

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EFFECTO DE LA DEPOSICIÓN DE NANOCAPAS DE Ti EN UN SISTEMA
DISÍMIL AA6061-T6/AA7075-T6 DE BAJA SOLDABILIDAD MEDIANTE EL
PROCESO BRAZING**

POR

GERSON JARED LÓPEZ SOSA

TESIS

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

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO

13 DE DICIEMBRE DE 2017

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EFFECTO DE LA DEPOSICIÓN DE NANOCAPAS DE Ti EN UN SISTEMA
DISÍMIL AA6061-T6/AA7075-T6 DE BAJA SOLDABILIDAD MEDIANTE EL
PROCESO BRAZING**

POR

GERSON JARED LÓPEZ SOSA

TESIS

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

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO

13 DE DICIEMBRE DE 2017

**Corporación Mexicana de Investigación en Materiales
Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Posgrado**

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Tesis “**EFFECTO DE LA DEPOSICIÓN DE NANOCAPAS DE Ti EN UN SISTEMA DISÍMIL AA6061-T6/AA7075-T6 DE BAJA SOLDABILIDAD MEDIANTE EL PROCESO BRAZING**”, realizada por el alumno **GERSON JARED LÓPEZ SOSA**, con número de matrícula **16-MS055** sea aceptado para su defensa como Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial

Dra. Rocío Saldaña Garcés
Director de Tesis

Dr. Felipe de Jesús García
Vázquez
Asesor

Dr. Héctor Manuel Hernández
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 Grado del alumno **GERSON JARED LÓPEZ SOSA**, una vez leída y revisada la Tesis titulada **“EFECTO DE LA DEPOSICIÓN DE NANOCAPAS DE Ti EN UN SISTEMA DISÍMIL AA6061-T6/AA7075-T6 DE BAJA SOLDABILIDAD MEDIANTE EL PROCESO BRAZING”**, 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 el Examen de Grado correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente a los 13 del mes de diciembre del año 2017.

Dr. Jesús Torres Torres
Presidente

**Dr. Juan Carlos Díaz
Guillén**
Secretario

Dra. Rocío Saldaña Garcés
Vocal

AGRADECIMIENTOS

Doy gracias a Dios, el autor de la vida y de quien proceden todas las cosas, porque gracias a su voluntad he podido alcanzar este objetivo en mi vida profesional.

A mi hermosa familia, y en especial a mi ayuda idónea (Merly), por su apoyo incondicional en todo momento, desde que inicié este proceso de formación hasta el último día del mismo.

A los amados hermanos en Cristo en la Colonia del Valle, por los cuales mi estancia en México cobró una importancia más allá de lo profesional, siendo de gran bendición y crecimiento espiritual para mi vida

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT), por brindarme el apoyo económico para cursar mis estudios en México y a la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (COMIMSA) por darme la oportunidad de formarme en el posgrado de Tecnología de la Soldadura Industrial.

Al comité tutorial, Dra. Rocío Saldaña Garcés y principalmente al Dr. Héctor Manuel Hernández por su confianza, tiempo, apoyo moral y académico el cual fue invaluable para la realización de este proyecto.

ÍNDICE GENERAL

SÍNTESIS	1
ABSTRACT	2
CAPÍTULO 1	3
1.1 Antecedentes	3
1.2 Objetivos	5
1.2.1 Objetivo general	5
1.2.2 Objetivos específicos	5
1.3 Justificación	6
1.4 Planteamiento del problema	7
1.5 Hipótesis	8
1.6 Aportación tecnológica-científica	8
1.7 Delimitaciones	8
CAPÍTULO 2	10
2.1 Principios y fundamentos del brazing	10
2.2 Parámetros del proceso de soldadura brazing	11
2.2.1 Temperatura de soldeo	12
2.2.2 Geometría de la unión	12
2.2.3 Material de aporte	14
2.2.4 Proceso de calentamiento	16
2.2.5 Atmósfera protectora	16
2.2.6 Difusión en el proceso brazing	17
2.3 Aleaciones de aluminio	18
2.3.1 Aleaciones de aluminio serie 6XXX	23
2.3.2 Aleaciones de aluminio AA6061	24
2.3.3 Aleaciones de aluminio serie 7XXX	25
2.3.4 Aleaciones de aluminio AA7075	25
2.4 Metalurgia de soldadura de aluminio	26
2.4.1 Fases presentes en soldaduras de aluminio	28

2.4.2 Efecto de las fases sobre las propiedades mecánicas	29
2.4.3 Defectos en la zona de unión	37
2.4.4 Tratamientos térmicos aplicables a uniones por brazing	41
2.5 Fluidez y humectación de metal de aporte en la soldadura brazing	43
2.5.1 Humectación no reactiva	47
2.5.2 Modificación superficial	48
CAPÍTULO 3	51
3.1 Materias primas y equipo experimental para efectuar el análisis calorimétrico de barrido de las muestras y el brazing	52
3.2 Primera etapa	53
3.2.1 Definición de parámetros y unión de aluminios mediante brazing	53
3.2.2 Inspección de las muestras soldadas por brazing	53
3.3 Segunda etapa	54
3.3.1 Inspección de muestras con nanocapas de Ti de la aleación AA7075-T654	54
CAPÍTULO 4	55
4.1 Corte y preparación de las muestras previas al análisis térmico y brazing	55
4.2 Análisis térmico de las muestras de aluminio y metales de aporte previo al brazing	57
4.3 Desarrollo experimental de la primera etapa	57
4.3.1 Establecimiento de los parámetros y brazing de uniones disímiles de las aleaciones de aluminio.	58
4.3.2 Preparación metalográfica de las muestras soldadas por brazing sin nanocapas de Ti	59
4.3.3 Caracterización microestructural por microscopía óptica y electrónica de barrido de las muestras soldadas por brazing	60
4.4 Desarrollo experimental de la segunda etapa	60
4.4.1 Deposición de nanocapas de titanio (Ti) por pulverización catódica	61
4.4.2 Análisis topográfico por microscopía de fuerza atómica de la superficie cubierta de titanio	61
4.4.3 Proceso brazing en las muestras con deposición de titanio	61
4.4.4 Caracterización microestructural por microscopía óptica y electrónica de barrido de las muestras con deposición de Ti y soldadas por brazing	63
4.4.5 Evaluación de las microdurezas en muestras sin y con Ti unidas por el proceso brazing	63
CAPÍTULO 5	65

5.1 Caracterización de las materias primas	65
5.1.1 Caracterización microestructural de las aleaciones de aluminio	66
5.1.2 Composición química de las aleaciones de aluminio AA6061-T6/AA7075-T6 y de los metales de aporte	67
5.1.3 Curvas de calorimetría diferencial de barrido de las materias primas	68
5.1.3.1 Aleaciones de aluminio	68
5.1.3.2 Metales de aporte	71
5.2 Primera etapa de brazing	79
5.2.1 Soldadura brazing del sistema disímil sin deposición de titanio	79
5.3 Segunda etapa de brazing	82
5.3.1 Soldadura brazing del sistema disímil con deposición de titanio	82
5.3.1.1 Análisis superficial de muestras con nanocapas de Ti	82
5.3.1.2 Evolución térmica del brazing y caracterización microestructural de las muestras con nanocapas de Ti	86
5.3.2 Análisis de microdurezas de muestras unidas por brazing y metales base	94
CAPÍTULO 6	97
CONCLUSIONES	97
BIBLIOGRAFÍA	99
ÍNDICE DE TABLAS	106
ÍNDICE DE FIGURAS	107

SÍNTESIS

En este trabajo de investigación se realizó la unión mediante el proceso brazing del sistema disímil AA7075-T6/AA6061-T6 en dos etapas sin y con diversos espesores de nanocapas de Ti de 20 a 150 nm, con el fin de mejorar la soldabilidad del sistema.

En la primera etapa se realizaron pruebas de calorimetría de barrido diferencial en los materiales de aporte en pasta de Cu, Al-Si y Al-Zn, así como en los materiales bases para determinar las temperaturas de fusión. La pasta de Cu tiene una temperatura de fusión 203 °C que no se considera como parte de una soldadura fuerte (brazing). Las pastas Al-Si y Al-Zn presentan puntos de fusión de 587 °C y 450 °C, respectivamente. Por lo tanto, se seleccionaron las pastas Al-Si y Al-Zn para realizar el proceso de brazing en el sistema disímil sin nanocapas de Ti. Los resultados muestran dos aspectos: 1) usando la pasta Al-Zn no hay soldabilidad y 2) con la pasta Al-Si se forman discontinuidades que evidencian la baja mojabilidad de la soldadura por la formación de capas de óxidos de Mg y Zn.

En la segunda etapa, previamente al brazing se depositaron nanocapas de Ti con espesores de 20, 50, 100 y 150 nm sobre la aleación AA7075-T6 y se caracterizaron por microscopía de fuerza atómica. Las nanocapas de 100 y 150 nm de espesor depositadas sobre las muestras soldadas por el proceso brazing a 595 °C por 60 minutos actúan como una barrera difusiva del Mg y Zn y mejoran la soldabilidad. Asimismo, el Ti disminuye el tamaño de grano de 129 μm a 90 μm . Por otro lado, las nanocapas de 100 y 150 nm de Ti disminuyen la temperatura de fusión de brazing a 579 °C por 60 min y mitigan la zona isotérmica reduciéndose la microsegregación en el cordón de soldadura.

Palabras clave: Nanocapas de Ti, sistema disímil de aleaciones de aluminio, brazing.

Campo específico: Nanotecnología aplicada en el proceso brazing.

ABSTRACT

In this research was carried out the brazing of the dissimilar system AA7075-T6/AA6061-T6 in two stages without and with different thicknesses of Ti nanolayers from 20 to 150 nm to improve the weldability of the system by the brazing process.

In the first stage, differential scanning calorimetry tests were carried out on the filler metals of paste of Cu, Al-Si and Al-Zn, as well as on the base materials to establish the melting points. The Cu filler metal has a melting point at 203 °C that it is not considered as part of a brazing process. Al-Si and Al-Zn filler metals have melting points of 587 °C and 450 °C, respectively. Therefore, Al-Si and Al-Zn filler metals were selected to perform the brazing process in the dissimilar system without Ti nanolayers. The results show two aspects: 1) using the Al-Zn filler metal is no weldability and 2) with the Al-Si forms discontinuities that evidence the low wettability of the weld bead due to the formation of layers of Mg and Zn oxides.

In the second stage prior to brazing, the thicknesses of Ti nanolayers of 20, 50, 100 and 150 nm were deposited on the alloy AA7075-T6 and characterized by AFM. The samples were brazed at 595°C for 60 min with nanolayers of 100 and 150 nm. The Ti acts as a diffusive barrier of Mg and Zn and improve the weldability. Likewise, the Ti decreases the grain size from 129 to 90 μm . On the other hand, the nanolayers of 100 and 150 nm of Ti decrease the melting point of brazing at 579 °C for 60 min and it avoids the formation of the isothermal zone and reduces the microsegregation in the weld bead.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN Y ANTECEDENTES

1.1 Antecedentes

La industria metalúrgica cuenta con la exigencia de crear materiales con características especiales tales como peso, alta resistencia en sus propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión, buena soldabilidad, entre otras [1]. Como respuesta a lo anterior y la adecuada relación resistencia-peso, se emplean las aleaciones de aluminio de las series AA7075/AA6061 con alto contenido de Mg, Si, Zn y Cu [2].

Recientemente, estos materiales se sueldan por diversos métodos tales como: a) Soldadura de gas y arco eléctrico (GMAW-GTAW), b) soldadura de puntos por resistencia (RSW) y c) soldadura por fricción agitación (FSW), entre otros [3, 4]. No obstante, los resultados muestran problemas de discontinuidades, baja soldabilidad y de precipitación de fases de alta dureza como lo son $AlMgCu$, Al_xZn_y [5]. Cabe mencionar, que la propiedad mecánica de dureza incrementa fragilizando la zona de unión debido a las diferencias

químicas entre ambas aleaciones, esto es debido a la heterogeneidad de zonas que se generan por la entrada de calor, principalmente. Por lo tanto, el proceso brazing es una alternativa, ya que por la particularidad de no llevar el material base a su punto de fusión no genera tensiones de origen térmico, por lo cual no se producen deformaciones en él, como consecuencia de esto, se obtienen uniones de mejor calidad: 1) mejor homogeneización microestructural y química, 2) buena distribución de especies químicas y fases y 3) incremento en propiedades mecánicas [6].

Por otro lado, se realizaron pruebas exploratorias en este trabajo analizando la unión de las aleaciones (AA7075-T6/AA6061-T6) soldadas por brazing. Los resultados muestran que existe una difusión de Zn hacia la soldadura y forma un óxido de Zinc (ZnO), que disminuye la mojabilidad de la pasta sobre el metal base, por lo que se forman discontinuidades: micro-rechupes, porosidad, falta de mojado, entre otras. [7]. Así mismo, los intermetálicos $AlFeSi$ son unas de las fases que disminuyen las propiedades mecánicas de los componentes debido a su morfología acicular y fragilidad. Altos contenidos de Mg incrementan el crecimiento de fases $AlFeSi$ debido el punto eutéctico de la aleación se incrementa.

Por lo tanto, en este trabajo de investigación se propone un estudio para mejorar la soldabilidad y formación de fases en el proceso brazing mediante la formación de una barrera difusiva rica en Ti (nanocapas) y el establecimiento de ciclos térmicos, con el fin de definir la factibilidad y condiciones de soldadura de materiales disímiles ricos en Zn y Mg que son empleados en la industria automotriz y aeroespacial.

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo general

Generar las condiciones superficiales para unir el sistema disímil AA6061-T6/AA7075-T6 por el proceso brazing mediante la deposición de Ti entre las superficies a soldar.

1.2.2 Objetivos específicos

- Identificar en la literatura los efectos del Ti en la microestructura, así como el empleo de procesos de soldadura aplicada en las aleaciones propuestas en este trabajo de investigación.
- Depositar en un sólo paso nanocapas de Ti de diversos espesores sobre los sustratos mediante evaporación térmica y, analizar la condición superficial y medir la rugosidad por microscopía de fuerza atómica (AFM), con el fin de establecer un criterio sobre la deposición del Ti y la soldabilidad.
- Analizar la factibilidad de soldar aleaciones de aluminio AA6061-T6/AA7075-T6 sin y con nanocapas de Ti mediante proceso brazing empleando el calorímetro de barrido diferencial (DSC por sus siglas en inglés: *Differential Scanning Calorimeter*), así como evidenciar por técnicas de microscopía el efecto del Ti en el cordón de las soldaduras.
- Evaluar el efecto de la deposición de nanocapas sobre la propiedad mecánica de dureza, para de esta manera establecer la relación entre las muestras soldadas sin nanocapas de Ti con las muestras recubiertas con diferentes espesores.

