59	97.3

Se realizó ensayo de tensión a una probeta de A6061-T6, obteniendo los resultados de la Tabla 4.5 y de la Figura 4.4.

Tabla 4.5 Resultados de esfuerzo máximo en A6061-T6

Muestra	Espesor (mm)	Ancho (mm)	Carga Máx. (N)	Esfuerzo Máx. (MPa)	Deformación (%)	Módulo (MPa)
1	6.57	6.47	13790.93	324.4	19.77	36395.97
2	6.52	6.55	13872.13	324.8	24.23	78852.03
3	6.55	6.51	13831.53	324.6	16.66	57624.00

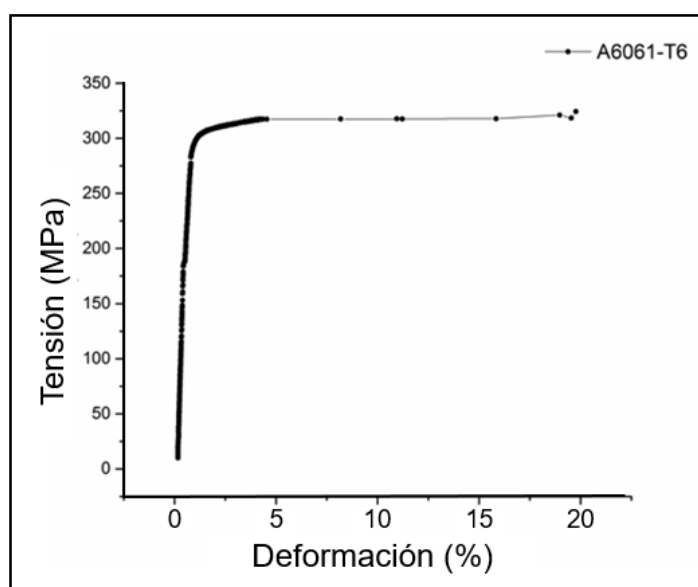


Figura 4.4 Gráfica Esfuerzo-Deformación de A6061-T6

Al realizar un análisis de calorimetría diferencial de barrido se logra conocer la temperatura de fusión y de cambio de fase ocurridos en una muestra de aleación de aluminio 6061-T6, y de esta manera se obtiene que esta aleación tiene un inicio de fusión a 638.24°C, alcanzando una fusión completa a los 684.20°C, para llegar a punto de fusión completa a los 776.20°C, como se muestra en la Figura 4.5.

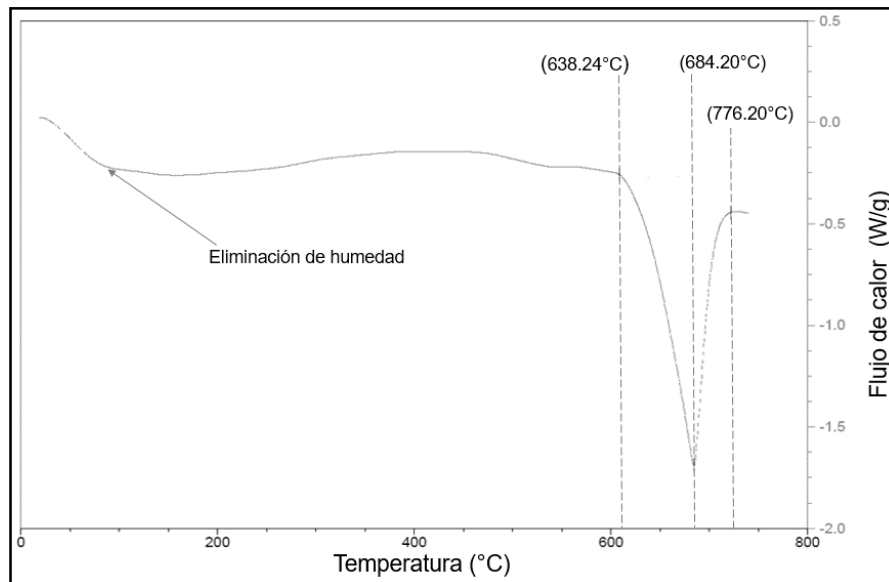


Figura 4.5 Gráfica de rampa de calorimetría diferencial de barrido en aluminio 6061-T6

4.1.3 Cincado de acero DP900

Se realiza un cincado por electrodeposición sobre la superficie de los cupones de acero DP900, con la finalidad de establecer el Zn como elemento de adherencia con el A6061-T6, por la baja solubilidad del hierro en el aluminio, obteniendo un espesor de $17\mu\text{m}$ sobre la superficie de cada una de las caras, como se muestra en la Figura 4.6.

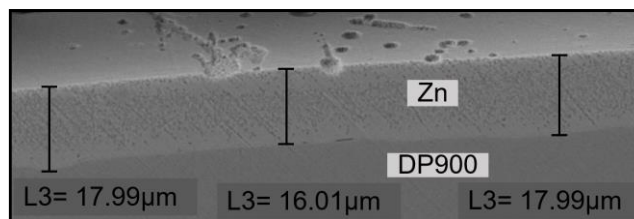


Figura 4.6 Espesor de cincado sobre acero DP900, medido a través de MEB

4.2 Proceso de soldadura CMT

Para realizar la unión disímil entre los cupones de acero DP900 y A6061-T6 mediante proceso de soldadura CMT, se fabrica un dispositivo para que la posición entre cada par de cupones sea igual entre cada una de las pruebas durante la experimentación.

4.2.1 Sujetador de cupones

El sujetador de cupones es fabricado en placa de acero AISI1018 con 25mm de espesor con 300mm de largo y 300mm de ancho, el diseño del sujetador es establecido a partir de la diferencia de espesores que se tiene en los materiales utilizados, dado que, la placa de la aleación de aluminio A6061-T6 y la lámina de acero DP900 tienen 7mm y 1.3mm de espesor respectivamente, además de establecer un patrón de ajustadores para centrar los cupones sobre el herramental, como se muestra en la Figura 4.7.

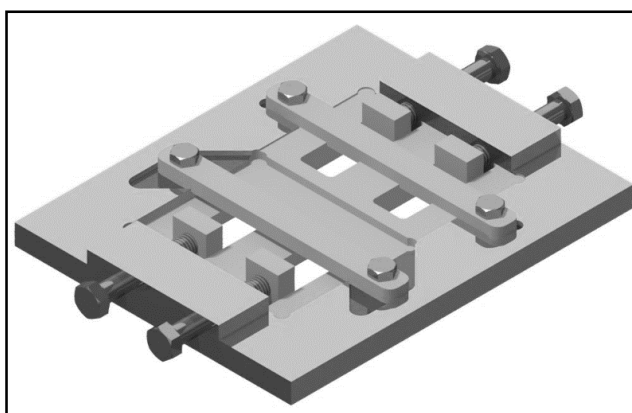


Figura 4.7 Esquema del diseño del sujetador de cupones de A6061-T6 y DP900

4.2.2 Configuración de la unión disímil A6061-T6/acero DP900

La configuración de la unión se basa en algunas de las recomendaciones mencionadas dentro del código AWS D1.2, establecido de esta forma por la aplicación de placas de aleación de aluminio A6061-T6. El cupón de aluminio se colocó en la parte superior del cupón de acero en una configuración de traslape con un cruce de los materiales de 10mm entre sí. El ángulo entre la antorcha de soldadura y la normal del cupón fue de 45° en forma perpendicular a la trayectoria de la unión aplicando la posición de soldadura 1G, como se muestra en la Figura 4.8.

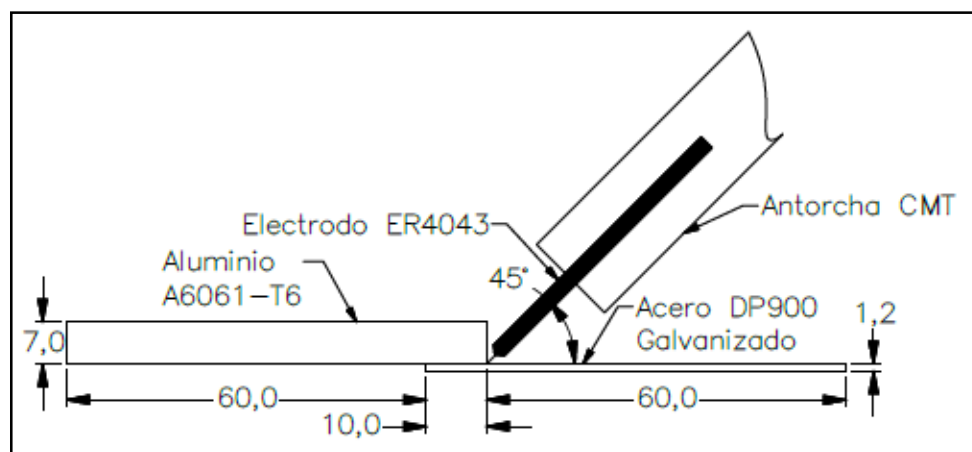


Figura 4.8 Configuración de unión disímil A6061-T6/DP900 galvanizado con proceso CMT

4.2.3 Parámetros en proceso CMT

En la aplicación del proceso CMT en la unión de cupones de A6061-T6 y de acero DP900, fue utilizado un electrodo en forma de hilo continuo ER4043 con 2mm de diámetro, siendo esto lo recomendado para uniones por arco eléctrico

sobre aleaciones de aluminio de la serie 6000 por el código para soldaduras AWS D1.2 [10].

Se utilizó un equipo de soldadura CMT Fronius modelo TPS5000 para realizar las uniones descritas en este documento. Los parámetros del proceso se basaron en un modelo de superficie de respuesta estableciendo como valores de entrada o parámetros la velocidad de alimentación del electrodo y la velocidad de trayectoria del robot durante la soldadura.

Teniendo así, que la velocidad de alimentación del electrodo es un parámetro que mediante un algoritmo regula voltaje y amperaje a manera de que sea posible mantener el valor de velocidad de alimentación indicado. Por otra parte, se tiene la velocidad en la que se recorrerá la trayectoria de soldadura y esta es controlada mediante un brazo robótico, teniendo de esta forma la posibilidad de realizar las pruebas de forma idéntica entre cada una de estas.

Para establecer las combinaciones entre de parámetros se consideró un modelo lineal con superficie de respuesta, en el cual se establece como valores de entrada la velocidad de soldeo y la velocidad de alimentación del electrodo, estando directamente relacionados con la cantidad de corriente y tensión eléctrica requerida, teniendo entonces una correlación de dichos parámetros en términos de voltaje y amperaje, para así obtener como respuesta del modelo la resistencia a la tensión en dichas uniones, tal como es mostrado en la Figura 4.9.

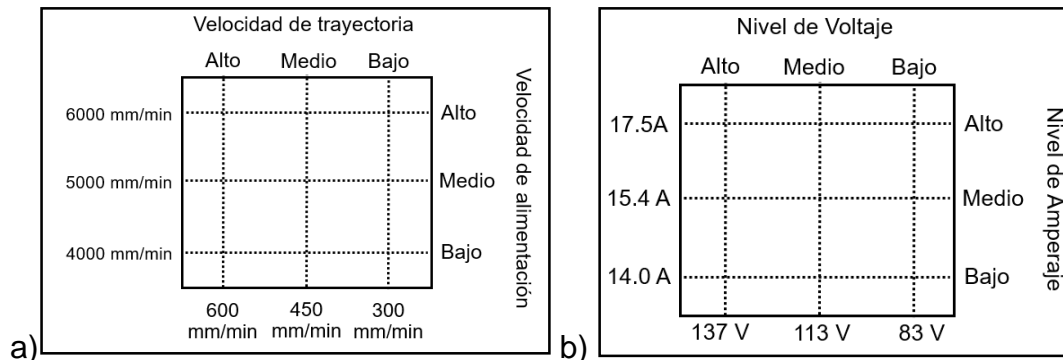


Figura 4. 9 a) Relación de parámetros establecidos para la experimentación y b) Relación de voltaje y amperaje utilizados para la experimentación

De los parámetros de soldadura utilizados para cada cupón, se realizó el cálculo de calor de entrada en el material y a través del diseño de experimentos se estableció el número de corridas necesarias para validar los parámetros establecidos para éste experimento, obteniendo así la relación que se muestra en la Tabla 4. 6.

Tabla 4. 6 Relación de parámetros utilizados con el cálculo de calor de entrada que estos presentaron

Muestra	Velocidad de Trayectoria	Velocidad de Alimentación	Corriente Eléctrica	Tensión Eléctrica	Calor de Entrada
(T)	(mm/min)	(mm/min)	(Amp)	(Volt)	(J/mm)
T-1	662	5000	113.0	16.40	103.83
T-2	600	4000	83.0	14.00	74.27
T-3	450	5000	113.0	15.90	150.52
T-4	450	5000	113.0	15.70	142.83
T-5	450	5000	113.0	15.60	141.48
T-6	450	6000	136.0	17.50	191.49
T-7	450	5000	113.0	16.50	153.23
T-8	300	6000	137.0	18.90	299.79
T-9	238	5000	113.0	15.40	280.47
T-10	450	5000	113.0	15.60	140.12
T-11	600	6000	137.0	17.40	143.73
T-12	450	6400	145.0	16.70	199.25
T-13	450	3600	72.0	14.60	86.45

4.3 Ensayo de resistencia mecánica

La fuerza de la unión se evaluó mediante la máxima carga aplicada antes de la rotura siendo las probetas de tensión fabricadas de tamaño sub-zise conforme AWS D1.2 como se muestra en la Figura 4.10.

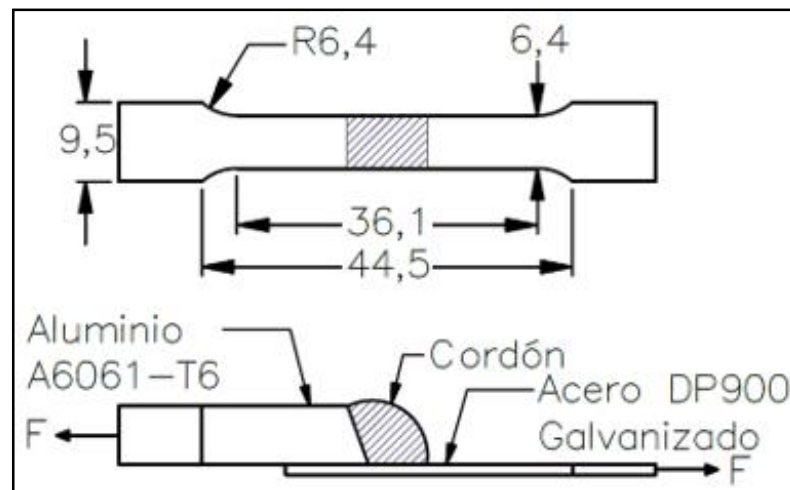


Figura 4.10 Plano de probetas de tensión acotado en milímetros, utilizado para el análisis de muestras (AWS D1.2/D1.2M:2003)

CAPÍTULO 5

ANÁLISIS DE RESULTADOS

Al realizar el análisis microestructural y mecánico de las uniones disímiles entre aluminio A6061-T6 con acero DP900 galvanizado con espesores de 7.0 y 1.4 mm respectivamente, mediante el proceso de soldadura CMT se obtuvieron los resultados que se presentan a continuación.

5.1 Características de la unión disímil

Es posible apreciar que el proceso CMT presentó una variabilidad significativa ante la relación de parámetros de control y la entrada de calor generada, siendo esto un indicador de que el modelo lineal utilizado no será posible describir de

forma precisa lo que ocurre en el proceso de soldadura CMT, pero si será posible identificar el rango en los parámetros donde la unión presenta la máxima resistencia a la tensión, siendo esto último lo que busca obtener este trabajo mediante dicho análisis, estableciendo para dicho diseño la nomenclatura T- y el número de muestra para cada cupón realizado, tal como se muestra en la Tabla 5. 1.

Tabla 5. 1 Relación de parámetros con el calor de entrada irradiado en el material durante el proceso de soldadura CMT

Muestra	Velocidad de Trayectoria	Velocidad de Alimentación	Corriente Eléctrica	Tensión Eléctrica	Calor de Entrada	Resistencia a la tensión
(T)	(mm/min)	(mm/min)	(Amp)	(Volt)	(J/mm)	(MPa)
T-1	662	5000	113.0	16.40	103.83	120.22
T-2	600	4000	83.0	14.00	74.27	129.24
T-3	450	5000	113.0	15.90	150.52	296.60
T-4	450	5000	113.0	15.70	142.83	306.36
T-5	450	5000	113.0	15.60	141.48	318.97
T-6	450	6000	136.0	17.50	191.49	309.13
T-7	450	5000	113.0	16.50	153.23	330.15
T-8	300	6000	137.0	18.90	299.79	39.00
T-9	238	5000	113.0	15.40	280.47	0.00
T-10	450	5000	113.0	15.60	140.12	360.45
T-11	600	6000	137.0	17.40	143.73	347.97
T-12	450	6400	145.0	16.70	199.25	0.00
T-13	450	3600	72.0	14.60	86.45	0.00

Mediante dicho diseño de experimentos, se obtuvieron trece combinaciones entre los parámetros de control del proceso CMT, presentándose defectos de porosidad y socavado en las muestras T-2, T-8, T-9, T-12 y T-13, mientras que en las muestras T-9, T-12 y T-13 no fue lograda la unión entre los materiales disímiles, por otro lado, se obtuvieron uniones libres de defectos en el cordón sobre las muestras T-7, T-10 y T-11, tal como es descrito en la Tabla 5. 2.