1.3 Justificación

En la actualidad, la industria aeroespacial y automotriz a nivel mundial está empleando las aleaciones de aluminio AA6061-T6 y AA7075-T6. Estas son empleadas en el diseño y construcción de componentes de diversas configuraciones geométricas para máquinas y estructuras de soporte debido a sus características principales como son la baja densidad, alta resistencia a la fatiga y buena soldabilidad. Sin embargo, la alta tasa del flujo de calor hacia la zona soldada que es promovida por procesos de soldadura de uso común (SMAW, GTAW, MIG y el GMAW), generan distorsiones, discontinuidades, heterogeneidades microestructurales, así como la formación de compuestos intermetálicos y precipitación de fases de aluminio incoherentes que disminuyen las propiedades mecánicas en la soldadura (β -AlFeSi, θ' \rightarrow θ (Al₂Cu)).

Con base en lo anterior, en este trabajo se propone el proceso brazing empleando el calorímetro de barrido diferencial, como una alternativa técnica para estudiar la soldadura del sistema disímil de baja soldabilidad. Así mismo, disminuir o nulificar las distorsiones, esfuerzos residuales y heterogeneidades microestructurales en el cordón de soldadura. Considerando, que el brazing involucra procesos difusivos en estado sólido con enfriamientos dentro del horno, es pertinente establecer los parámetros adecuados en una soldadura de baja soldabilidad (AA6061-T6/AA7075-T6) sin y con nanocapas de Ti, con el fin de proponer un proceso de unión que permita mejorar la soldabilidad y obtener una condición microestructural en el cordón de soldadura con mejores o similares propiedades mecánicas a las del metal base. Cabe destacar, que ésta problemática involucra un aspecto técnico-científico sobre la factibilidad de mejorar la soldabilidad mediante la adición de nanocapas de Ti.

1.4 Planteamiento del problema

Las altas tasas de entrada de calor en los procesos MIG y GMAW forman una serie de microestructuras fuera de equilibrio en la soldadura; debido a las altas velocidades de enfriamiento. Por otro lado, se forman una serie de fases (β -AlFeSi, principalmente) que disminuyen las propiedades mecánicas de dureza y resistencia a la tensión. Cabe mencionar que estas fases son persistentes en los sistemas que contienen Si, Mg y Fe, como es el caso de la aleación A6061. Sólo bajo ciertos procesos posteriores al brazing, como lo es el tratamiento térmico, es posible modificar el tamaño o morfología de las fases intermetálicas AlFeSi en la zona de unión. Otro problema en los procesos de soldadura de las aleaciones de aluminio es que durante la difusión de especies químicas como el Zn y Mg tienden a reaccionar con $O_{2(g)}$ y $H_2O_{(g)}$ del ambiente o del metal de aporte. En consecuencia, se forman óxidos que interfieren con la soldabilidad y generan discontinuidades tales como la porosidad, principalmente. Asimismo, el contenido de Si mayor al 2% en peso incrementa la solubilidad del H_2 en la zona de unión. Estos fenómenos fisicoquímicos son menos activos en el proceso brazing, ya que están bajo una atmósfera inerte dentro del horno. Sin embargo, la tendencia de formar ZnO, Al_2O_3 y MgO por el contenido de elementos orgánicos de la pasta es todavía persistente de disminuir la soldabilidad. Principalmente, los óxidos de zinc y aluminio disminuyen la mojabilidad de la pasta sobre la superficie de los sustratos, por lo tanto, se pretende adicionar nanocapas de Ti para que actúen de tres maneras: 1) como una barrera difusiva de los óxidos; 2) el Ti es un refinador de grano a partir del nucleante activo Al_3Ti y 3) el TiO_2 formado a partir de los elementos orgánicos de la pasta mejora la humectabilidad con respecto al Al_2O_3 , ZnO y MgO en los sistemas de aleaciones de aluminio.

1.5 Hipótesis

Se puede realizar la unión del sistema disímil a través de la deposición de nanocapas de Ti que interfieran como barreras difusivas del Zn y Mg y con ello disminuir la formación de óxidos que impiden la mojabilidad del metal de aporte sobre la superficie del sistema, considerando los diferentes ciclos térmicos, temperaturas y tiempos de permanencia del brazing, con el fin de realizar uniones de aluminio AA7075-T6 y AA6061-T6 con características metalúrgicas adecuadas que están asociadas a las condiciones microestructurales de la unión.

1.6 Aportación tecnológica-científica

Realizar la unión por medio del proceso brazing de un sistema disímil de aleaciones AA6061-T6/AA7075-T6 de baja soldabilidad empleadas en la industria automotriz y aeroespacial, mediante la aplicación de nanopartículas de Ti como barrera difusiva para evitar la formación de óxidos en la soldadura.

1.7 Delimitaciones

En el presente trabajo se lleva a cabo la unión de un sistema disímil de aleaciones de aluminio de baja soldabilidad AA6061-T6/AA7075-T6 mediante el proceso brazing. Para ello se realiza deposición de nanocapas de Ti de 20, 50, 100 y 150 nm sobre la superficie de la aleación AA7075-T6. Como material de aporte se emplea pasta de Al-Si, y el proceso de soldadura se realiza en un equipo de calorimetría diferencial de barrido empleando argón como atmósfera inerte.

Se caracteriza la superficie de las muestras con deposición de nanocapas y la microestructura de las fases que fueron modificadas en tamaño y forma, además de la medición del tamaño de grano en la zona de unión y del metal

base. Así mismo, se correlacionan la parte microestructural con mediciones de microdurezas en el sistema disímil.

CAPÍTULO 2

MARCO TEÓRICO Y ESTADO DEL ARTE

2.1 Principios y fundamentos del brazing

Se entiende por soldadura fuerte, el proceso de unir dos elementos metálicos y en algunos casos no metálicos, mediante el empleo de un metal de aporte. Este proceso de soldadura cuenta con la particularidad de no llevar el metal base a su punto de fusión lo cual es una de sus principales características; la unión se da por medio de la acción capilar en el espacio o hueco existente entre los dos metales a unir.

La Sociedad Americana de Soldadura (American Welding Society, AWS), define la soldadura fuerte como un conjunto de procedimientos de unión que producen la coalescencia de materiales calentándolos a la temperatura de la soldadura fuerte y usando un metal de aporte que tiene un liquidus superior a los 450 °C, e inferior al solidus del metal base. El metal de aporte se distribuye

en el hueco existente entre las superficies a unir por medio de la acción capilar [8].

Este proceso se lleva a cabo cuando la temperatura de calentamiento de los materiales es la correcta; esta temperatura normalmente es de 10 °C a 38 °C sobre el liquidus del metal de aporte, de no lograr la temperatura adecuada en el metal base, la unión podría ser defectuosa [9].

Este proceso es un método versátil para unir elementos metálicos y no metálicos y que brindan algunas ventajas como son [12]:

- Poca o nula afectación sobre la composición de los metales base a unir.
- Es un proceso altamente conveniente para la unión de materiales disímiles con propiedades mecánicas y químicas muy diferentes.
- Por su naturaleza, permite la unión a través de toda el área de contacto entre los metales base.
- Permite la unión de componentes con geometrías múltiples y complejas y espesores diferentes.
- Las uniones soldadas presentan una adecuada apariencia con bordes lisos y limpios.
- La unión se realiza a temperaturas inferiores al punto de fusión de los metales base, lo cual permite la disminución de la distorsión y esfuerzos residuales.

2.2 Parámetros del proceso de soldadura brazing

La calidad de la soldadura fuerte depende del conocimiento y control que se tenga sobre los parámetros que implica la misma. Estos aspectos varían según el tipo de material que se vaya a soldar, así como el lugar donde se realice la unión y la aplicación que tendrá el material soldado. A continuación,

se definen los principales parámetros a considerar para soldar por medio de brazing.

2.2.1 Temperatura de soldeo

En la soldadura fuerte el calentamiento debe ser superior a la temperatura de fusión del material de aporte, pero inferior a la temperatura de fusión del metal base. La AWS, clasifica las temperaturas de solidus, liquidus y los rangos de temperatura brazing de diferentes materiales de aporte, según se muestra en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1 Temperaturas de solidus y liquidus de brazing para aluminio [10].

Clasificación de la AWS	Solidus		Liquidus		Rango de Temperatura Brazing	
	°F	°C	°F	°C	°F	°C
BALSi-2	1070	577	1142	617	1110-1150	599-621
BALSi-3	970	521	1085	585	1060-1120	571-604
BALSi-4	1070	577	1080	582	1080-1120	582-604
BALSi-5	1070	577	1110	599	1090-1120	588-604
BALSi-7	1038	559	1105	596	1090-1120	588-604
BALSi-9	1044	562	1080	582	1080-1120	582-604
BALSi-11	1038	559	1105	596	1090-1120	588-604

2.2.2 Geometría de la unión

Una unión completamente sólida es aquella en la que el 100 % del área de la unión es cubierta por el material de aporte y además está completamente llena de él. La selección de la unión a utilizar dependerá de varios factores como son el número de elementos a soldar, el método de aplicación del material de aporte y el proceso de calentamiento utilizado. En general, la capacidad para soldar un material en particular se basa en la habilidad de crear

una superficie limpia libre de óxidos que pueda entrar en contacto con el material de aporte.

En la soldadura fuerte se tomarán en cuenta únicamente dos tipos de uniones principales, la unión tope y la unión a traslape (Figura 2.1 y Figura 2.2) ya que el resto de las uniones es básicamente una modificación de las antes mencionadas.

- Unión a Tope: Este tipo de unión, presenta la característica de realizar la soldadura en una proporción igual al espesor al de las piezas a unir.

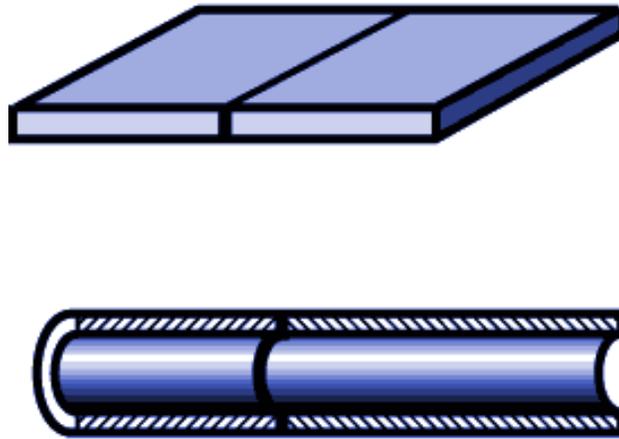


Figura 2.1 Diseño de unión a tope para brazing [13].

El diseño y preparación es relativamente sencillo, tal como se muestra en la Figura 2.1, y cuenta con una excelente resistencia para varias aplicaciones. Es importante resaltar que la resistencia de la unión a tope tiene algunas limitaciones, ya que, en parte, ésta depende de la cantidad de superficie de enlace, además, la zona de enlace no puede ser más grande que la superficie de contacto del material más delgado.

- Unión de Traslape: Para realizar una unión de traslape de calidad se tienen que tomar en cuenta aspectos como son el grado de traslape y la separación entre los materiales a unir, la Figura 2.2, muestra un ejemplo de dicha unión.

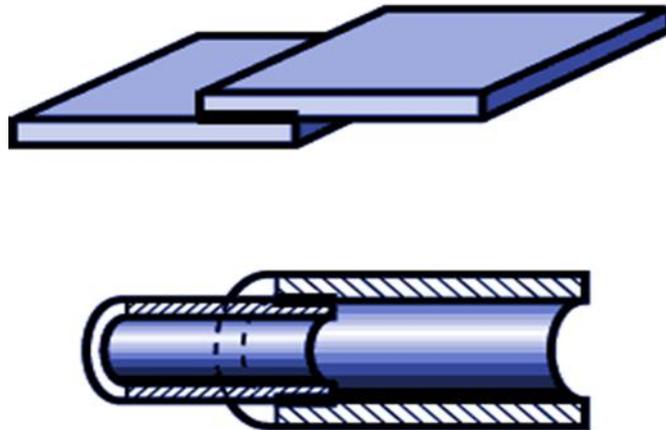


Figura 2.2 Diseño de unión traslape para brazing [13].

Al aumentar el grado de traslape del material y obtener una separación adecuada de los mismos, se pueden obtener uniones muy resistentes que pueden soportar cargas mayores a las de una unión a tope. En muchas ocasiones, es necesario obtener propiedades de los dos tipos de uniones, para ello se puede realizar una combinación de las mismas [9], [10].

2.2.3 Material de aporte

El metal de aporte en la soldadura fuerte es seleccionado en función del metal base que se va a soldar, así como el proceso de calentamiento, la composición química, propiedades y comportamiento durante la fusión del material de aporte. Según la AWS [10], el material de aporte debe tener una temperatura de liquidus superior a los 450 °C, pero inferior a la temperatura de fusión del metal base.

La soldadura de aluminio, requiere de un proceso muy estricto, y esto debido a la poca diferencia de temperatura que existe entre el punto de fusión del metal de aporte con el metal base [9].

Cabe señalar que para uso satisfactorio, el metal de aporte debe poseer características como la capacidad de difundir y adherirse al metal base, un rango de fusión y fluidez adecuada que permitan su distribución por capilaridad y la capacidad para formar juntas de soldadura fuerte que posean propiedades mecánicas y físicas adecuadas para la aplicación del servicio previsto [11].

En la Tabla 2.2 se da a conocer información sobre la composición de metales de aporte de aluminio, según clasificación de la AWS A5.8

Tabla 2.2 Composición química para metales de aporte de aluminio
(% e. p.) [10].