Tabla 5. 2 Relación cualitativa de muestras soldadas mediante proceso CMT

Muestra (T)	Velocidad de Trayectoria (mm/min)	Velocidad de Alimentación (mm/min)	Corriente (Amp)	Tensión (Volt)	Calor de Entrada (J/mm)	Resistencia a la tensión (MPa)
T-1	662	5000	113.0	16.40	103.83	120.22
T-2	600	4000	83.0	14.00	74.27	129.24
T-3	450	5000	113.0	15.90	150.52	296.60
T-4	450	5000	113.0	15.70	142.83	306.36
T-5	450	5000	113.0	15.60	141.48	318.97
T-6	450	6000	136.0	17.50	191.49	309.13
T-7	450	5000	113.0	16.50	153.23	330.15
T-8	300	6000	137.0	18.90	299.79	39.00
T-9	238	5000	113.0	15.40	280.47	0.00
T-10	450	5000	113.0	15.60	140.12	360.45
T-11	600	6000	137.0	17.40	143.73	347.97
T-12	450	6400	145.0	16.70	199.25	0.00
T-13	450	3600	72.0	14.60	86.45	0.00

Baja resistencia a la tensión
Resistencia a la Tensión cercana a 324.6 MPa
Resistencia a la tensión mayor a 324.6 Mpa

El defecto de porosidad se presentó en dichas uniones y éste se genera a partir de vapores desprendidos del Zn, lo cual fue consecuencia de una alta entrada de calor, teniendo presencia éste defecto en las muestras T-8 y T-9 donde se alcanza un calor de entrada de 299.79 y 280.47J/mm respectivamente, como se muestra en la Figura 5.1.

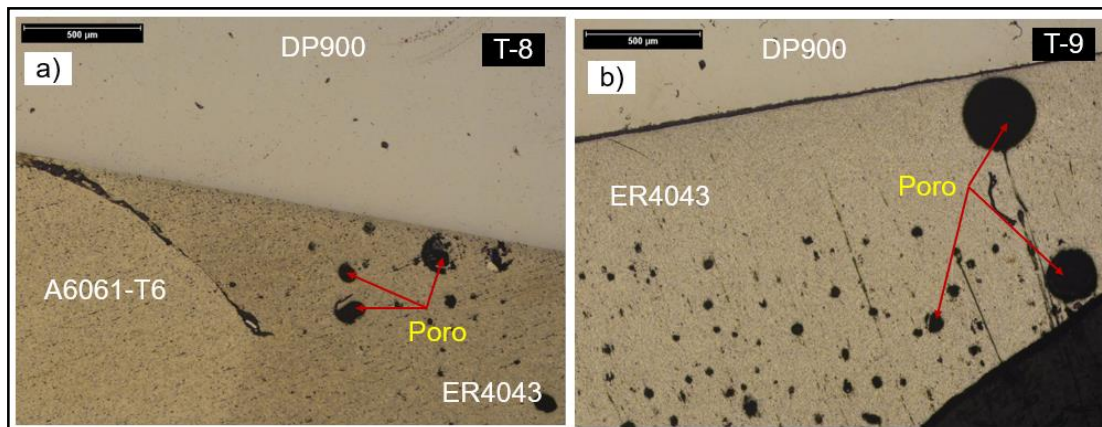


Figura 5.1 Imagen donde se señala el defecto de porosidad en las muestras T-8 y T-9

El defecto de falta de deposición de metal de aporte se presentó en las muestras T-1, T-2, T-12 y T-13, lo cual se puede denotar en los resultados de tensión, dado que estas presentan resistencia a la tensión baja respecto al resto de las muestras, así como se muestra en la Figura 5.2.

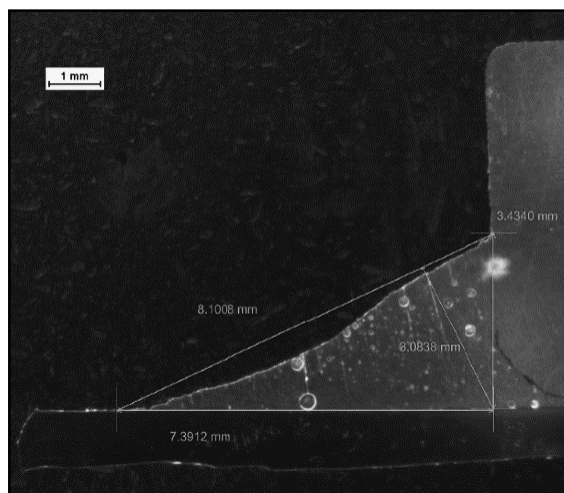


Figura 5.2 Imagen de defecto de falta de deposición de metal de aporte

Encontrando en la zona de unión, que el Zn del galvanizado difundió sobre el metal de aporte (ER4043) formando una matriz de Al con Zn, Si y Mg, mientras que en la interfase de galvanizado y el acero se crean múltiples brazos dendríticos ricos en Fe, como se muestran en la Figura 5.3, frenando el paso de átomos de Fe desde el acero hacia el aluminio de la misma forma en que lo explican R. Cao y L Shao en uniones semejantes [33] [34].

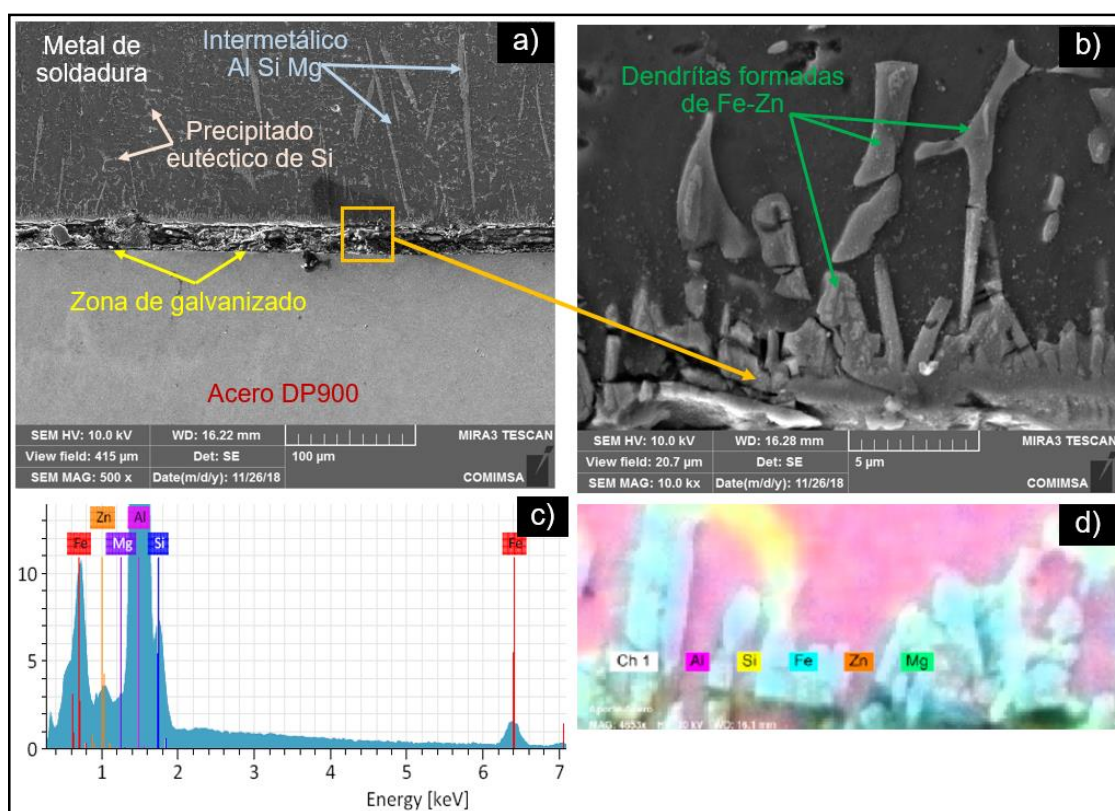


Figura 5.3 Imagen de análisis MEB donde se muestra la interfase entre DP900 galvanizado y metal de soldadura, donde: a) imagen de interfase de unión donde se muestran intermetállicos de Al Si Mg y precipitados de eutécticos de Si, b) Imagen de formación de dendritas ricas en Fe, c) Espectrograma de elementos presentes en la zona de unión, d) Mapeo de elementos en interfase de DP900 galvanizado y metal de soldadura

Analizando la zona de unión mediante microscopía óptica, se logra apreciar el alargamiento de grano sobre el metal base A6061-T6 en la interfase con el metal de aporte (ER4043), siendo esto atribuido al aporte térmico del proceso de soldadura, como se muestra en la Figura 5.4, mientras que el acero DP900 después de aplicar el proceso de soldadura, se puede apreciar que las fases de ferrita y martensita no muestran transformación, pero es posible apreciar una ligera segregación entre dichas fases sobre la ZAC, por efecto del calor transmitido por el proceso de soldadura, como se muestra en la Figura 5.5.