Clasificación AWS	Número UNS	Si	Cu	Mg	Bi	Fe	Zn	Mn	Cr	Ni	Ti	Be	Al	Otros elementos	
														Cada	Total
BAISI-2	A94343	6.8–8.2	0.25	----	----	0.8	0.20	0.10	----	----	----	----	Resto	0.05	0.15
BAISI-3	A94145	9.3–10.7	3.3–4.7	0.15	----	0.8	0.20	0.15	0.15	----	----	----	Resto	0.05	0.15
BAISI-4	A94047	11.0–13.0	0.30	0.10	----	0.8	0.20	0.15	----	----	----	----	Resto	0.05	0.15
BAISI-5	A94045	9.0–11.0	0.30	0.05	----	0.8	0.20	0.05	----	----	0.20	----	Resto	0.05	0.15
BAISI-7	A94004	9.0–10.5	0.25	1.0–2.0	----	0.8	0.20	0.10	----	----	----	----	Resto	0.05	0.15
BAISI-9	A94147	11.0–13.0	0.25	0.10–0.50	----	0.8	0.20	0.10	----	----	----	----	Resto	0.05	0.15
BAISI-11	A94104	9.0–10.5	0.25	1.0–2.0	0.02-0.20	0.8	0.20	0.10	----	----	----	----	Resto	0.05	0.15
BMg-1	M19001	0.05	0.05	resto	----	0.005	1.7–2.3	0.15–1.5	----	0.005	----	0.0002-0.0008	8.3–9.7	----	0.30

Otro aspecto a considerar es la forma que posea el material de aporte, ya que se verá afectada por las condiciones en las que se realice el proceso. No todos los materiales de aporte utilizados en el brazing se encuentran en forma ilimitada, por lo cual es conveniente distinguirlos en dos grupos: los que se aplican posteriormente al proceso de calentamiento y los que se colocan antes del calentamiento. Las formas disponibles de estos materiales incluyen varillas, alambres, laminillas, anillos, polvos y pastas.

2.2.4 Proceso de calentamiento

El calentamiento tiene que cumplir con la función de llevar el material de aporte y el metal base a la temperatura adecuada del brazing. El método de calentamiento puede variar según las condiciones y necesidades en que se realice la unión y estos pueden ser principalmente por medio de horno, antorcha y resistencia [11].

2.2.5 Atmósfera protectora

El medio de calentamiento por el cual se realice el proceso de brazing definirá las condiciones atmosféricas para el mismo. Las atmósferas controladas a menudo se emplean con el fin de evitar la formación de óxidos y otros elementos indeseados, lo cual permite un flujo adecuado del metal de aporte sobre la superficie limpia del metal base.

El medio de calentamiento por el cual se emplea atmósfera controlada es el brazing por horno, y estos pueden ser de inducción, resistencia o infrarrojo. Los gases normalmente utilizados como atmósfera son argón, nitrógeno, hidrógeno, helio, combinaciones de oxígeno con los antes mencionados, de igual forma el proceso puede llevarse a cabo en vacío. La Tabla 2.3 muestra algunas atmósferas para brazing, esto en función del metal de aporte y metal base utilizado.

Tabla 2.3 Atmósferas para brazing [11].

Atmosferas para brazing según AWS	Fuente	Máximo punto de rocío de gas de entrada	Metal de aporte	Metal base
10	Vacío	Vacío arriba de dos torr (266 Pa)	BCu, Bag	Cobre
10A	Vacío	0.5-2 torr (67 Pa- 266 Pa)	BCu, Bag	Aceros bajo carbono y cobre
10B	Vacío	0.001 torr – 0.5 torr (0.133 Pa – 67 Pa)	BCu, Bag	Aceros baja aleación y bajo carbono, cobre
10C	Vacío	< 0.001 torr (0.133 Pa)	BNi, BAu, BAlSi, aleación de Ti	Aceros inoxidable, materiales resistentes a la corrosión y elevadas temperaturas, aluminio, titanio, zirconio y metal refractarios

2.2.6 Difusión en el proceso brazing

El proceso brazing produce juntas libres de interfaces que llevan las propiedades de la unión a condiciones similares a la de los metales base; para lo cual es necesario un proceso difusivo completo del material de aporte con el metal base.

En el proceso difusivo del brazing se llevan a cabo cuatro etapas principales (Figura 2.3):

- A. Calentamiento de los materiales a unir hasta la temperatura de fusión del metal de aporte.
- B. Disolución del metal base.
- C. Solidificación de la fase líquida.
- D. Homogenización del soluto.

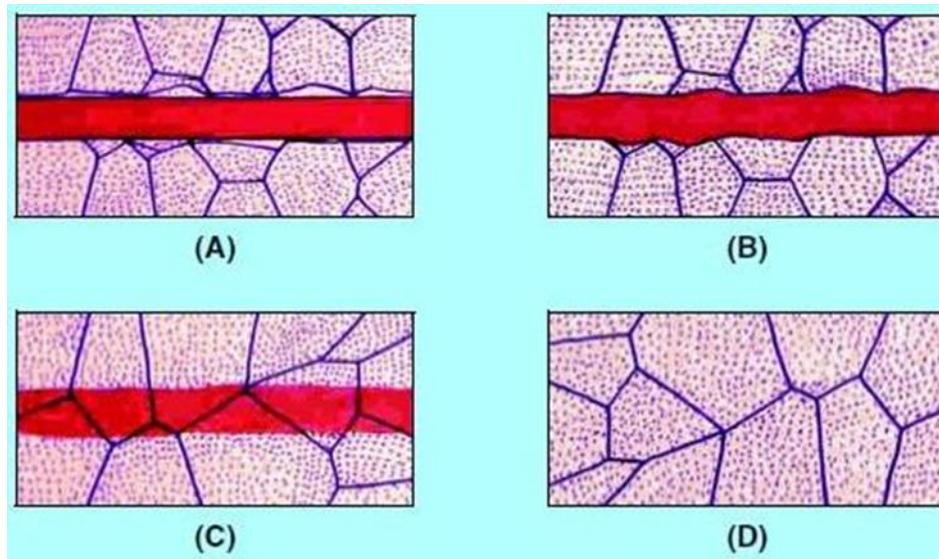


Figura 2.3 Representación esquemática de los 4 estados principales del brazing [11].

La Figura 2.3 (A), muestra la primera etapa del proceso brazing en donde la unión se encuentra en condición de ensamble y es calentada de temperatura ambiente hasta el punto de fusión del material de aporte permitiendo una interdifusión en el proceso de calentamiento. Una segunda etapa del proceso es apreciada en la Figura 2.3 (B) en donde se lleva a cabo el estado de disolución del metal base dentro del líquido, incrementando la zona líquida. Una solidificación isotérmica se lleva a cabo, en donde la zona líquida solidifica como resultado de la difusión de soluto dentro del metal base a temperatura brazing siendo esta la etapa más importante del proceso (ver Figura 2.3 (C)). Como última etapa se lleva a cabo la homogenización o redistribución del soluto en esto sólido según se muestra en la Figura 2.3 (D) [11, 14].

2.3 Aleaciones de aluminio

Las aleaciones de aluminio son materiales que contienen como elemento principal el aluminio y pequeñas proporciones de otros metales. Los principales elementos de aleación en el aluminio como el silicio (Si), magnesio (Mg), cromo

(Cr) y el cobre (Cu), tienen como función principal mejorar las propiedades mecánicas y físicas de la aleación, pero algunos elementos como el cromo (Cr), titanio (Ti), níquel (Ni), circonio (Zr) y escandio (Sc) son añadidos para conseguir propiedades específicas en el material. La Figura 2.4 muestra la solubilidad de los elementos principales de aleación en función de la temperatura y en todos los casos la solubilidad aumenta con la misma.

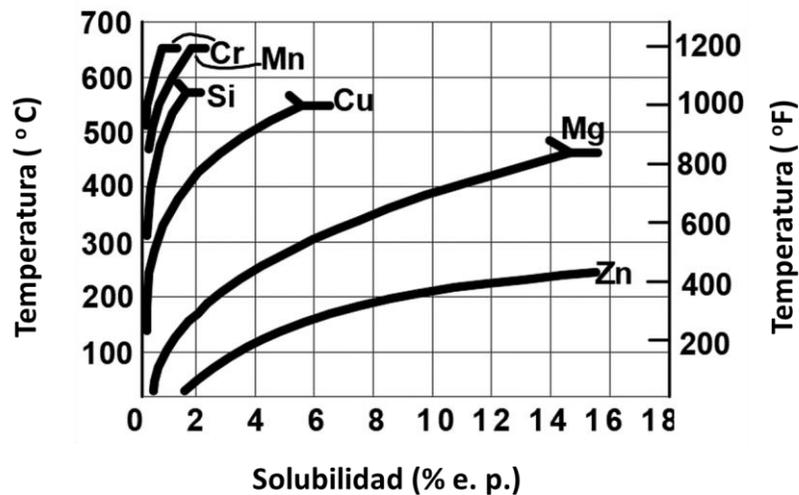


Figura 2.4 Solubilidad como efecto de la temperatura de elementos de aleación más frecuentes en el aluminio [15].

Los efectos principales de los elementos de aleación son [5]:

- Magnesio (Mg), aumenta la resistencia a través del fortalecimiento de la solución sólida y mejora la capacidad de endurecimiento por trabajo en frío.
- Manganeso (Mn), incrementa la resistencia a la corrosión, así como el endurecimiento por trabajo en frío.
- Cobre (Cu), aumenta la resistencia del material, permitiendo el endurecimiento por precipitación, reduce la resistencia a la corrosión ductilidad y soldabilidad.

- Silicio (Si) incrementa la resistencia y la ductilidad, en combinación con el magnesio produce endurecimiento por precipitación.
- Zinc (Zn), incrementan sustancialmente la resistencia, permite endurecimiento por precipitación, puede causar corrosión por tensión.
- Hierro (Fe), incrementa la resistencia en aluminio puro, generalmente como elemento residual.
- Cromo (Cr), incrementa la resistencia a la corrosión bajo tensión.
- Níquel (Ni), mejora la resistencia a alta temperatura.
- Titanio (Ti), es utilizado como elemento refinador de grano, particularmente en metales de aporte.
- Circonio (Zr), es utilizado como elemento refinador de grano, particularmente en materiales de aporte.
- Escandio (Sc) incrementa sustancialmente la resistencia por endurecimiento por envejecimiento.
- Plomo (Pb) y bismuto (Bi), ayudan a la formación de viruta en el mecanizado libre de aleaciones.

Las aleaciones de aluminio se pueden dividir en dos grupos de importancia: las aleaciones para forja y aleación para fundición, esto dependiendo de su método de manufactura. En la Tabla 2.4 se muestra la clasificación para aleaciones de aluminio.

Tabla 2.4 Sistema de clasificación para las aleaciones de aluminio [16].

Aleaciones para forja		
1xxx	Aluminio comercialmente puro (>99% Al)	No es endurecible por envejecimiento
2xxx	Al-Cu y Al-Li	Endurecibles por envejecimiento
3xxx	Al-Mn	No es endurecible por envejecimiento
4xxx	Al-Si y Al-Mg-Si	Endurecible por envejecimiento si está presente en magnesio
5xxx	Al-Mg	No es endurecible por envejecimiento
6xxx	Al-Mg-Si	Endurecible por envejecimiento
7xxx	Al-Mg-Zn	Endurecible por envejecimiento
8xxx	Al-Li, Sn, Zr o B	Endurecible por envejecimiento
Aleaciones para fundición		
1xx.x	Aluminio comercialmente puro	No es endurecible por envejecimiento
2xx.x	Al-Cu	Endurecibles por envejecimiento
3xx.x	Al-Si-Cu o Al-Mg-Si	Algunos son endurecibles por envejecimiento
4xx.x	Al-Si	No es endurecible por envejecimiento
5xx.x	Al-Mg	No es endurecible por envejecimiento
7xx.x	Al-Mg-Zn	Endurecible por envejecimiento
8xx.x	Al-Sn	Endurecible por envejecimiento

Cabe mencionar que las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio no solo se ven afectadas por sus elementos de aleación, sino también por la condición en que se encuentre, esto dependerá del método de fabricación o los tratamientos térmicos que haya recibido. La condición en que se encuentre una aleación de aluminio estará designada por una letra o número, seguido del código principal. La Tabla 2.5 muestra la condición del aluminio según sufijo seguido de la clasificación.

Tabla 2.5 Tratamiento térmico y sistema de clasificación para aleaciones de aluminio [5].

Sufijo	Tratamiento y / o condición
F	En bruto de fabricación, como fue fabricado sin tratamiento térmico o mecánico.
O	Recocido / para productos forjados solamente
H	Endurecido por deformación mediante trabajo en frío.
H1	Trabajo en frío solamente.
H2	Trabajo en frío y parcialmente recocido.
H3	Trabajo en frío y estabilizado
W	Solución tratada térmicamente
T	Tratada térmicamente / estable
T1	Enfriamiento desde la conformación en caliente y envejecimiento natural.
T2	Recocido, solamente para productos fundidos
T3	Solución más trabajo en frío y naturalmente envejecido
T4	Solución más envejecimiento natural
T5	Envejecido artificial (fundición o extrusión).
T6	Solución sólida, temple y envejecido artificialmente

Las aleaciones de aluminio cuentan con una amplia gama de aplicación en la industria, aunque en comparación con el acero, posee propiedades de tensión relativamente bajas, su relación resistencia-peso y resistencia a la corrosión son muy altas. En la industria automotriz y aeronáutica tienen gran aplicación ya que en estos rubros el peso es un factor de relevancia.

Otro aspecto que cabe resaltar sobre estos compuestos es la soldabilidad, ya que por sus características en la mayoría de sus aplicaciones requieren de procesos especiales de soldadura, siendo factible la unión para unas aleaciones más que para otras, caso de las aleaciones de las series 6xxx y 7xxx [16].

2.3.1 Aleaciones de aluminio serie 6XXX

Como se mencionó anteriormente, las aleaciones de aluminio serie 6xxx, corresponden a las que contienen como elementos principales de aleación el Mg y el Si, estando estas mismas dentro de la categoría de las aleaciones que pueden ser endurecibles por envejecimiento. Características como una resistencia moderada a alta y una alta resistencia a la corrosión, hacen que las aleaciones de aluminio serie 6xxx, forjadas y tratadas térmicamente tengan gran aplicación en extrusiones arquitectónicas y componentes de automóviles. La fase Mg_2Si (Figura 2.5) presente en estas aleaciones, es la base para el endurecimiento por precipitación y a menudo es encontrada en solución sólida o como un precipitado sub-microscópico; debido a que estas aleaciones son normalmente usadas en condición de tratamiento térmico, los elementos de aleación como el Cr y Mn no determinan un efecto significativo en sus propiedades [15].