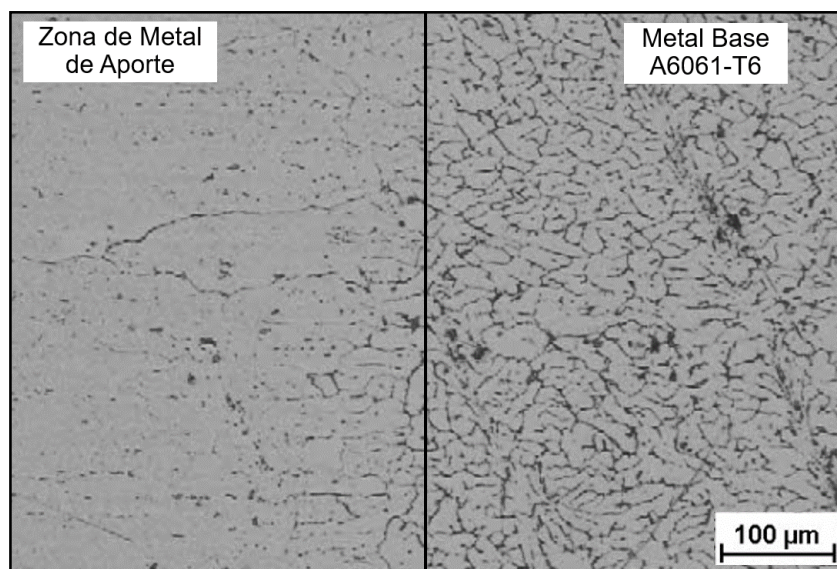


Figura 5.4 Crecimiento de grano en metal base A6061-T6 por entrada de calor durante el proceso de soldadura CMT

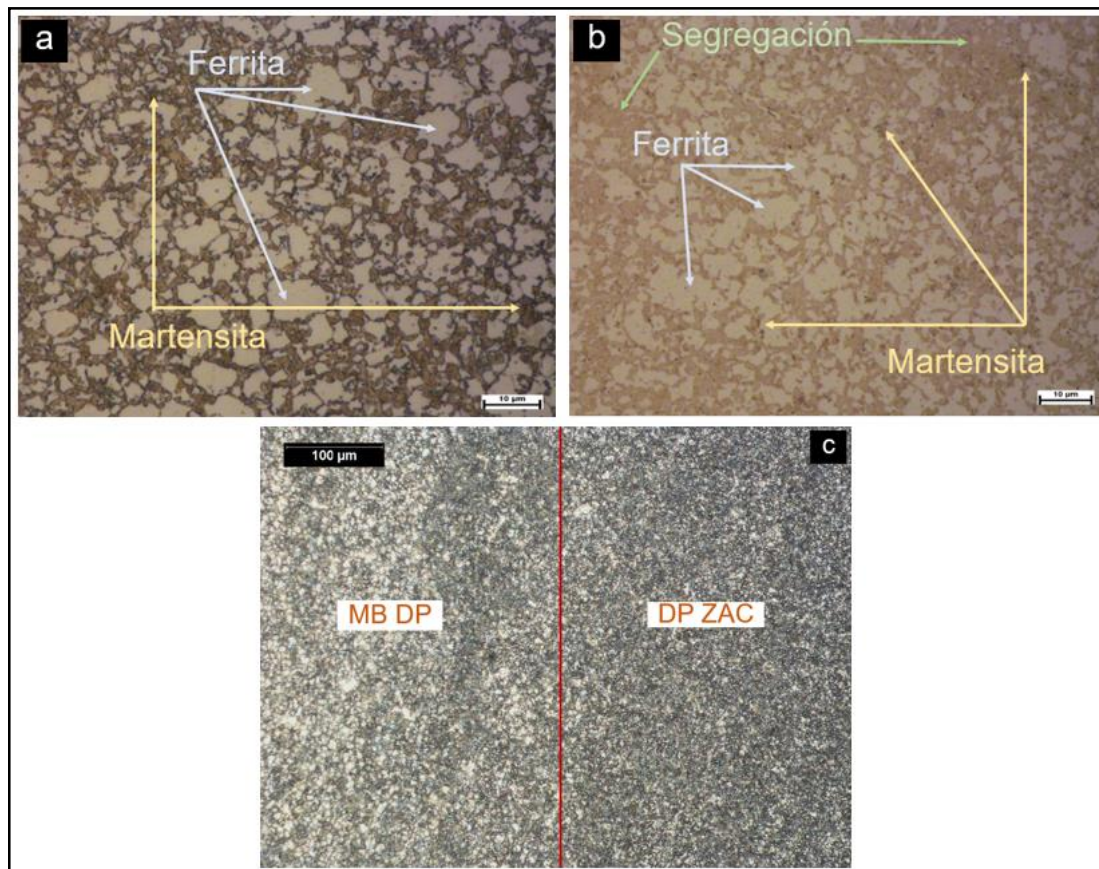


Figura 5.5 Microestructura de acero DP900 a) antes del proceso de soldadura, b) ZAC de acero DP900 después del proceso de soldadura y c) Interfase de MB y ZAC de acero DP900 después del proceso CMT

Por medio de electrones retro-dispersados en combinación con secundarios, es mostrada la formación de las fases $\beta(\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si})$ y $\beta'(\text{Mg}_2\text{Si})$ en la zona de fusión, siendo predominante la fracción de la fase β' por secuencia de formación de los precipitados GP, inicialmente se forma la fase $\beta'(\text{Mg}_2\text{Si})$ de estructura cristalina hexagonal semi-coherente generando una dureza parcial formando una matriz predominante dentro de la zona de unión posteriormente, se forma la fase $\beta(\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si})$ con estructura cristalina cúbica incoherente de baja dureza, lo cual

se atribuye a las condiciones de temperatura controladas durante el proceso de soldadura CMT, tal como se muestra en la Figura 5.6 y Figura 5.7.

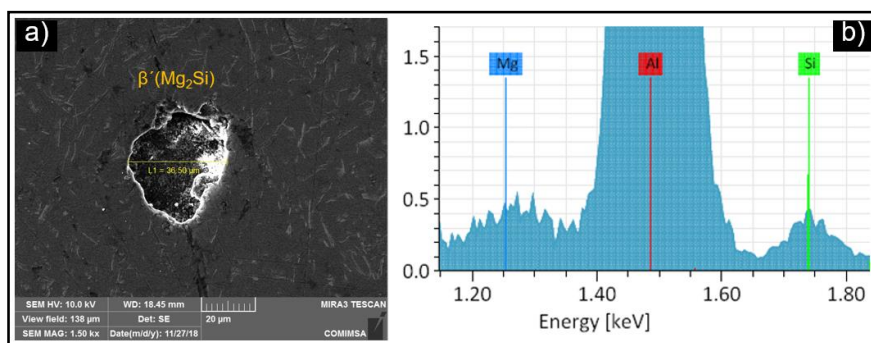


Figura 5.6 a) Imagen de precipitado $\beta'(Mg_2Si)$ por análisis de electrones secundarios, b) Espectro EDS en la zona de precipitado $\beta'(Mg_2Si)$

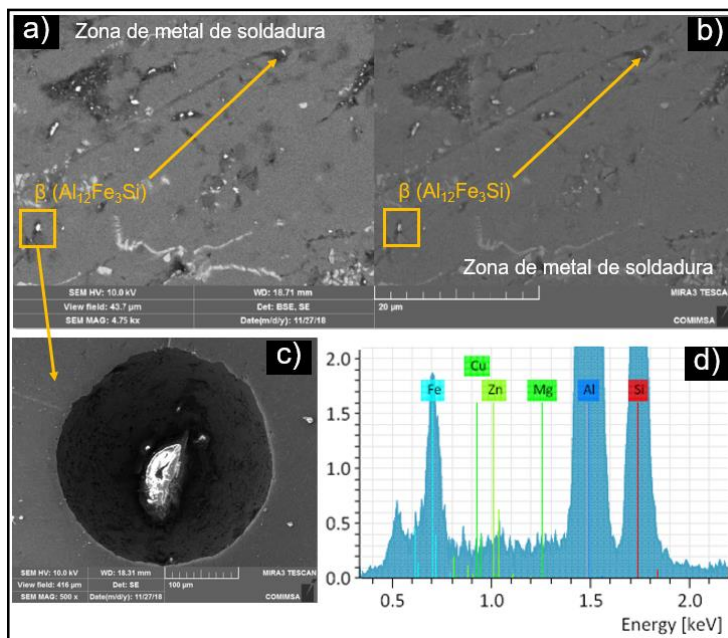


Figura 5.7 Imagen de presencia de precipitado $\beta'(Al_{12}Fe_3Si)$, a) Mediante análisis de electrones secundarios retro dispersados, b) Mediante análisis de electrones secundarios, c) Imagen de morfología de precipitado $\beta'(Al_{12}Fe_3Si)$ d) Espectro EDS en la zona de metal de soldadura

Analizando la presencia de las fases $\beta(\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si})$ y $\beta'(\text{Mg}_2\text{Si})$ con respecto a la relación de parámetros utilizados para cada muestra, se realizó un mapeo mediante MEB para cuantificar dichas fases en las muestras T-7, T-10 y T-11, dado que éstas son las uniones que presentaron una mayor resistencia a la tensión, encontrando en T-7 con 13% de la fase $\beta(\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si})$ y 153.23 J/mm como calor de entrada, en T-10 se cuantifica 4% de fase β con 140.12 J/mm como calor de entrada y en T-11 se obtiene 9% de fase β con 143.73 J/mm como calor de entrada, tal como se muestra en la Figura 5. 8.

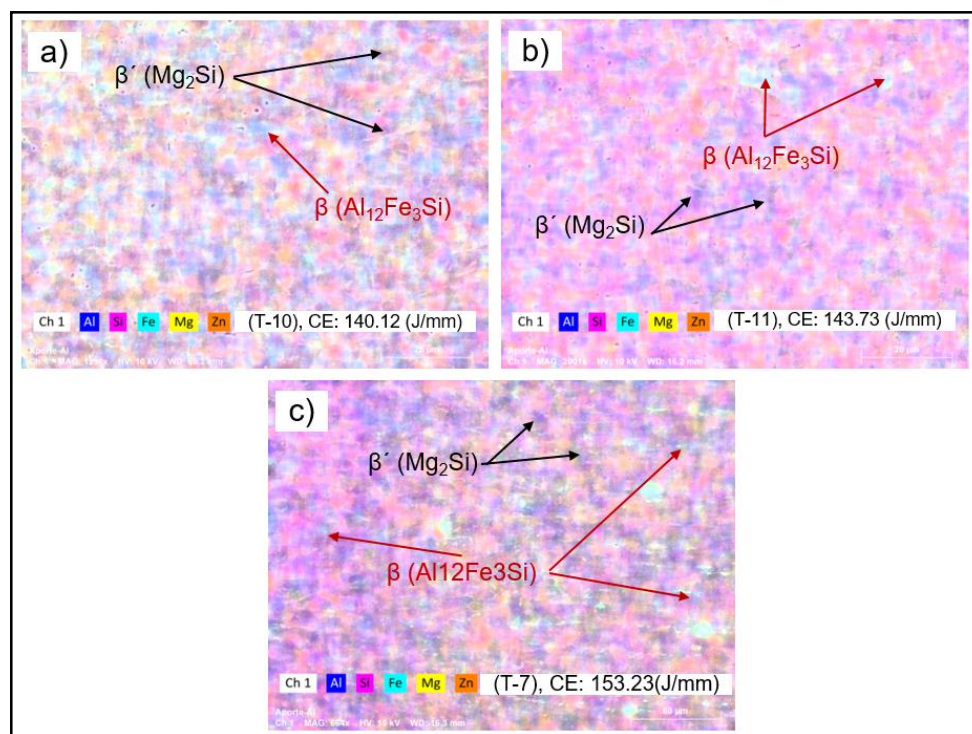


Figura 5. 8 Fracción de fase β presente analizada mediante mapeo MEB sobre la zona de unión de tres muestras distintas, donde a) T-10 con 4%, b) T-11 con 9% y c) T-7 con 13%

5.2 Respuesta mecánica en la unión disímil

Las uniones hechas a partir del diseño de experimentos, se examinaron mecánicamente mediante ensayos de tensión, destacando tres muestras (T-7, T-10 y T-11) donde la resistencia a la tensión es superior a 324.6 MPa, lo cual significa, que en dichas muestras se supera la resistencia a la tensión que presenta de manera independiente la aleación de aluminio A6061-T6, logrando en la muestra T-10 360.45 MPa, así también es posible observar que el resto de las muestras presentan una resistencia inferior a la que presentó dicha aleación de aluminio, y esto es a consecuencia del alto nivel de variabilidad que generan las combinaciones entre los parámetros de control del proceso CMT aplicados durante la experimentación, tal como se muestra en la Tabla 5. 3 y en la Figura 5. 9.

Tabla 5. 3 Relación de Parámetros y Resistencia a la tensión de la experimentación

Muestra (T)	Velocidad de Trayectoria (mm/min)	Velocidad de Alimentación (mm/min)	Corriente Eléctrica (Amp)	Tensión Eléctrica (Volt)	Calor de Entrada (J/mm)	Resistencia a la Tensión (MPa)
T-1	662	5000	113.0	16.40	103.83	120.22
T-2	600	4000	83.0	14.00	74.27	129.24
T-3	450	5000	113.0	15.90	150.52	296.60
T-4	450	5000	113.0	15.70	142.83	306.36
T-5	450	5000	113.0	15.60	141.48	318.97
T-6	450	6000	136.0	17.50	191.49	309.13
T-7	450	5000	113.0	16.50	153.23	330.15
T-8	300	6000	137.0	18.90	299.79	39.00
T-9	238	5000	113.0	15.40	280.47	0.00
T-10	450	5000	113.0	15.60	140.12	360.45
T-11	600	6000	137.0	17.40	143.73	347.97
T-12	450	6400	145.0	16.70	199.25	0.00
T-13	450	3600	72.0	14.60	86.45	0.00

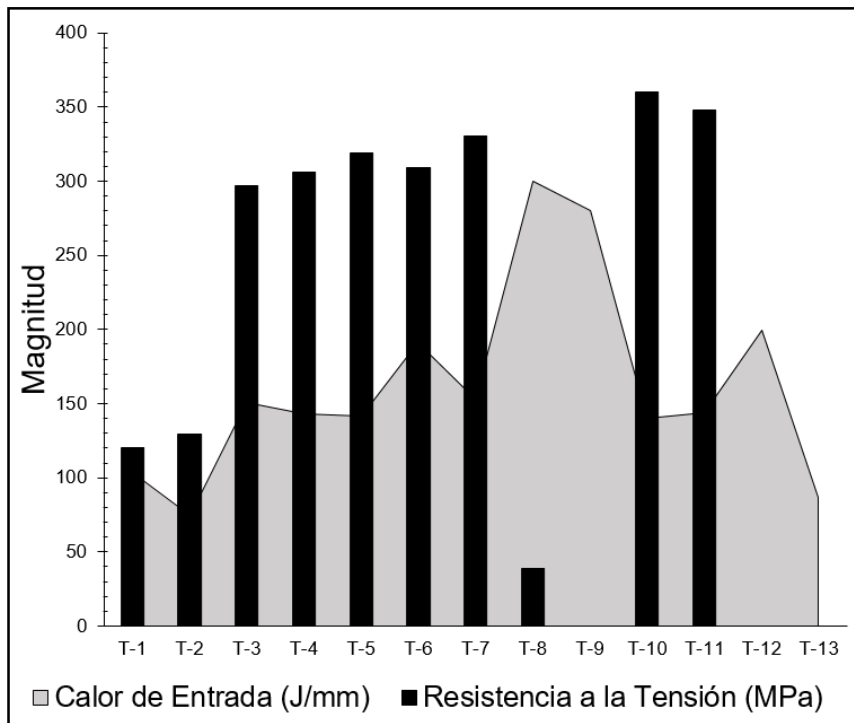


Figura 5. 9 Relación de Resistencia respecto a la Entrada de Calor

De igual forma se analizó la dureza Vickers generada en la zona de unión, iniciando las indentaciones desde el acero DP900 pasando por el metal de soldadura hasta llegar al metal base A6061-T6, estableciendo mediciones a un 1mm de separación entre puntos, tal como es mostrado en la Figura 5.10 y en la Tabla 5.4.