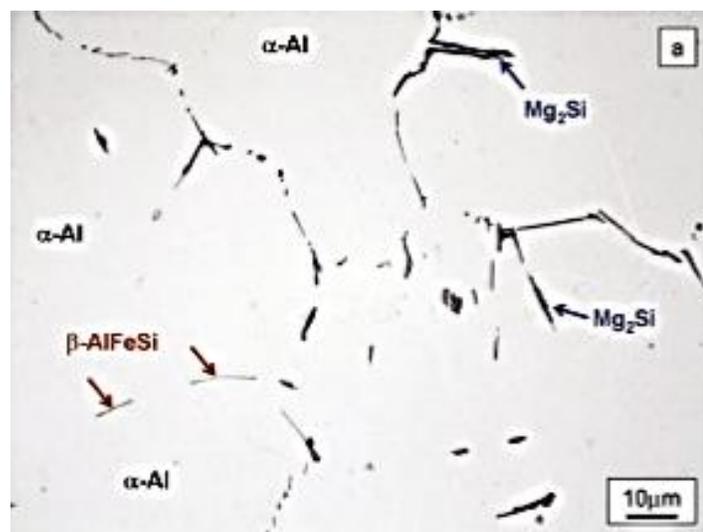


Figura 2.5 Imagen con microscopio óptico de AA6063 que muestra las fases AlFeSi y Mg_2Si [17].

2.3.2 Aleaciones de aluminio AA6061

La aleación de aluminio AA6061 es un material con múltiples aplicaciones, esto debido a que presenta excelentes características de fabricación, una buena soldabilidad y otorga muy buen comportamiento en requerimientos de medianos y grandes esfuerzos. De igual forma es una de las aleaciones con mayor opción de ser tratada térmicamente [16, 18].

Las Tablas 2.6 y 2.7 muestran la composición química y las propiedades de esta aleación según la AWS.

Tabla 2.6 Composición nominal, rango de fusión y soldabilidad de la aleación de aluminio AA6061 [11].

Asociación del aluminio	Rango de soldabilidad	Composición nominal (wt %)							Rango de fusión aproximado	
		Cu	Si	Mn	Mg	Zn	Cr	Al	°F	°C
6061	A	0.25	0.6	----	1	----	0.25	resto	1100-1205	593-651

Tabla 2.7 Propiedades de resistencia a la tensión representativas [18].

Aleación y temple	Resistencia última a la tensión		Resistencia a la cedencia		% de elongación en 50 mm (2 pulg.)	
	MPa	Ksi	MPa	Ksi	Espécimen de 1.6 mm (1/16 pulg.) de espesor	Espécimen de $\varnothing = 13$ mm (1/2 pulg.)
5657-H25	159	23	138	20	12
6061-O	124	18	55	8	25	30
6061-T4	241	35	145	21	22	25
6061-T6 y T651	310	45	276	40	12	17

Esta aleación posee aplicaciones en la elaboración de compuestos de transporte, parte de máquinas y equipos industriales y elementos de recreación; su alta resistencia a la corrosión la hace formar parte de los materiales utilizados en la industria náutica [10, 13].

2.3.3 Aleaciones de aluminio serie 7XXX

Las aleaciones de aluminio serie 7xxx, son conocidas principalmente por su alto contenido de Zn como elemento principal de aleación, pero éstas a su vez pueden ser clasificadas como aleaciones con contenidos de cobre y aleación libres de cobre. Este último, en combinación con otros elementos como el Mg, Cr o Zr, proveen a estas aleaciones muy altos niveles de resistencia (≥ 500 MPa), lo cual hace a estos materiales aptos para aplicaciones aeroespaciales.

No obstante, las aleaciones libres de cobre poseen características muy deseables como: una resistencia moderada-alta, excelente tenacidad, formabilidad y soldabilidad, aspectos que han propiciado que estas aleaciones tengan gran aplicación en la industria automotriz, miembros estructurales, corazas para vehículos militares y componentes de equipo de transporte [15].

Una particularidad que cabe mencionar de estas aleaciones, es la susceptibilidad que tienen al agrietamiento por corrosión bajo tensión, la cual es favorecida por sus altos contenidos de Zn, siendo esta más marcada en la aleaciones con contenidos de cobre en su composición química [15].

2.3.4 Aleaciones de aluminio AA7075

La aleación de aluminio AA7075 es un material que posee alta resistencia mecánica, una excelente resistencia de tenacidad a la fractura y resistencia a la corrosión; por conservar estas características sin perder su peso ligero, posee grandes aplicaciones en construcción de aviones, embarcaciones, piezas de automóviles y otras aplicaciones donde se requiera muy alta resistencia

mecánica y buena resistencia a la corrosión. Un elemento importante de mencionar sobre esta aleación es su soldabilidad, ya que no presenta las mismas condiciones que las aleaciones de la serie AA6xxx [18].

En la Tabla 2.8 se presentan algunas propiedades mecánicas y composición de aleaciones de aluminio AA7075.

Tabla 2.8 Propiedades mecánicas y composición química nominal de la aleación de aluminio AA7075 [16].

Asociación	Resistencia a la tensión		Esfuerzo de cedencia		Composición nominal (% e. p.)					
	MPa	Ksi	MPa	Ksi	Zn	Mg	Si	Cu	Cr	Al
AA7075-T6	572	83	503	73	5.6	2.5	0.09	1.9	0.21	Bal.

2.4 Metalurgia de soldadura de aluminio

En comparación con otros metales no ferrosos, el aluminio y sus aleaciones son de los materiales más frecuentemente soldados, esto debido a su amplia aplicación y buenas propiedades. Cuando un metal es sometido a un proceso de soldadura, el ciclo térmico presente en el proceso cambiará la microestructura del metal base y el metal de aporte, dicho cambio se verá reflejado en una modificación de las propiedades mecánicas y metalúrgicas en la zona donde se llevó a cabo el proceso de unión.

Antes de describir el comportamiento que presentan las aleaciones de aluminio AA6061-T6 y AA7075-T6 ante un proceso de soldadura, se hará referencia a los elementos principales de aleación que las conforman, ya que estos toman gran relevancia en el comportamiento del metal cuando es soldado.

En el caso de aleaciones de la serie 6xxx, en la Tabla 2.6 se dio a conocer que los elementos principales de aleación son el magnesio y el silicio y en las aleaciones de la serie 7xxx son el zinc, magnesio y cobre.

➤ Soldadura de aleaciones de aluminio AA6061-T6

Referente a la aleación AA6061, responde muy bien a los procesos de soldadura, como son la soldadura por resistencia, soldadura por rayo de electrones y soldaduras por metal y gas inerte. De forma general, se puede decir que la mayor parte de las aleaciones de aluminio tratables térmicamente pueden ser soldadas; sin embargo, estas aleaciones responden mejor a algunos procesos de soldadura que a otros.

Una de las dificultades presentes para soldar esta aleación, es la sensibilidad al agrietamiento por solidificación que presenta, siendo propicio para soldar por procesos que requieran el implemento de metal de aporte.

Para este material, la soldadura fuerte toma importancia en zonas donde no se requiere de fusión del metal base y el sobrecalentamiento del mismo [19].

➤ Soldadura de aleaciones de aluminio AA7075-T6

Esta aleación entra en la categoría de materiales de alto rendimiento, pero al mismo tiempo es denominado como un material difícil de soldar. Este último atributo se debe a razones tales como la poca diferencia que existe entre el punto de fusión del metal base con los materiales de aporte existentes; otra razón por la cual esta aleación presenta dificultades para ser soldada es debido a que presenta susceptibilidad a la corrosión bajo tensión.

Este fenómeno que experimenta dicha aleación puede manifestarse durante el proceso de solidificación o posteriormente a la soldadura una vez que el material se encuentra expuesto a condiciones ambientales corrosivas y es sometido a tensiones de tracción constante.

Componentes como el Zn, el Cu y el Mg presentes en la aleación, buscan mejorar las propiedades mecánicas de la misma, los dos últimos mencionados amplían la gama de coherencia de la estructura de la matriz, lo cual se refleja como aumento en la sensibilidad al agrietamiento [19].

2.4.1 Fases presentes en soldaduras de aluminio

Cuando se sueldan aleaciones de aluminio tratables térmicamente, esas pueden sufrir significativas pérdidas en sus propiedades mecánicas debido a la precipitación de fases indeseables. La precipitación de estas fases dependerá principalmente de la composición química del material que se está trabajando.

En el caso de las aleaciones de aluminio de la serie 6xxx, correspondientes a la composición Al-Mg-Si, el mecanismo de precipitación se da de la siguiente forma:

Solución sólida → *zonas GP (esféricas)* → β'' (*agujas*) → β' (*barras*) → β (*placas-Mg₂Si*)

Donde:

- La solución sólida corresponde al estado solubilizado de la matriz
- Las zonas GP, son zonas de Guinier-Preston (primer producto de descomposición de la solución sólida)
- β'' corresponde a la fase metaestable coherente.
- β' en la fase metaestable semi-coherente, con estructura hexagonal.
- β Fase estable e incoherente, con estructura cúbica.

Referente a las aleaciones de la serie 7xxx, con composición principal Al-Zn-Mg, la secuencia de precipitación puede presentarse como:

Solución sólida → *zonas GP (esféricas)* → *(agujas)* → η' *(barras)* → η *(placas-Zn₂Mg)*

Para las aleaciones Al-Cu, cuando se llega a temperaturas de envejecido artificial, existen las siguientes secuencias de precipitado:

Solución sólida supersaturada → *zonas GP* → θ'' → θ' → θ (Al₂Cu) [20]

Cuando las aleaciones contienen pequeños contenidos de Fe como es el caso de las aleación serie 7xxx y las 6xxx, precipitan comúnmente como compuestos intermetálicos las fases Al₃Fe, Al₆FeMn y la α -AlFeSi [21].

2.4.2 Efecto de las fases sobre las propiedades mecánicas

Lo ideal en una soldadura sería que las condiciones que presenta la zona soldada y sus puntos adyacentes sean lo más equivalentes posible a las propiedades del metal base que se está trabajando. Esta condición se ve afectada por muchos factores que interfieren en el proceso de soldadura como son el control de los parámetros del proceso, la composición química del material a soldar, el material de aporte utilizado, entre otros.

Debido a la composición química del metal base, composición del material de aporte, tipo y temperatura a la que se lleva a cabo el proceso, la formación de compuestos intermetálicos juega un papel muy importante en el comportamiento de las propiedades mecánicas y metalúrgicas de las uniones de aleaciones de aluminio.

Samuel y colaboradores en el 2015 [22], realizaron un estudio sobre el efecto de los compuestos intermetálicos sobre la microestructura y propiedades de tensión de aleaciones de aluminio, haciendo énfasis sobre el papel de estroncio (Sr), magnesio (Mg) y berilio (Be) específicamente.

Los materiales analizados fueron varias aleaciones de la serie A357 base aluminio con Mg, Fe, Be y Sr como elementos principales de aleación de los cuales se muestra una representación en la Tabla 2.9.

Estos materiales fueron elaborados por fundición en un molde metálico (ASTM B-108). En el estudio realizado se pudo observar que elementos como el Fe y Mg, aumentan la formación de la fase π -Al₈FeMg₃Si₆ según se muestra en la Figura 2.6; de igual forma el aumento del contenido de Fe propicia el incremento de la fracción volumétrica de la fase β -Al₅FeSi parcialmente soluble [22]. El análisis fue llevado a cabo empleando microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido de emisión de campo FE-SEM y ensayos de máquinas MTS.

Tabla 2.9 Composición química promedio de las aleaciones utilizadas en el estudio microestructural [22].

Código de aleación	Concentración de elementos (% e. p.)								
	Si	Fe	Mg	Cu	Mn	Ti	Sr	Be	Al
A1	7.02	0.101	0.376	0.05	0.01	0.143	0.001	-	resto
A3	7.08	0.123	0.76	0.034	0.007	0.192	0.002	-	resto
C3	6.21	0.69	0.85	0.033	0.005	0.207	0.014	>0.036	resto

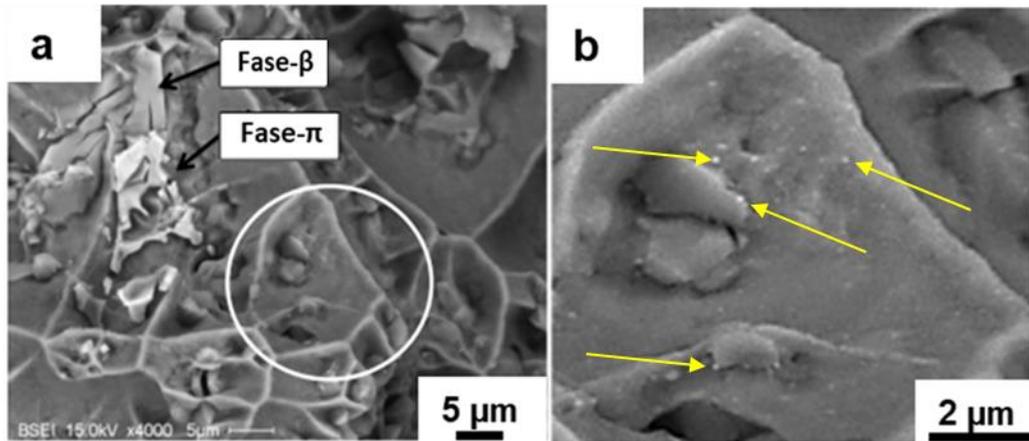


Figura 2.6 Imágenes de fractura de una aleación A357 obtenidas por microscopía electrónica de barrido MEB a) Fase π y fragmentación de las plaquetas de la fase β b) partículas ultrafinas de Si dispersas en la matriz del material [22].

Al realizar los respectivos ensayos a las probetas analizadas, se pudo concluir que el agregar berilio a la aleación favorece la formación de una fase Fe-Be en forma de escritura china en los espacios interdendríticos (Figura 2.7) disminuyendo los efectos nocivos de la fase β y mejorando las propiedades mecánicas de la aleación. El aumento de los índices de Fe disminuye las propiedades mecánicas de la aleación, mientras que el incremento de Mg aumentó los mismos ya que propicia precipitación de la fase π . El introducir Be y Sr mejora los índices de calidad de la aleación independiente a los índices de Mg y Fe presentes. La Tabla 2.10 muestra que los índices de calidad mejoran con el tratamiento térmico de solución a partir de 5 h a 12 h.

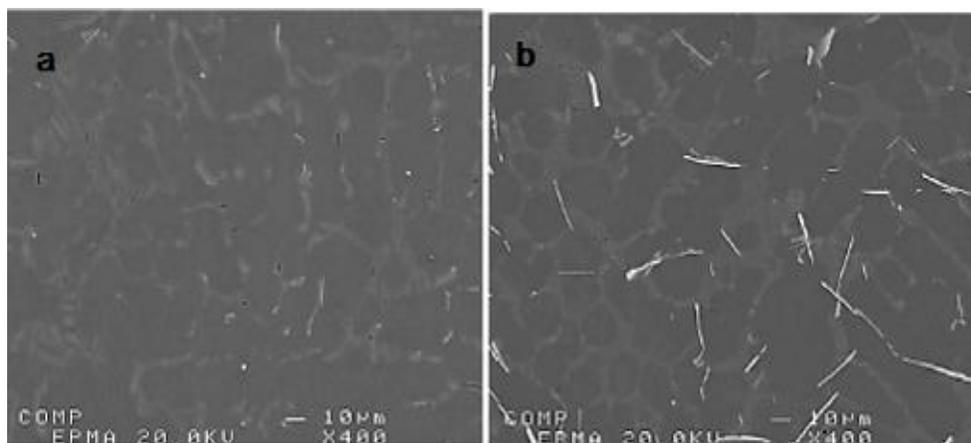


Figura 2.7 Microestructura de las aleaciones en condición de fundición a) A1 y b) C3 [22].