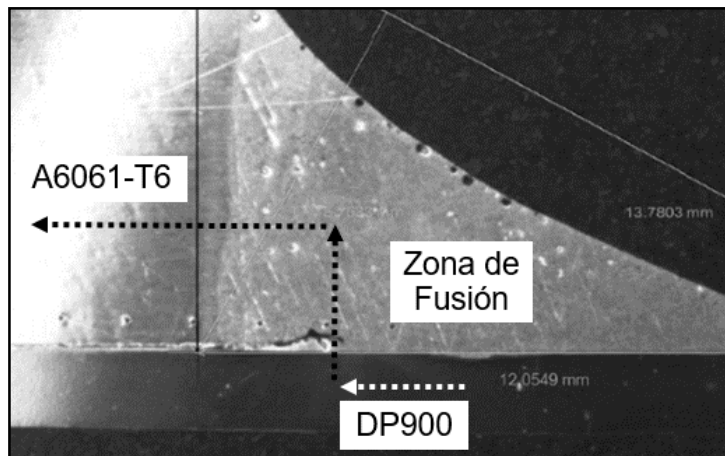


Figura 5.10 Esquema de la trayectoria de las indentaciones para ensayo de dureza

Tabla 5.4 Resultados de la dureza Vickers obtenida de muestras de las muestras

	Distancia (mm)	Análisis de Dureza Vickers									
		T-1	T-2	T-3	T-4	T-5	T-6	T-7	T-8	T-10	T-11
DP900	0	327	309	252	238	266	236	246	357	239	242
	1	318	302	251	229	254	214	238	349	227	236
	2	309	305	248	233	256	230	224	309	222	231
ZF	3	297	306	225	228	243	212	222	286	218	227
	4	82.7	83.1	79.3	77.8	76.8	78.3	74.1	82.1	78.1	81.3
	5	82.9	82.5	80.1	77.6	77.1	77.6	73.6	82.7	77.9	81.7
	6	82.6	82.6	78.2	77.8	77.6	76.8	72.7	82.9	77.7	82.1
	7	82.3	82.7	78.5	78.5	77.2	76.8	72.5	82.6	78.1	82.3
	8	82.5	81.8	78.1	78.3	76.8	77.7	73.4	82.2	77.7	81.9
	9	82.1	82.1	77.6	78.1	77.2	78.9	74.3	82.2	77.9	81.2
	10	81.3	80.8	78.1	78.4	77.7	77.5	74.9	80.4	78.1	81.5
	11	79.7	82.1	77.3	78.2	77.4	78.1	74.7	82.6	78.3	81.1
	12	79.9	81.4	77.1	77.9	78.1	76.4	73.4	80.9	77.4	79.1
	A6061-T6	13	79.5	81.6	75.9	77.3	77.3	77.5	73.9	81.1	77.5
14		78.7	78.7	76.2	77.5	76.9	77.9	74.2	78.9	77.7	77.3
15		78.1	78.9	74.8	77.9	76.7	78.3	76.9	78.2	77.3	77.7
16		77.3	78.7	75.7	77.3	76.9	77.5	77.1	77.9	77.1	77.2
17		77.7	78.2	74.9	77.3	76.5	76.9	75.3	77.7	76.9	77.3
18		77.4	78.4	76.2	77.5	76.7	75.8	77.4	77.8	77.6	77.7

En la Figura 5.11 se muestra la variación del calor de entrada y la dureza con respecto al número de experimento. La dureza no presenta una variación

significativa y no se aprecia una correlación directa con respecto al calor de entrada.

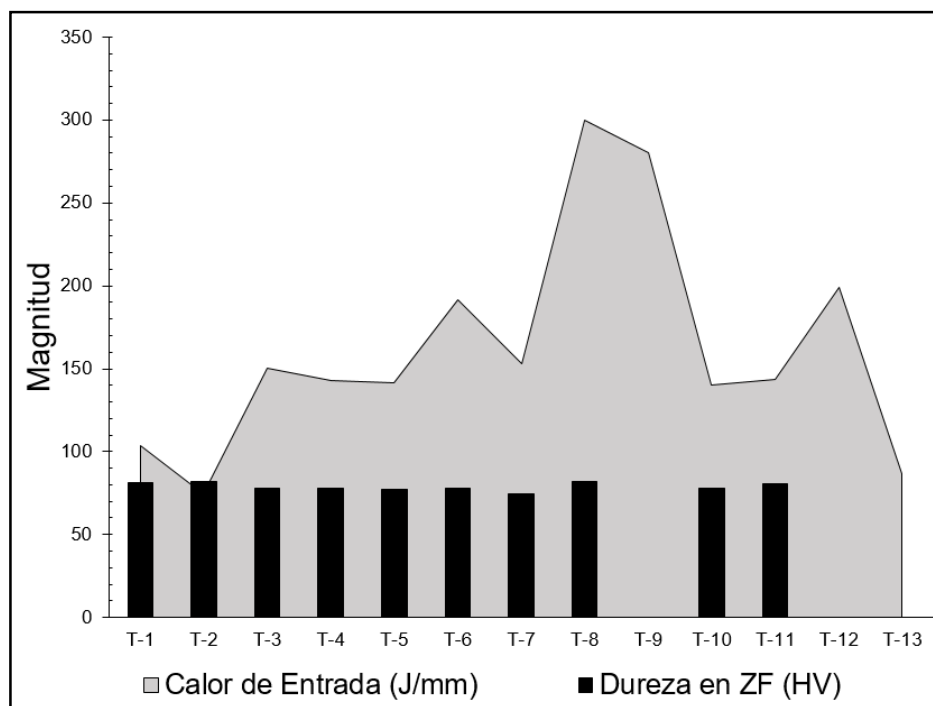


Figura 5.11 Relación de la dureza Vickers entre las muestras

En la Figura 5.12 se muestran los resultados obtenidos de la superficie de respuesta en esta se observa que los niveles máximos de resistencia se alcanzan al aplicar los valores medios en velocidad de trayectoria y velocidad de alimentación sugeridos en el diseño. Cuando los parámetros se mueven a niveles altos o bajos la resistencia tiende a caer de forma drástica por lo que los valores intermedios marcan la ventana de operación adecuada para la unión.

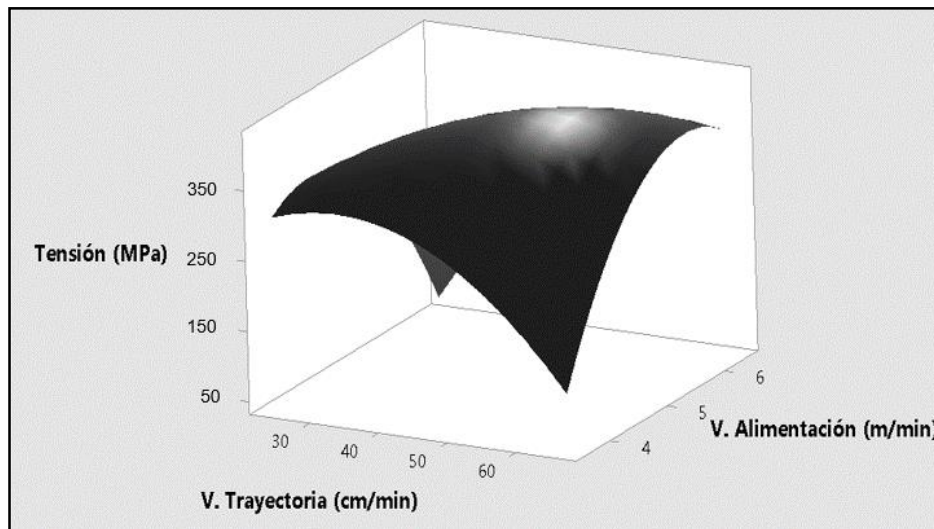


Figura 5.12 Superficie de respuesta del diseño de experimentos utilizado para el análisis de la soldadura disímil mediante proceso CMT

En la Figura 5.13 se muestra la variabilidad de la resistencia ténsil con respecto a la velocidad de alimentación y velocidad de trayectoria. Se observa la formación de zonas de resistencia similar, donde la máxima es alcanzada con las condiciones 30 y 40 cm/min de velocidad de trayectoria y una velocidad de alimentación entre 4.0 y 5.0 m/min. Esto sugiere esta ventana de operación adecuada donde los parámetros del proceso permiten alcanzar la mayor resistencia a la tensión en las uniones.

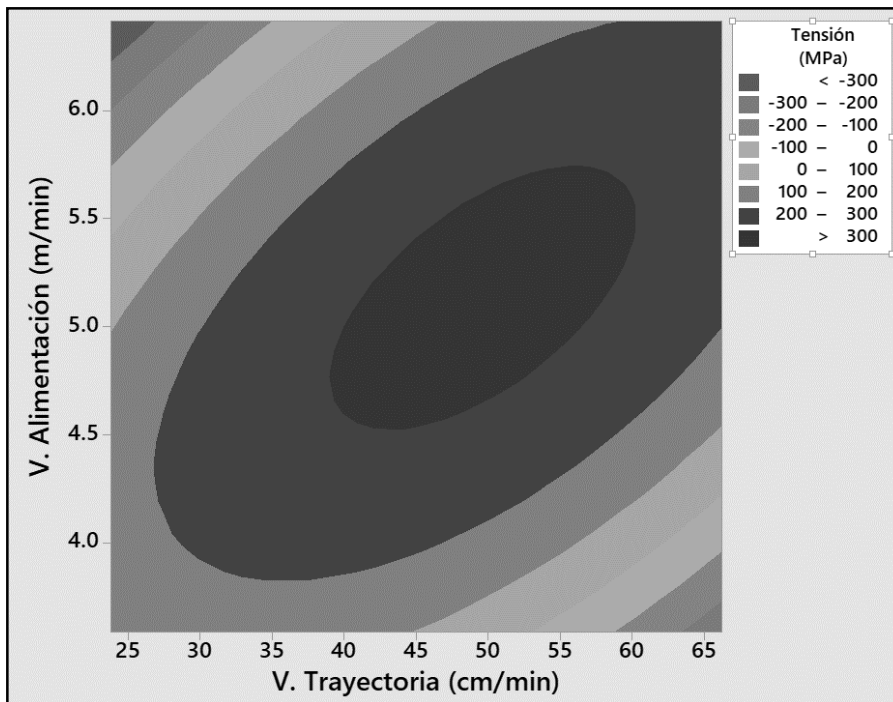


Figura 5.13 Gráfica de contornos óptimos del diseño de experimentos utilizado para el análisis de la soldadura disímil mediante proceso CMT

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES

De acuerdo con los parámetros utilizados en éste trabajo, es posible concluir lo siguiente:

En el proceso de soldadura Cold Metal Transfer es posible controlar la formación de las fases $\beta(\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si})$ y $\beta'(\text{Mg}_2\text{Si})$ en uniones disímiles entre aluminio A6061-T6 y acero DP900 galvanizado, mediante el control del calor de entrada. Promoviendo la formación de $\beta'(\text{Mg}_2\text{Si})$ a valores intermedios de calor de entrada.