Tabla 2.10 Propiedades de tensión de las aleaciones A1, A3 y C3 del estado recién fundidos y en condición de tratamiento térmico [22].

Código de aleación	Propiedades mecánicas	Condición de fundición	T.T. de solución 12h	Tiempo de envejecido (h)			
				2	4	6	8
A1	UTS (Mpa)	203.8	255	340.3	356	359.9	362.3
	YS (Mpa)	97.1	107.5	228.7	273.5	284.3	274.1
	EI (%)	6.5	17.6	12.3	9.9	8.7	9.4
A3	UTS (Mpa)	204.3	287.4	351.3	368.1	381.9	382
	YS (Mpa)	114.1	154	265.7	294.8	32.1	336.4
	EI (%)	3.4	9.7	6.5	3.6	3.9	2.7
C3	UTS (Mpa)	200.9	250.4	316.5	334.4	337.4	335.3
	YS (Mpa)	116	151.8	294.2	301.3	317	326
	EI (%)	2.6	4.3	1.0	1.1	0.8	0.7

UTS: esfuerzo último a la tensión,

YS: límite de elasticidad

EI: porcentaje de elongación

Otro estudio realizado en el 2014 por Luo y colaboradores. [23], consistió en implementar un nuevo material de aporte con bajo contenido de Cu para uniones de aleaciones de aluminio de alta resistencia soldadas por brazing. Para esta investigación se utilizaron aleaciones de aluminio AA6061 (Figura 2.8) soldadas en horno de vacío calentado por resistencia utilizando atmósfera de argón de alta pureza con el fin de eliminar la película de óxido de la superficie de las piezas. Como materiales de aporte se utilizaron combinaciones de Al-Si-Cu y Al-Si-Cu-Ni con porcentajes en peso según se muestra en la Tabla 2.11.

Tabla 2.11 Composición química y propiedades térmicas del material de aporte [23].

Muestras	Composición química (% e. p.)						
	Si	Cu	Ni	Al	T _L (°C)	T _s (°C)	$\Delta T = (T_L - T_s)$ (°C)
1	9.6	10	--	resto	563.9	518.6	45.3
2	9.6	15	--	resto	554.6	517.5	37.1
3	10	10	4	resto	548.4	519.9	28.5
4	10	12	4	resto	545.2	518.7	26.5
5	10	15	4	resto	540.2	515.3	24.9

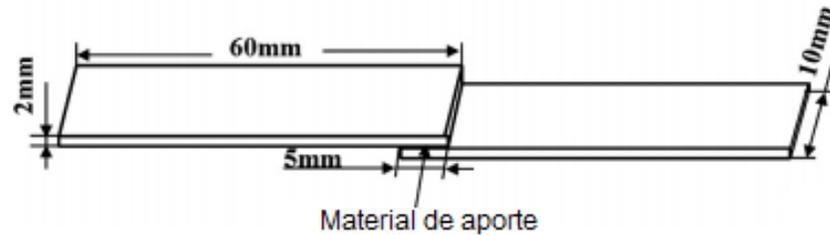


Figura 2.8 Ilustración esquemática de aleación de aluminio en junta a tope [23].

Las resistencias de las uniones fueron medidas por cizallado haciendo uso de una máquina de ensayo CMT-5205. Las superficies fracturadas del material fueron analizadas por microscopía electrónica de barrido (MEB); las fases microestructurales observadas también se analizaron con espectrometría de dispersión de energía de rayos X EDS.

De los materiales de aporte con Al-9.6Si-(10,15) Cu se pudo observar la formación de compuestos de una fase eutéctica ternaria Al-Si-Cu, una solución sólida dendrítica α -Al, los compuestos intermetálicos (θ) Al_2Cu y algunas partículas de Si en una fase eutéctica Al-Si que las rodea. Estas fases se pueden observar en la Figura 2.9. De igual forma se puede apreciar que la fase eutéctica de Al-Si y la fase α -Al disminuyen considerablemente con el aumento del porcentaje en peso de 10 a 15 Cu.

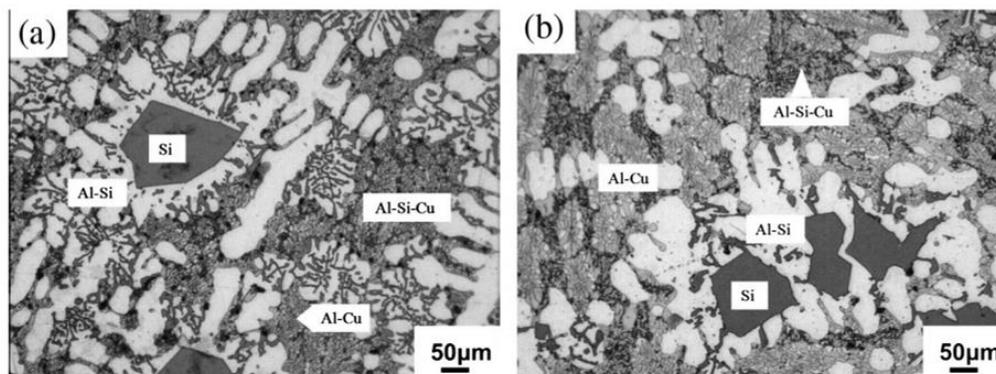


Figura 2.9 Microestructuras de metales de aporte (a) Al-9.6Si-10Cu, (b) Al-9.6Si-15Cu [23].

Al agregar Ni (4% en peso) a la aleación Al-Si-Cu, la fase eutéctica ternaria Al-Si-Cu y el Si de la fase eutéctica típicamente presentada con morfología acicular gruesa desapareció y parte de algunas fases de Si mostraron estructura fibrosa fina según se puede apreciar en la Figura 2.10 (c). De igual manera con el aumento del contenido de Cu incrementó el componente intermetálico (θ) Al_2Cu y reapareció la fase eutéctica Al-Si-Cu; el tamaño de la fase eutéctica Al-Si-Cu-Ni se expandió como en el caso de la aleación Al-10Si-12Cu-4Ni mostrada en el inciso (d) de la Figura 2.10.

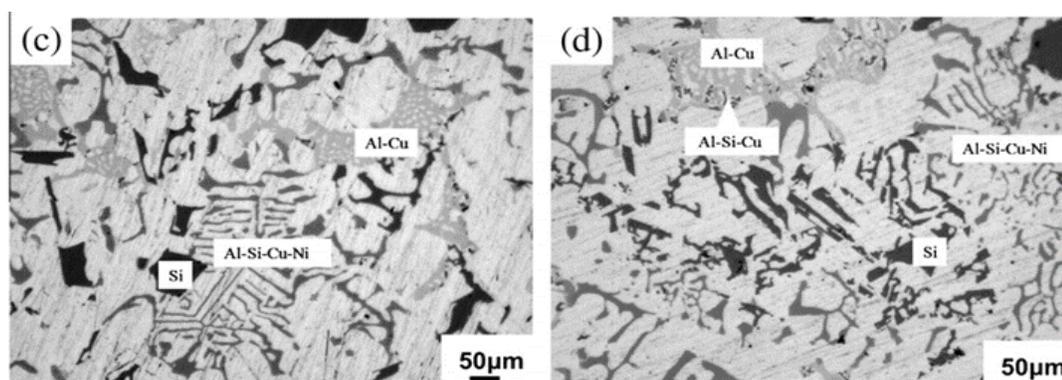


Figura 2.10 Microestructuras de metales de aporte (c) Al-10Si-10Cu-4Ni, (d) Al-10Si-12Cu-4Ni [23].

De todo el trabajo realizado se concluyó que, en nuevos materiales de aporte con bajo punto de fusión, al incrementar el contenido de Cu del 10 al 15% en peso, la temperatura de liquidus y solidus del material Al-Si-Cu-Ni decrece, a lo que se le atribuye la reducción de las fases binarias Al-Si y la mejora en las propiedades de las fases eutécticas complejas formadas a bajas temperaturas como son las reacciones Al-Cu, Al-Si-Cu y Al-Si-Cu-Ni. De igual forma se concluyó que al soldar aleaciones de aluminio AA6061 con material de aporte Al-10Si-15Cu-4Ni durante el tiempo de 60 minutos, se pueden mejorar las propiedades de resistencia al cizallamiento de la unión según se muestra en la Figura 2.11 [23].

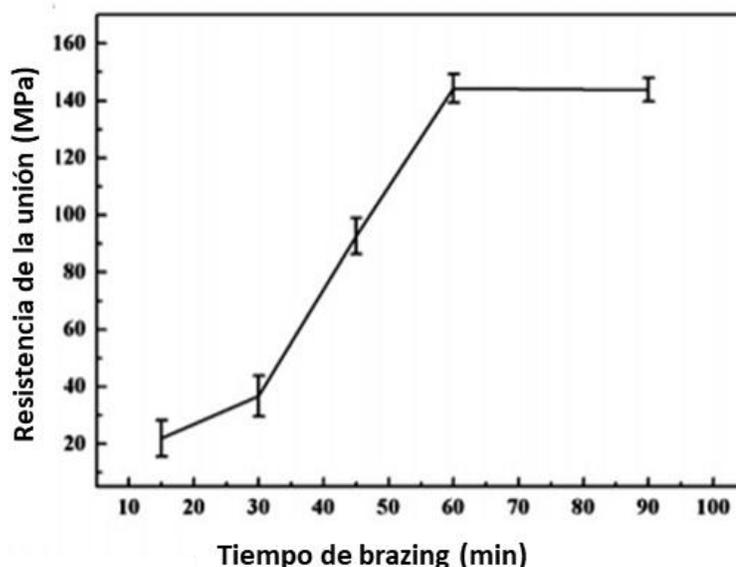


Figura 2.11 Resistencia a la cizalladura de uniones de aleaciones de aluminio AA6061 después de la soldadura con metal de aporte Al-10Si-15Cu-4Ni a 570 °C durante diferentes tiempos de retención [23].

2.4.3 Defectos en la zona de unión

Una de las áreas más importantes de indagar en los procesos de soldadura, es la zona de unión, ya que la condición de este punto definirá en gran manera los criterios de calidad de la misma. El estudio de los fenómenos que ocurren en la zona de unión proveerá conocimientos necesarios para controlar los mismos.

Los defectos presentes en esta zona tienen consecuencias en el desempeño de las propiedades mecánicas de la unión. La soldadura de aluminio lleva consigo una serie de defectos de los cuales, si no se tiene precaución, limitarán las posibilidades de obtener una unión dentro de criterios de aceptación.

En general estos defectos se verán afectados por los parámetros del proceso, la composición química del metal base, entre otros. Algunos de los defectos presentes en la soldadura de aluminios son:

- Falta de relleno (huecos, porosidad)

La falta de relleno en la zona de soldadura puede ser resultado de factores como limpieza inadecuada de las piezas a soldar, gas atrapado, temperatura de brazing incorrecta, posición o fijación inadecuada de las piezas a unir, insuficiente aplicación del material de aporte etc.

Esta imperfección reduce la resistencia de la unión mediante la reducción de la zona de soldadura y puede proporcionar una trayectoria para fugas. La Figura 2.12 muestra un ejemplo de porosidad en una aleación de aluminio soldada por medio de láser.

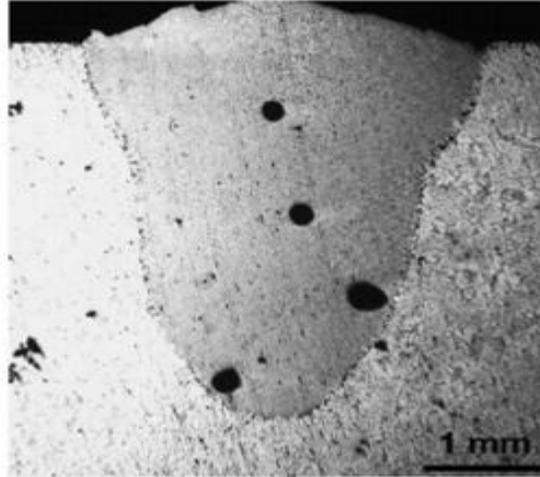


Figura 2.12 Micro-porosidad generada por hidrógeno en aluminio A356 soldado por láser [24].

➤ Atrapamiento de flux

Este fenómeno puede ser encontrado en cualquier operación de brazing en la que el flux es utilizado para remover el óxido del metal base durante el proceso de calentamiento. El flux atrapado impide el flujo del metal de aporte, reduciendo de esa forma la resistencia de la unión. Cuando el flux atrapado es corrosivo, este puede reducir gravemente la vida de la unión.

➤ Discontinuidad en los filetes

Este defecto generalmente puede ser apreciado por inspección visual; es evidenciado por un gran vacío en el filete. Tales huecos pueden o no ser aceptados, dependiendo de la especificación de los requisitos de la junta soldada; la Figura 2.13 muestra un ejemplo de discontinuidad en los filetes.



Figura 2.13 Discontinuidad en los filetes es una pieza de aluminio soldada por brazing [25].

➤ Erosión del metal base

Normalmente causado por la aleación del metal de aporte con el metal base durante el tiempo de brazing. Esto resulta en la fusión de algunos constituyentes del metal base causando cortes sesgados o la desaparición de superficies de contacto (Figura 2.14) [26, 27]. Este defecto puede reducir la resistencia de la unión en el cambio de composición de los materiales y reduciendo el área de sección transversal del metal base.

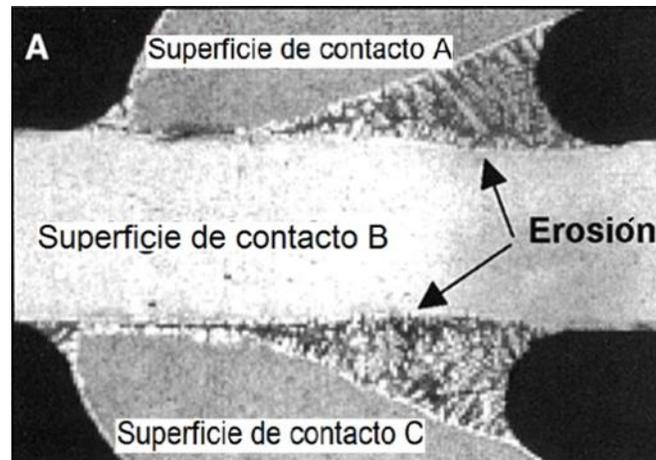


Figura 2.14 Aluminio unido por brazing mostrando significativa erosión del metal base [28].