Se observó que la capa de Zn electro-depositado con espesor de $17\mu\text{m}$, promueve la formación de intermetálicos Fe-Zn, frenando la formación de intermetálicos de Fe-Al.

Los ensayos de tensión muestran que es posible obtener uniones con resistencia mayor a las del metal base de aluminio, al aplicar calor de entrada del orden de 145 J/mm, en donde se observa la formación de precipitados β' (Mg_2Si) en mayor proporción.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] H. Jurgen, «Recent development in aluminium for automotive applications,» vol. 24, pp. 1995-2002, 2014.

- [2] L. Bushi, T. Skszek y T. Reaburn, «New ultralight automotive door cycle assessment,» *International Journal of life Cycle Assessment*, 2017.

- [3] C. Tamarelli, *The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications*, Michigan, USA: Steel Market Development Institute, 2011.

- [4] International Iron and Steel Institute, *Advanced high Strength Steel (AHSS)*, vol. 3, Germany: IISI, 2006.

- [5] H. Bhadeshia y R. Honeycombe, *Steels Microstructure and Properties*, Oxford, UK : Elsevier, 2006.

- [6] The Materials Information Company, *Propieties and Selection: Iron, Steel and High Performance alloys*, vol. 1, ASM Handbook, 2005.

- [7] A. Ramazani, «Micro - macro characterisation and modelling of mechanical properties of gas metal arc welded (GMAW) DP-600 steel,» 2014.

- [8] H. Ashrafi, «Microstructure, Tensile Properties and Work Hardening Behavior of GTA-Welded Dual-Phase Steels,» 2017.

- [9] American Welding Society, Welding Aluminum Questions and Answers, 2, Ed., Florida, USA: AWS, 2010.

- [10] ASM International, Aluminum and Aluminum Alloys, Ohio, USA: J.R. Davis, 1993.

- [11] American National Standard, Estructural welding code aluminum, 4 ed., USA, Florida: American Welding Society, 2003.

- [12] G. Mathers, The welding of aluminum and its alloys, Florida, USA: Woodhead Publishing Limited, 2002.

- [13] ASM International, Welding, Brazing, and Soldering, vol. 6, Colorado, USA: ASM INTERNATIONAL, 1993.

- [14] R. Ambriz, «Effect of the welding profile generated by the modified indirect electric arc technique on the fatigue behavior of 6061-T6 aluminum alloy,» 2009.

- [15] K. Nalajam, «Investigations on the parametric effects of cold metal transfer process on the microestructural aspects in AA6061,» 2015.
- [16] L. Guojin, «Gap bridging of 6061 aluminum alloy joints welded by variable-polarity cold metal transfer,» 2018.
- [17] A. Elrefaey, «Microstructure and Mechanical Properties of Cold Metal Transfer Welding Similar and Dissimilar Aluminum Alloys,» 2015.
- [18] H. Zolotorevsky, Casting Aluminum Alloys, Elsevier, 2007.
- [19] J. Verhoeven, Fundamentos de metalurgia física, Ames, Iowa, USA: LIMUSA, 1987.
- [20] M. Hazratinezhad, «Mechanical and metallurgical properties of pulsed neodymium-doped yttrium aluminum garnet laser welding of dual phase steels,» 2011.
- [21] S. Kou, Welding Metallurgy, 4, Ed., Wisconsin, USA: JOHN WILEY & SONS, INC, 2003.
- [22] ASM International, Welding Processes, vol. 1, American Welding Society, 1996.

- [23] N. Imoudu, «The Characteristic of Cold Metal Transfer (CMT) and its application For Clading,» 2017.
- [24] K. Furukawa, «New CMT arc welding process welding of steel to aluminium dissimilar metals and welding of superthin aluminium sheets,» n° ISSN: 0950-7116, 2010.
- [25] E. Alaníz, «The arc and pulse corrections and the voltage in the cold metal transfer,» 2016.
- [26] C. Pickin, «Characterisation of the cold metal transfer (CMT) process and its application for low dilution cladding,» 2011.
- [27] W. Peng, «Effects of electrode positive/negative ratio on microstructure and mechanical properties of Mg/Al dissimilar variable polarity cold metal transfer welded joints,» 2015.
- [28] M. Kang, «PreJoining Al5052 alloy to aluminized Steel sheet using cold metal transfer process,» 2015.
- [29] M. Chen, «Current waveform effects on CMT welding of mild steel,» 2016.
- [30] S. Selvi, «Cold metal transfer (CMT) technology An overview,» 2017.

- [31] P. J., Arc characteristics and metal transfer behavior of CMT + P welding process, China: Elsevier, 2016.
- [32] J. Luddely, «Proceso de soldadura por transferencia de metal en frío,» 2008.
- [33] R. Cao, «Weldability of CMT Joining of AA6061T6 to Boron Steels with Various Coatings,» 2014.
- [34] L. Shao, «Effect of joining parameters on microstructure of dissimilar metal joints between aluminium and galvanized steel,» 2015.
- [35] D. H, «Disimilar metal joint of aluminium alloy to galvanized steel with Al-Si, Al-Cu, Al-Si-Cu and Zn-Al filler wire,» 2012.
- [36] M. Junjie, «Disimilar joining of galvanized high-strength steel to aluminium alloy in a zero-gap lap joint configuration by two-pass laser weldin,» 2014.
- [37] T. Zhang, «The arc characteristics and metal transfer behaviour of cold metal transfer and its use in joining aluminium to zinc-coated steel,» 2009.
- [38] R. Cao, «Cold metal transfer joining aluminum alloys-to-galvanized mild steel,» 2012.

- [39] S. Madhavan, «Microstructure and mechanical properties of cold metal transfer welded aluminium/dual phase steel,» 2016.
- [40] R. Bundynas, Ingeniería mecánica de Shingley, México, D.F.: McGRAW HILL Interamericana Eeditores, S.A. de C.V., 2008, p. 1092.
- [41] ASM Handbook Committee, Metallography and Microstructures Vol.9, Ohio,USA: ASM INTERNATIONAL, 2004.

Figuras

FIGURA 1.1 ESQUEMA DE DISEÑO DE PUERTA AUTOMOTRIZ ULTRA LIGERA [2]	3
FIGURA 2.1 ESQUEMA DE LA CLASIFICACIÓN ALEACIONES INDUSTRIALES [3]	8
FIGURA 2.2 MICROGRAFÍA DE UN ACERO DP CON MICROESTRUCTURA DE FERRITA-MARTENSITA CON ATAQUE QUÍMICO <i>KLEMMMS</i> , MOSTRANDO UNA MATRIZ FERRÍTICA EN TONO GRIS, MARTENSÍTA EN TONO CAFÉ Y ALGUNAS ÁREAS DE BAINITA CON TONALIDAD AZUL [6]	10
FIGURA 2.3 GRÁFICA DEFORMACIÓN- RESISTENCIA A LA ROTURA DE DISTINTOS ACEROS DP [6].	11
FIGURA 2.4 DESCRIPCIÓN DE LAS APTITUDES TECNOLÓGICAS DE LA ALEACIÓN A6061 [10].	14
FIGURA 2.5 SECUENCIA DE TEMPERATURAS PARA UN TRATAMIENTO TÉRMICO T6 [13]	16
FIGURA 2.6 DIAGRAMA DE FASES AL-CU [11]	22
FIGURA 2.7 ILUSTRACIÓN DE NUCLEACIÓN DE FASE NUEVA POR PRECIPITACIÓN [19]	22
FIGURA 2.8 INTERACCIÓN DE UNA DISLOCACIÓN CON UNA FILA DE PARTÍCULAS DE PRECIPITADO [19]	25
FIGURA 2.9 CORTE DE UNA PARTÍCULA POR EL PASO DE DISLOCACIONES [19]	25
FIGURA 2.10 DESCRIPCIÓN DE LOS COMPONENTES DURANTE EL PROCESO GMAW	27
FIGURA 2.11 ESQUEMA DEL PROCESO DE SOLDADURA CMT DONDE A) APERTURA DE ARCO Y AVANCE DE ALIMENTACIÓN DEL ELECTRODO, B) FORMACIÓN DE GOTA DE ELECTRODO PARA SER DEPOSITADA, C) RETRACCIÓN DE ELECTRODO Y SEPARACIÓN DE GOTA SOBRE EL MATERIAL BASE, D) REINICIO DE CICLO CMT [23]	28
FIGURA 2.12 SIMBOLOGÍA PARA IDENTIFICAR LOS DISEÑOS DE UNIÓN MÁS COMUNES [40]	33
FIGURA 2.13 ESQUEMA DE UNIÓN DE FILETE [40]	34
FIGURA 2.14 DIAGRAMA DE CUERPO LIBRE EN UNIÓN A TRASLAPE [40]	34
FIGURA 2.16 GRÁFICA PARA ESTIMAR EL CORTANTE MÁXIMO SEGÚN SALAKIAN [40]	36
FIGURA 2.17 GRÁFICA PROPUESTA POR NORRIS DONDE MUESTRA LOS ESFUERZOS TANTO EN EL METAL BASE COMO EN EL METAL DE APORTE [40]	37
FIGURA 3.1 ESQUEMA DE LA METODOLOGÍA A SEGUIR PARA DESARROLLO DE PROYECTO	40
FIGURA 4.1 MICROGRAFÍA DE ACERO DP900 ATACADO CON KLEMMMS DONDE SE MUESTRA UNA MATRIZ FERRÍTICA EN COLOR GRIS, MARTENSÍTA EN COLOR CAFÉ Y ALGUNAS ÁREAS DE BAINITA EN COLOR AZUL, ADEMÁS DE AUSTENÍTA RETENIDA EN COLOR GRIS BRILLANTE	43

FIGURA 4.2 GRÁFICA DE RAMPA DE CALORIMETRÍA DIFERENCIAL DE BARRIDO EN DP900	44
FIGURA 4.3 A) MICROGRAFÍA DE A6061-T6 SIN ATAQUE QUÍMICO EN LA SUPERFICIE	45
FIGURA 4.4 GRÁFICA ESFUERZO-DEFORMACIÓN DE A6061-T6	46
FIGURA 4.5 GRÁFICA DE RAMPA DE CALORIMETRÍA DIFERENCIAL DE BARRIDO EN ALUMINIO 6061-T6	47
FIGURA 4.6 ESPESOR DE CINCADO SOBRE ACERO DP900, MEDIDO A TRAVÉS DE MEB	47
FIGURA 4.7 ESQUEMA DEL DISEÑO DEL SUJETADOR DE CUPONES DE A6061-T6 Y DP900	48
FIGURA 4.8 CONFIGURACIÓN DE UNIÓN DISÍMIL A6061-T6/DP900 GALVANIZADO CON PROCESO CMT	49
FIGURA 4. 9 A) RELACIÓN DE PARÁMETROS ESTABLECIDOS PARA LA EXPERIMENTACIÓN Y B) RELACIÓN DE VOLTAJE Y AMPERAJE UTILIZADOS PARA LA EXPERIMENTACIÓN	51
FIGURA 4.10 PLANO DE PROBETAS DE TENSIÓN ACOTADO EN MILÍMETROS, UTILIZADO PARA EL ANÁLISIS DE MUESTRAS (AWS D1.2/D1.2M:2003)	52
FIGURA 5.1 IMAGEN DONDE SE SEÑALA EL DEFECTO DE POROSIDAD EN LAS MUESTRAS T-8 Y T-9	56
FIGURA 5.2 IMAGEN DE DEFECTO DE FALTA DE DEPOSICIÓN DE METAL DE APORTE	56
FIGURA 5.3 IMAGEN DE ANÁLISIS MEB DONDE SE MUESTRA LA INTERFASE ENTRE DP900 GALVANIZADO Y METAL DE SOLDADURA, DONDE: A) IMAGEN DE INTERFASE DE UNIÓN DONDE SE MUESTRAN INTERMETÁLICOS DE AL SI MG Y PRECIPITADOS DE EUTÉCTICOS DE SI, B) IMAGEN DE FORMACIÓN DE DENDRÍTAS RICAS EN FE, C) ESPECTROGRAMA DE ELEMENTOS PRESENTES EN LA ZONA DE UNIÓN, D) MAPEO DE ELEMENTOS EN INTERFASE DE DP900 GALVANIZADO Y METAL DE SOLDADURA	57
FIGURA 5.4 CRECIMIENTO DE GRANO EN METAL BASE A6061-T6 POR ENTRADA DE CALOR DURANTE EL PROCESO DE SOLDADURA CMT	58
FIGURA 5.5 MICROESTRUCTURA DE ACERO DP900 A) ANTES DEL PROCESO DE SOLDADURA, B) ZAC DE ACERO DP900 DESPUÉS DEL PROCESO DE SOLDADURA Y C) INTERFASE DE MB Y ZAC DE ACERO DP900 DESPUÉS DEL PROCESO CMT	59
FIGURA 5.6 A) IMAGEN DE PRECIPITADO B'(MG ₂ SI) POR ANÁLISIS DE ELECTRONES SECUNDARIOS, B) ESPECTROGRAMA DE ELEMENTOS PRESENTES EN LA ZONA DE PRECIPITADO B'(MG ₂ SI)	60
FIGURA 5.7 IMAGEN DE PRESENCIA DE PRECIPITADO B(AL ₁₂ FE ₃ SI), A) MEDIANTE ANÁLISIS DE ELECTRONES SECUNDARIOS RETRO DISPERSADOS, B) MEDIANTE ANÁLISIS DE ELECTRONES SECUNDARIOS, C) IMAGEN DE MORFOLOGÍA DE PRECIPITADO B(AL ₁₂ FE ₃ SI) D) ESPECTROGRAMA DE ELEMENTOS PRESENTES EN LA ZONA DE METAL DE SOLDADURA	60

FIGURA 5. 8 FRACCIÓN DE FASE B PRESENTE ANALIZADA MEDIANTE MAPEO MEB SOBRE LA ZONA DE UNIÓN DE TRES MUESTRAS DISTINTAS, DONDE A) T-10 CON 4%, B) T-11 CON 9% Y C) T-7 CON 13%	61
FIGURA 5. 9 RELACIÓN DE RESISTENCIA RESPECTO A LA ENTRADA DE CALOR	63
FIGURA 5.10 ESQUEMA DE LA TRAYECTORIA DE LAS INDENTACIONES PARA ENSAYO DE DUREZA	64
FIGURA 5.11 RELACIÓN DE LA DUREZA VICKERS ENTRE LAS MUESTRAS	65
FIGURA 5.12 SUPERFICIE DE RESPUESTA DEL DISEÑO DE EXPERIMENTOS UTILIZADO PARA EL ANÁLISIS DE LA SOLDADURA DISÍMIL MEDIANTE PROCESO CMT	66
FIGURA 5. 13 GRÁFICA DE CONTORNOS ÓPTIMOS DEL DISEÑO DE EXPERIMENTOS UTILIZADO PARA EL ANÁLISIS DE LA SOLDADURA DISÍMIL MEDIANTE PROCESO CMT	67

Tablas

TABLA 2.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LOS TIPOS DE ACERO DP [3]	11
TABLA 2.2 SISTEMA DE ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN EL AL [9]	13
TABLA 2.3 SISTEMA DE CLASIFICACIÓN DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS [12]	15
TABLA 2.4 CARACTERÍSTICAS DEL AL CON ELEMENTOS DE ALEACIÓN [18]	21
TABLA 2.5 SECUENCIA DE PRECIPITACIÓN [19]	24
TABLA 4.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA DE ACERO DP900 (% E.P.)	42
TABLA 4.2 TABLA PARA GENERAR REACTIVO KLEMMS [41]	42
TABLA 4.3 RESULTADOS DE ENSAYO DE TENSIÓN REALIZADO AL ACERO DP 900	43
TABLA 4.4 COMPOSICIÓN QUÍMICA DE ALUMINIO A6061-T6 (% E.P.)	45
TABLA 4.5 RESULTADOS DE PRUEBA DE TENSIÓN DE A6061-T6	46
TABLA 4. 6 RELACIÓN DE PARÁMETROS UTILIZADOS CON EL CÁLCULO DE CALOR DE ENTRADA QUE ESTOS PRESENTARON	51
TABLA 5. 1 RELACIÓN DE PARÁMETROS CON EL CALOR DE ENTRADA IRRADIADO EN EL MATERIAL DURANTE EL PROCESO DE SOLDADURA CMT	54
TABLA 5. 2 RELACIÓN CUALITATIVA DE MUESTRAS SOLDADAS MEDIANTE PROCESO CMT	55
TABLA 5. 3 RELACIÓN DE PARÁMETROS Y RESISTENCIA A LA TENSIÓN DE LA EXPERIMENTACIÓN	62
TABLA 5.4 RESULTADOS DE LA DUREZA VICKERS OBTENIDA DE MUESTRAS DE LAS MUESTRAS	64