➤ Aspecto de la superficie insatisfactoria

Puede ser debido a la excesiva propagación del material de aporte, rugosidad debido a la licuación, entre otros. Además de consideraciones estéticas, este defecto puede actuar como concentrador de esfuerzos o sitio de corrosión, de igual forma interferir con la inspección de la soldadura.

➤ Agrietamiento

Este defecto puede actuar como reductor de la fuerza y vida de servicio de la unión (Figura 2.15). Las grietas pueden actuar como concentrador de esfuerzos promoviendo la falla por fatiga prematura, así como en la reducción de la fuerza mecánica de la unión [8].

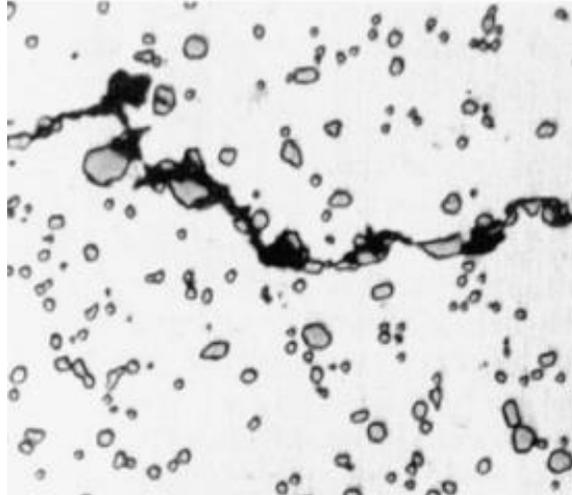


Figura 2.15 Extensión de grieta por coalescencia de microporos [29].

2.4.4 Tratamientos térmicos aplicables a uniones por brazing

La finalidad principal con la que se aplica un tratamiento térmico a un metal es la de modificar sus propiedades mecánicas y microestructurales. Como se mencionó en la sección de 2.3, las aleaciones de aluminio en su mayoría vienen tratadas térmicamente dependiendo de sus elementos de aleación y método de fabricación, pero es importante tomar en cuenta que, debido al calentamiento producido por el proceso de soldadura, precipitan algunas fases indeseables en la zona de unión, por lo cual en algunos casos es necesario aplicar un tratamiento térmico posterior al proceso de soldadura con la finalidad de disminuir las fases ya mencionadas.

Existe una gran variedad de tratamientos térmicos aplicables a aleaciones de aluminio, dependiendo del proceso de fabricación y composición química, estos pueden ser temple, recocido, envejecido natural o artificial, entre otros; no obstante, cabe mencionar que la gama de tratamientos térmicos aplicables posteriormente al proceso de soldadura no es tan amplia como los aplicables en condición de fabricación.

Al respecto Guven Ipekoglu y Gurel Cam [30], en el 2014 realizaron un trabajo en el que analizaron el efecto de las condiciones iniciales de temple y el tratamiento térmico post-soldadura en las propiedades de uniones disímiles de las aleaciones AA7075/AA6061 por el proceso de fricción agitación (FSW por sus siglas en inglés).

Para este trabajo realizaron tratamientos térmicos post-soldadura a las uniones de AA7075-T6/AA6061-T6 y AA7075-O/A6061-O, los cuales consistieron en tratamientos de solución a 530 °C por 4 horas seguido de temple, y un envejecido por 6 horas a 140 °C.

Como resultado de los tratamientos térmicos se obtuvieron los valores de dureza mostrados Figura 2.16; de igual forma se hicieron pruebas de tensión para analizar la resistencia de las uniones de las cuales se muestra evidencia en la Figura 2.17.

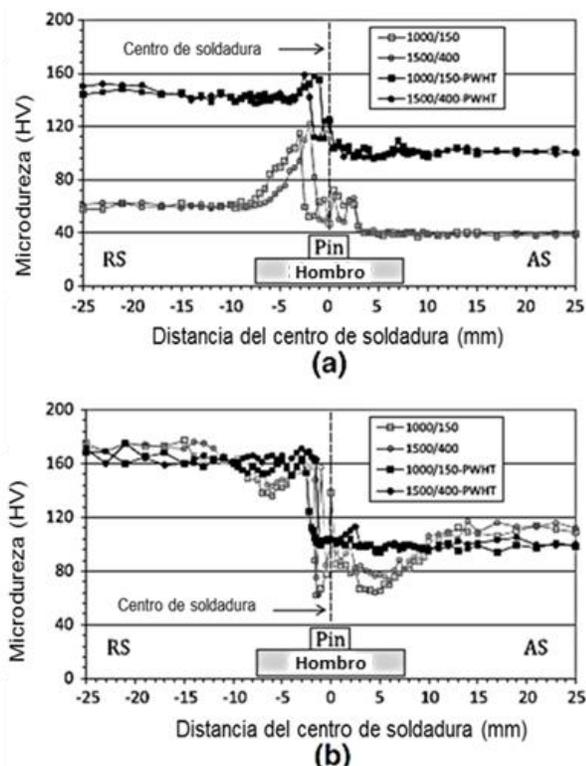


Figura 2.16 Perfiles de dureza obtenidos en condiciones de soldadura y con tratamiento térmico post-soldadura: (a) uniones O y (b) uniones T6 [30].

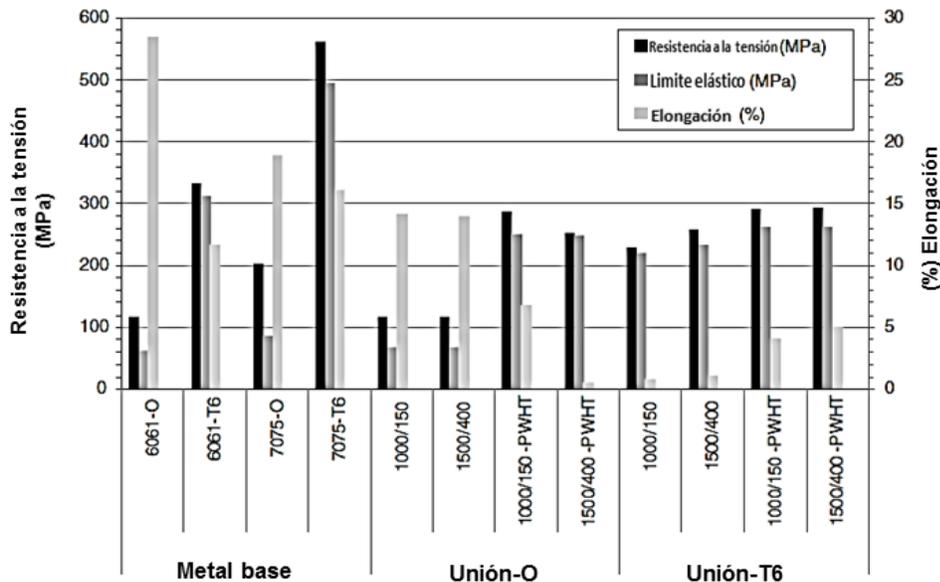


Figura 2.17 Gráfico de columnas que muestra las propiedades de tensión promedio obtenidas en el metal base y las juntas soldadas [30].

Concluyeron que el tratamiento térmico post-soldadura, resultó en un incremento de los valores de dureza y tensión en las uniones con tratamiento O y T6; sin embargo, ambas configuraciones de uniones muestran una reducción de los valores de ductilidad debido a la plasticidad conferida por el proceso [30].

2.5 Fluidez y humectación de metal de aporte en la soldadura brazing

Como se mencionó en secciones anteriores, el material de aporte para la soldadura brazing debe poseer características como la capacidad de proveer la fluidez adecuada a temperatura de brazing para asegurar el flujo por acción capilar, capacidad para humedecer las superficies de unión del metal base y la habilidad de alear o combinar el metal base para formar una aleación con un punto de fusión más alto.

La humectación, es una de las fases más importantes del brazing, ya que, si el metal de aporte no fluye a través de la unión, la efectividad del metal de

aporte es muy restringida; el flujo es promovido por la atracción capilar, quien a su vez es el resultado del efecto de la energía superficial. No obstante, para promover el flujo del material de aporte se requiere de una alta tensión superficial del líquido, un bajo ángulo de contacto y baja viscosidad. Basados en estas propiedades, se puede definir fluidez, como la propiedad que determina qué tan lejos viajará el metal de aporte desde su posición original debido a la acción de fuerzas capilares [8].

Como humectación se puede definir que es la tendencia de un líquido para extenderse sobre un sustrato sólido [31], por lo que se consideran dos parámetros importantes para caracterizar el grado de humectabilidad de un líquido sobre un sólido [32]:

➤ Grado o extensión de la humectación

El grado de humectación es generalmente indicado por el ángulo de contacto formado entre la interface sólido y líquido; en el caso de obtener humectación en equilibrio (baja tensión superficial sólido-líquido), esta es regida por leyes de la termodinámica. Esto depende de la superficie y las energías interfaciales involucradas en la interface líquido-sólido [7].

La relación entre el ángulo de humectación θ y las energías superficiales fue propuesta por Young-Dupré [33], la cual describe el equilibrio de las fuerzas horizontales debido a la tensión superficial que actúa sobre una gota de líquido en contacto con un solo sólido y vapor según el esquema mostrado en la Figura 2.18.

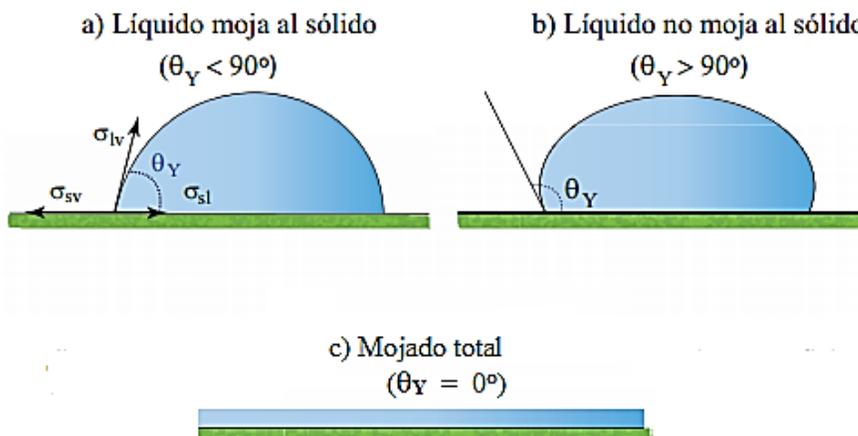


Figura 2.18 Ilustración de los ángulos de contacto formados por gotas de líquido sésil sobre una superficie lisa, sólida y homogénea [11].

Comúnmente la medición es llevada a cabo por la técnica de gota sésil, que produce el ángulo de contacto y la tensión superficial del metal mediante el análisis del perfil de la gota [34]. La tensión superficial líquido-vapor, σ_{LV} [mN / m], de la gota se puede determinar utilizando la ecuación propuesta por Dorsey [35]:

$$\sigma_{LV} = \frac{g\rho d^2 m}{4} \left[\frac{0.052}{f} - 0.1227 + 0.0481f \right] \quad (2.1)$$

Donde g = aceleración por gravedad [cm / s²], ρ = densidad del líquido [g / cm³], dm = diámetro máximo [cm] de la gota y f es un factor geométrico dado por:

$$f = \left(\frac{2H}{d_m} \right) - 0.4142 \quad (2.2)$$

Donde H es la distancia desde la parte superior de la gota hasta la intersección del eje X con una tangente de 45° con respecto a la gota.

No obstante, en muchos casos las superficies rara vez son firmes, lisas y limpias. Estas se pueden ver afectadas por la rugosidad superficial, propiedades químicas e impurezas, las cuales pueden provocar una desviación del ángulo de contacto de equilibrio propuesto por Young-Dupré. El modelo de este último está pensado para aplicarse a superficies planas e idealmente lisas [36]. En este sentido, se han propuesto diversos modelos que describen el ángulo de contacto en una superficie rugosa. Wenzel propuso un modelo teórico que describe el ángulo de contacto θ en una superficie áspera, aunque este es tema de discusión por su aceptación en literatura científica actual [37].

➤ Velocidad de humectación

La velocidad de humectación indica la velocidad a la que el líquido moja la superficie sólida y se esparce sobre la misma. Este fenómeno es guiado por factores como son las condiciones térmicas del sistema, reacciones químicas que ocurren en la interface, viscosidad del líquido, fuerzas capilares, entre otros [7].

La capilaridad se puede apreciar en la manera en que el líquido se adhiere a las superficies con las que está en contacto, lo cual es el resultado de la atracción relativa de las moléculas de un líquido entre sí con respecto al sólido con el cual están en contacto y con la atmósfera que los envuelve, caso específico a mencionar es el de un líquido que entra en contacto con una placa vertical amplia, y este empieza a fluir debido a la acción capilar [38].

Cuando un líquido entra en contacto con un sólido, pueden ocurrir varios fenómenos que afectarán directamente la velocidad de humectación, los cuales dependerán de las propiedades de dispersión del líquido, condiciones del sistema ambiental y otras, estas pueden ser:

- El líquido puede esparcirse continuamente para cubrir la superficie completamente con una película (humectación completa).
- El líquido puede esparcirse parcialmente hasta cierto punto por un corto periodo de tiempo (humectación parcial o incompleta).
- El líquido puede esparcirse un poco, o no esparcirse mostrando un comportamiento totalmente higróforo.
- El líquido puede evaporarse sobre un periodo de tiempo o a una determinada temperatura. Esto puede tomar lugar cuando se emplean elementos altamente volátiles o evaporables.
- El esparcimiento líquido puede ser consumido por el sólido por una reacción química difusiva, dando lugar a una humectación reactiva.
- El líquido puede ser esparcido y adherido sobre el sólido y subsecuentemente ser absorbido.

Todas las posibilidades indicadas anteriormente, dan a conocer la complejidad del proceso de humectación y las fuerzas responsables de que estos sucedan. Cada uno de estos fenómenos tiene su relevancia en la aplicación tecnológica. En la soldadura brazing, reacciones de la superficie del metal base con el metal de aporte de carácter higrófilo son muy útiles, ya que estas determinan las actividades de limpieza y la formación de enlaces en la interface [7].

2.5.1 Humectación no reactiva

Cuando un material de aporte entra en contacto con un metal base, se pueden obtener reacciones inertes, sistemas reactivos o sistemas no reactivos. Los sistemas no reactivos se caracterizan por entalpías de reacción positiva, mientras que los sistemas reactivos muestran entalpías de reacción negativas. Casos específicos a mencionar son los sistemas metal-óxido metálico (Me/Me_xO_y), tales como Al-Al₂O₃, los cuales se clasifican en general como sistemas no reactivos [39].

En los sistemas no reactivos, la velocidad de esparcimiento del líquido es controlada por el flujo viscoso; las energías interfaciales de Me/Me_xO_y se caracterizan por las débiles interacciones Van der Waals y electrónicas. Según Gallois [40] los ángulos de contacto intrínsecos en estos sistemas son generalmente mayores de 90° .

El comportamiento de humectación de Al_2O_3 por Al líquido fue revisado de manera muy amplia, según estudios realizados por Rocha-Rangel [41]; plantean que el problema principal que aparece en este sistema es que la humectación de Al_2O_3 por Al es un fenómeno de no equilibrio caracterizado por la oxidación continua de Al. Efectivamente, el contacto corresponde al sistema Al- Al_2O_3/Al_2O_3 , en lugar de obtener Al/ Al_2O_3 ; entendiendo que la capa de alúmina que recubre el aluminio líquido es la barrera que impide el fenómeno de humectación.

2.5.2 Modificación superficial

Como se mencionó anteriormente, la humectación de una superficie puede ser afectada por la rugosidad, atmósferas, temperaturas y características químicas del material. Las propiedades de la superficie del metal base se pueden adaptar mediante el recubrimiento de las superficies con un material con una energía superficial diferente [42]. Se puede considerar dotar una superficie de características hidrófobas, lo cual es posible conseguir recubriendo la superficie con materiales con baja energía con el fin de disminuir la atracción del agua [43]. De igual forma, recubrimientos con una nanocapa de moléculas puede ser suficiente para obtener las características hidrófobas o hidrófilas del material [44].

En este sentido, se realizan depósitos de películas de metales puros o aleaciones utilizando descargas de gases nobles, como el argón o helio. De igual forma es posible depositar materiales compuestos por técnicas como la pulverización catódica (sputtering), haciendo uso de blancos elementales con

gases reactivos. Esta es la técnica por la que se depositan óxidos y nitruros de metales en atmósferas reactivas de oxígeno y nitrógeno, respectivamente.

Por otra parte, las propiedades mecánicas y físicas del material pueden a menudo limitar la selección de los constituyentes, la reactividad química del refuerzo con la matriz, ya sea durante la fabricación o el servicio, es determinante para la elección de la combinación de refuerzo/matriz [43, 44]. La reactividad química de este fenómeno, es analizada por medio de la influencia de energía libre de formación (entalpía libre G) relacionada con la tensión superficial propuesta por Aksay [47], quien menciona que la entalpía de formación mejora la humectación al inicio de la propagación de la reacción. Esta energía de reacción ΔG_r puede ser determinada mediante el uso del diagrama de Ellingham-Richardson-Jeffes [48], del cual se muestra representación en la Figura 2.19, en la que se aprecia que la energía libre de formación ΔG_0 se da en función de la temperatura. Los metales con alta energía libre de formación se encuentran en el extremo inferior y aquellos con baja energía libre de formación están en el extremo superior del diagrama. Como se muestra en la Figura 2.19, cuando el Ca y Mg se oxidan en el intervalo de temperatura de 0 a 1000°C, el calor libre de formación es mayor (es decir, más negativo) que el de Al_2O_3 . Por el contrario, la oxidación de titanio y silicio emite una menor cantidad de calor. El calor para formar ZrO_2 es cercano al requerido para formar Al_2O_3 .

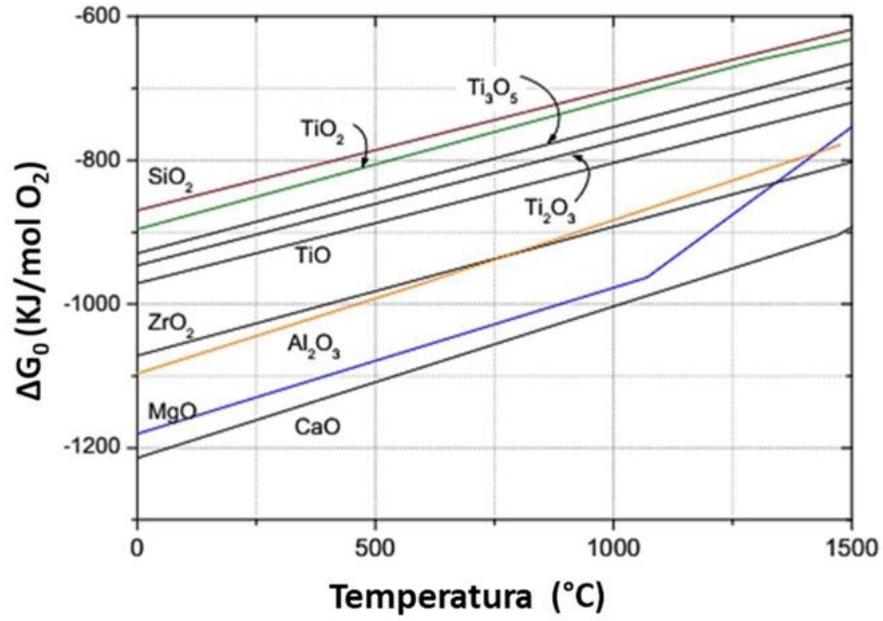


Figura 2.19 Diagrama de Ellingham de energía libre de formación como función de la temperatura [48].

CAPÍTULO 3

MARCO METODOLÓGICO

En el marco metodológico de este proyecto, se sintetiza el procedimiento experimental en dos etapas, las cuales se plantean en conformidad a los objetivos previos, planteamiento del problema y marco de referencia de esta investigación.

Cabe mencionar que el desarrollo en ambas etapas fue indispensable debido a la inexistente información del uso de nanocapas de Ti en la soldadura del sistema disímil AA6061-T6/AA7075-T6. Por lo tanto, se llevó a cabo una primera etapa exploratoria para conocer el comportamiento del sistema en función de diversas variables del proceso brazing y posterior selección de los parámetros del mismo.

Como una segunda etapa, se realizó un planteamiento metodológico con base en el espesor de las nanocapas de Ti hasta alcanzar un porcentaje intermedio en peso de Ti soluble en el aluminio (4.5 % e. p.) y, así estudiar el efecto del mismo sobre la microestructura en la zona de unión y metal base del

sistema disímil propuesto. A continuación, se describe a detalle la metodología planteada en este trabajo de investigación:

1) Primera etapa: *Pruebas preliminares para analizar la soldadura de muestras sin nanocapas de Ti.*

Meta: Conocer la factibilidad de unir por brazing el sistema disímil de baja soldabilidad bajo los parámetros de la literatura y empleando diversas pastas de aporte y ciclos térmicos.

2) Segunda etapa: *Deposición de nanocapas de Ti para mejorar la soldabilidad del sistema disímil y elección del metal de aporte.*

Meta: Establecer espesores de nanocapas de Ti, parámetros de brazing y material de aporte que mejore la soldabilidad del sistema disímil de acuerdo con los resultados obtenidos en la primera etapa.

3.1 Materias primas y equipo experimental para efectuar el análisis calorimétrico de barrido de las muestras y el brazing

Se emplearon aleaciones de aluminio de la serie AA7075-T6/AA6061-T6 en forma de lámina de dimensiones de 6.35 mm de espesor y metales de aporte en forma de pasta: 1) 80%Zn-20%Al y 2) 12Si-88%Al y 3) Cu. El proceso brazing se llevó a cabo en un equipo de calorimetría de barrido diferencial (DSC) marca TA-Instruments modelo SDT Q600. En este equipo se utilizaron crisoles de alúmina sin tapa.

3.2 Primera etapa

3.2.1 Definición de parámetros y unión de aluminios mediante brazing

Según se mencionó en la primera sección del capítulo 3, los parámetros de soldadura se definen en función de la revisión bibliográfica, así como los análisis térmicos a las diferentes pastas y metales base, los cuales se realizaron por separado con el objetivo de establecer la temperatura brazing del sistema.

- Se realizaron uniones de aleaciones de aluminio disímiles empleando como material de aporte pasta de Cu.
- Se realizaron uniones de aleaciones de aluminio disímiles empleando pasta de 80%Zn-20%Si.
- Se realizaron uniones de aleaciones de aluminio empleando como material de aporte pasta de 12%Si-88%Al.

Para las diferentes combinaciones se hicieron variaciones de temperatura última de brazing y tiempos de permanencia para evaluar el impacto en la soldabilidad del sistema disímil.

3.2.2 Inspección de las muestras soldadas por brazing

Las muestras soldadas en diferentes condiciones de brazing, se analizaron por microscopía óptica y de barrido, así como la composición química puntual y de área por la técnica EDS (Energy Dispersive Spectrometer por sus siglas en inglés), con el fin de observar y concluir el efecto de las variables de soldadura en la zona de unión y evaluar la calidad de la soldadura (alta, baja o nula soldabilidad) y microporosidad.

3.3 Segunda etapa

3.3.1 Inspección de muestras con nanocapas de Ti de la aleación AA7075-T6

Mediante la técnica de pulverización catódica (sputtering), se realizó la deposición por separado de nanocapas de Ti de 20, 50, 100 y 150 nanómetros de espesor sobre las superficies de la aleación AA7075-T6. Posteriormente, se realizó un análisis topográfico de las muestras mediante microscopía de fuerza atómica AFM (*Atomic Force Microscope, por sus siglas en inglés*) para medir la rugosidad. Finalmente, se procedió a realizar el brazing en el DSC de las aleaciones de aluminio disímiles con nanocapas de Ti empleando el metal de aporte de composición química de 88%Si-12Al. Las muestras soldadas se analizaron por técnicas de microscopía óptica y barrido. Asimismo, se evaluó la propiedad mecánica de microdureza, con la finalidad de medir el efecto del Ti en la zona soldada y la microestructura.

CAPÍTULO 4

DESARROLLO EXPERIMENTAL

En las secciones 4.1, 4.2 y 4.3 se describe la preparación de las muestras sin y con soldadura brazing de las aleaciones disímiles. Los procedimientos de estas secciones se emplearon de la misma forma en la primera y segunda etapa de este trabajo de investigación.

4.1 Corte y preparación de las muestras previas al análisis térmico y brazing

Previo al proceso brazing, las muestras se analizaron químicamente por medio de espectrometría de emisión por chispa con un equipo marca Oxford Instruments modelo PMI-MASTER Smart (ver sección 5.1). La composición química se cotejó con la norma ASTM B209-10 la cual se resume en la Tabla 5.1 del capítulo V. Posteriormente, las láminas se cortaron y maquinaron una serie de 30 muestras de 5 mm de diámetro por 1 mm de espesor. Las

medidas se ajustaron a las dimensiones internas de los crisoles de alúmina que se emplean en el equipo de DSC (ver Figura 4.1).

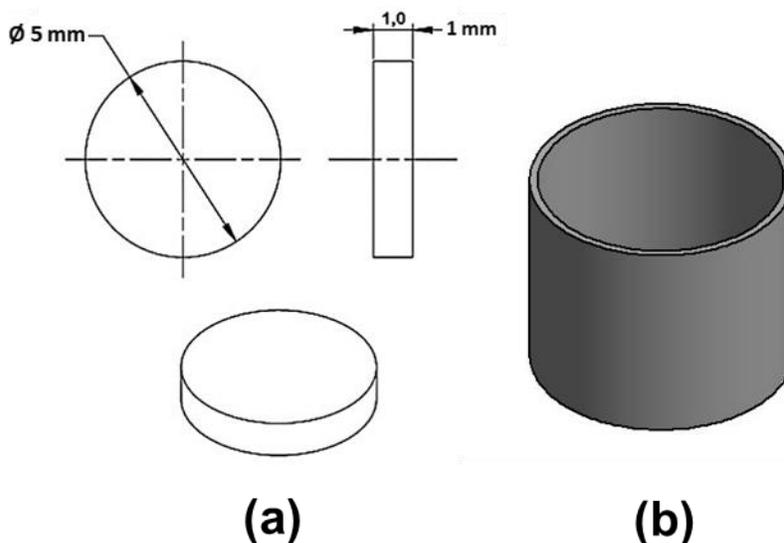


Figura 4.1 a) Esquema de las dimensiones de las muestras de aleaciones de aluminio previas al proceso brazing y b) esquema de Crisol de alúmina.

Maquinadas las muestras, se colocaron dentro de un vaso de precipitado Pyrex con etanol (grado industrial) y, se lavaron en ultrasonido por 30 min para remover material sólido de las superficies en un equipo de ultrasonido marca Power-Sonic410 modelo LUC-410. Posteriormente, las muestras se lijaron con papel abrasivo de SiC de granulometría 400, y se enjuagaron bajo un chorro agua a temperatura ambiente para eliminar material abrasivo. Enjuagadas las muestras, se introdujeron dentro de un vaso de precipitado Pyrex con acetona y, se lavaron por ultrasonido nuevamente por 30 min en el mismo equipo ultrasónico empleado anteriormente. Finalmente, las muestras se secaron bajo un flujo de aire caliente.

4.2 Análisis térmico de las muestras de aluminio y metales de aporte previo al brazing

Cada una de las muestras de aleación de aluminio, se les realizó un análisis calorimétrico diferencial en un equipo marca TA Instruments modelo STD Q600 para determinar la temperatura de fusión de las mismas. Las muestras por separado se llevaron a temperatura de fusión (700°C) a una velocidad de calentamiento y enfriamiento de 10 °C/min en una atmósfera inerte de gas Ar (99.999% de pureza). En el caso de los materiales de aporte, se llevó el estudio a temperaturas de 600 °C empleando las mismas velocidades de calentamiento y enfriamiento.

4.3 Desarrollo experimental de la primera etapa

Primera etapa: *Pruebas preliminares para analizar la soldadura de muestras sin nanocapas de Ti.*

Meta: Conocer la factibilidad de unir por brazing el sistema disímil de baja soldabilidad bajo los parámetros de la literatura y empleando diversas pastas de aporte y ciclos térmicos.

Se realizaron pruebas de análisis calorimétrico de barrido a los 3 tipos de material de aporte. De acuerdo con los datos proporcionados por el proveedor, se resume la composición química en la Tabla 4.1.

Tabla 4.1 Composición química de materiales de aporte utilizados en soldadura brazing [49].

Código de Pasta	Composición química (% e. p.)					T Solidus (°C)	T Liquidus (°C)
	Al	Si	Zn	Cu	Otros elementos		
Fusion 892	20		80	--	----	402	478
AWS BAISI-4	30	70	--	--	----	577	582
Pasta Cu	--	--	--	68.61	Resto	----	200

4.3.1 Establecimiento de los parámetros y brazing de uniones disímiles de las aleaciones de aluminio.

Con base en lo planteado por Jacobson y Humpston [50], se recomienda que la temperatura mínima del brazing sea de 450°C. En el caso del material de aporte debe tener una temperatura de *liquidus* inferior al *solidus* del metal base. La Tabla 4.2 muestra los parámetros empleados en este trabajo de investigación para realizar la soldadura brazing.

Tabla 4.2 Parámetros empleados en el brazing según material de aporte.

Material de aporte	T final (°C)	Velocidad de calentamiento (°C/min)	Tiempo de permanencia (min)	Flujo de Ar (ml/min)
Pasta Cu	350	10	30	100
	550	10	60	100
	600	10	90	100
Fusion-892	500	10	60	100
	550	10	60	100
	590	20	90	100
Pasta BaSi-4	590	10	60	100
	590	20	60	100
	590	10	30	100
	595	10	60	100
	600	10	30	100

El arreglo de las muestras a soldar por brazing se esquematiza en la Figura 4.2. Cabe mencionar que las temperaturas finales de brazing y tiempos de permanencia fueron seleccionadas en función de los análisis térmicos y caracterización realizados a los materiales de aporte (ver sección 5.3) y a los metales base.

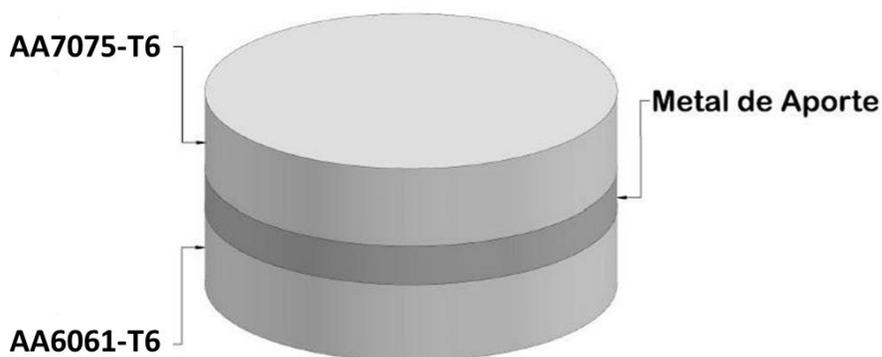


Figura 4.2 Esquema descriptivo del arreglo de las muestras previas a la soldadura brazing.

4.3.2 Preparación metalográfica de las muestras soldadas por brazing sin nanocapas de Ti

Soldadas las muestras por el proceso brazing, se procedió al análisis microestructural a través de un estudio metalográfico, el cual se llevó a cabo mediante las siguientes prácticas. Las muestras sin nanocapas de titanio se montaron en forma transversal en la resina de lucita (marca MetLab) a temperaturas de 180 °C por 18 min. Posteriormente, se desbastaron empleando una serie de papel abrasivo de SiC de granulometría de 80 a 2400. Una vez desbastadas con papel abrasivo, se procedió al pulido a espejo sobre paños microcloth empleando pasta de diamante de 1 μm y alcohol etílico para distribuir la pasta y remover residuos del pulido. Pulidas las muestras se

sonicaron dentro de un vaso de precipitado con alcohol por 15 min y, se enjuagaron bajo un chorro de agua. Las muestras se limpiaron con un algodón impregnado de alcohol y, se secaron bajo un flujo de aire caliente.

4.3.3 Caracterización microestructural por microscopía óptica y electrónica de barrido de las muestras soldadas por brazing

Las muestras preparadas por metalografía se inspeccionaron a diferentes aumentos en condición de pulido en un microscopio óptico (marca Nikon Eclipse modelo MA200), con el fin de observar los compuestos intermetálicos, límites de grano y precipitados. Estas inspecciones se realizaron en la zona soldada, así como en los metales base de las aleaciones AA6061-T6 y AA7075-T6. Por otro lado, a altas ampliaciones se inspeccionaron por electrones secundarios diversas zonas de la superficie del corte transversal de la muestra soldada empleando un microscopio electrónico de barrido marca TESCAN MIRA3. Asimismo, la naturaleza química de las fases en el metal base y zona soldada se analizaron utilizando un detector (marca Bruker) por medio de EDS.

4.4 Desarrollo experimental de la segunda etapa

Segunda etapa: *Deposición de nanocapas de Ti para mejorar la soldabilidad del sistema disímil y elección del metal de aporte.*

Meta: Establecer espesores de nanocapas de Ti, parámetros de brazing y material de aporte que mejore la soldabilidad del sistema disímil de acuerdo con los resultados obtenidos en la primera etapa.

4.4 1 Deposición de nanocapas de titanio (Ti) por pulverización catódica

Previo al proceso brazing, se depositaron nanocapas de Ti sobre la superficie limpiada con etanol de la aleación AA7075-T6 empleando un equipo de pulverización catódica (marca Rtec modelo QS-600). El blanco de titanio (99.98%) de dimensiones de 3 mm de espesor y 21 mm de diámetro se empleó para depositar nanocapas de espesores 20, 50, 100 y 150 nm bajo una atmósfera de gas Ar. De acuerdo con el espesor determinado en el equipo, las nanocapas equivalen a porcentajes en peso de aleación sobre la superficie del material de 1, 2.5, 5 y 6 respectivamente.

4.4.2 Análisis topográfico por microscopía de fuerza atómica de la superficie cubierta de titanio

La condición superficial de las muestras se analizó cualitativamente y cuantitativamente en un equipo de microscopía de fuerza atómica (marca Nanosurf NaniteAFM). El análisis topográfico y mediciones de la rugosidad se realizaron en áreas de 75 μm x 75 μm mediante un cantiléver de silicio cubierto de aluminio de contacto intermitente. La manipulación de la imagen en 3D y la medición de la rugosidad se llevaron a cabo en el paquete computacional Easyscan (versión 2).

4.4.3 Proceso brazing en las muestras con deposición de titanio

Previo al brazing, se realizó la limpieza y preparación de los materiales utilizados en el proceso. Con el fin de evitar la contaminación de las muestras con agentes externos, (grasa, polvo, humedad, agentes metálicos, etc.) todos los instrumentos utilizados fueron manipulados empleando guantes de látex. Con el fin de obtener una superficie totalmente libre de impurezas, los crisoles

utilizados se sumergieron por 15 min en ácido fluorhídrico y clorhídrico, respectivamente. Posteriormente, se lavaron con agua a temperatura ambiente y secados bajo un flujo de aire caliente. Adicionalmente, se lavaron por ultrasonido en baño de acetona por 15 min y, nuevamente se secaron bajo un flujo de aire caliente.

Para la deposición de material de aporte entre los metales base (ver esquema de la Figura 4.2) se utilizaron pinzas de acero inoxidable grado quirúrgico sobre una base de papel aluminio hasta obtener un GAP aproximado de 400 μm por par difusor. Los parámetros utilizados en el procedimiento se detallan en la Tabla 4.3.

Tabla 4.3 Parámetros para brazing empleados para unir muestra con nanocapas de Ti.

	Temperatura final (°C)	Permanencia a T. final (min)	Velocidad de calentamiento/enfriamiento (°C/min)	Espesor de nanocapa de Ti (nm)
1	595	60	10	20
2	595	60	10	50
3	595	60	10	100
4	595	60	10	150

Una vez soldadas las muestras, los resultados obtenidos del DSC (ciclos térmicos de brazing) se utilizaron para calcular las entalpías de formación ΔH y las temperaturas de las reacciones endotérmicas empleando el paquete computacional TA Universal Analysis.

4.4.4 Caracterización microestructural por microscopía óptica y electrónica de barrido de las muestras con deposición de Ti y soldadas por brazing

Al igual como se mencionó en las secciones 4.3.2 y 4.3.3, las muestras se prepararon metalográficamente, con el fin de identificar la difusión de elementos químicos, tamaño y morfología de fases, tamaño de grano y observar el efecto del Ti sobre la microestructura. Para la medición de tamaño de grano se utilizó el método de comparación según la norma ASTM E112-13 para lo cual se utilizaron 5 micrografías por muestra a 100 aumentos.

4.4.5 Evaluación de las microdurezas en muestras sin y con Ti unidas por el proceso brazing

➤ Microdureza Vickers

Las mediciones de microdureza Vickers se llevaron a cabo en un equipo Tukon 2500 utilizando cargas de 250 g con un indentador piramidal. Las mediciones de microdureza se realizaron a través del cordón de soldadura del sistema disímil con una distancia de 60 μm entre cada indentación, según se muestra en la Figura 4.3.

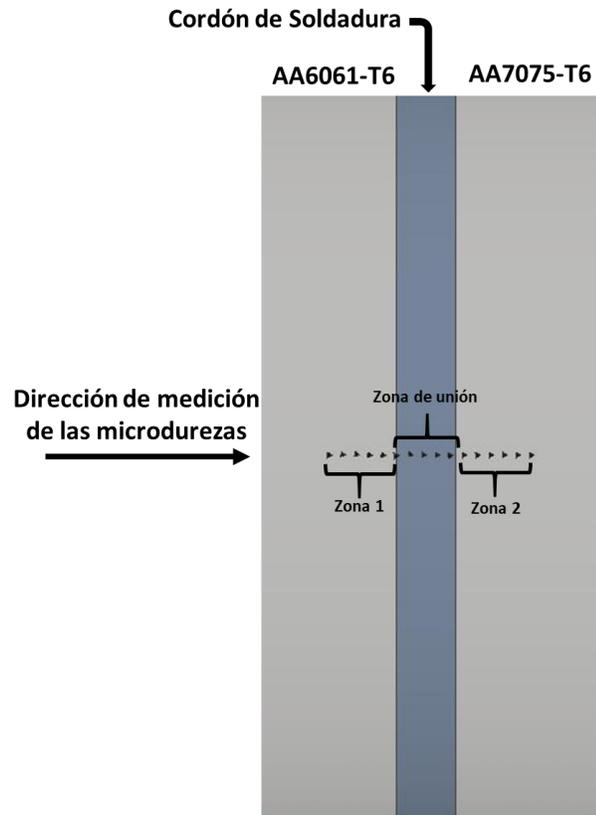


Figura 4.3 Esquema de medición de microdurezas a través del cordón de soldadura.

CAPÍTULO 5

RESULTADOS Y DISCUSIONES

5.1 Caracterización de las materias primas

En esta sección se presentan los resultados de la caracterización microestructural de los materiales de partida y se discute a detalle la composición química obtenida por chispa. Además, se analiza el comportamiento térmico realizado por calorimetría diferencial de barrido de las materias primas empleadas en este trabajo de investigación con la finalidad de conocer sus temperaturas de *liquidus* previo al proceso brazing.

5.1.1 Caracterización microestructural de las aleaciones de aluminio

La Figura 5.1 muestra la microestructura de la aleación AA6061-T6 previo al brazing. Se aprecian pequeñas partículas de intermetálicos $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$ distribuidas en una matriz sólida de aluminio. La naturaleza semi-cuantitativa química de la partícula es evidenciada en el espectrograma por EDS.

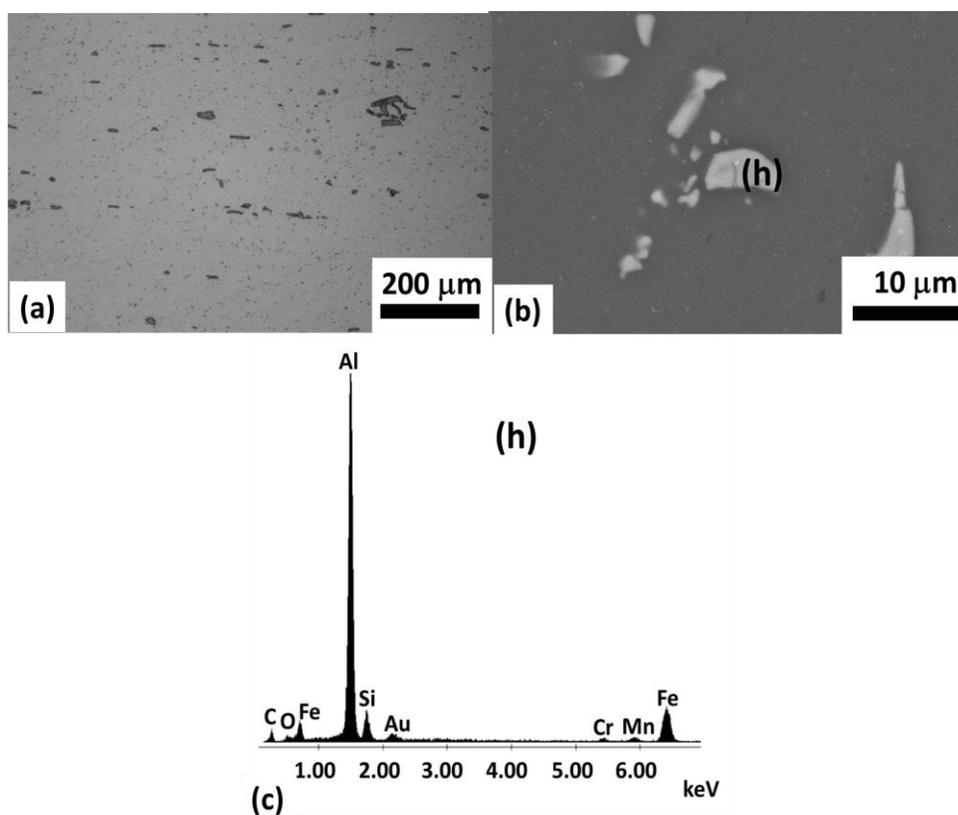


Figura 5.1 (a) Micrografía de la aleación AA6061-T6. (b) Imagen de electrones retrodispersados de una partícula insoluble en la matriz de aluminio. (c) Espectrograma de la partícula insoluble $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$ analizada por EDS.

Por otro lado, en la aleación AA7075-T6 se observa una microestructura homogénea con granos de morfologías irregulares y, una distribución de

partículas de $MgZn_2$ (negras) entre pocas partículas insolubles de $FeAl_3$ (claras) en una matriz de solución sólida rica en aluminio (Figura 5.2 (a), (b) y (c)).

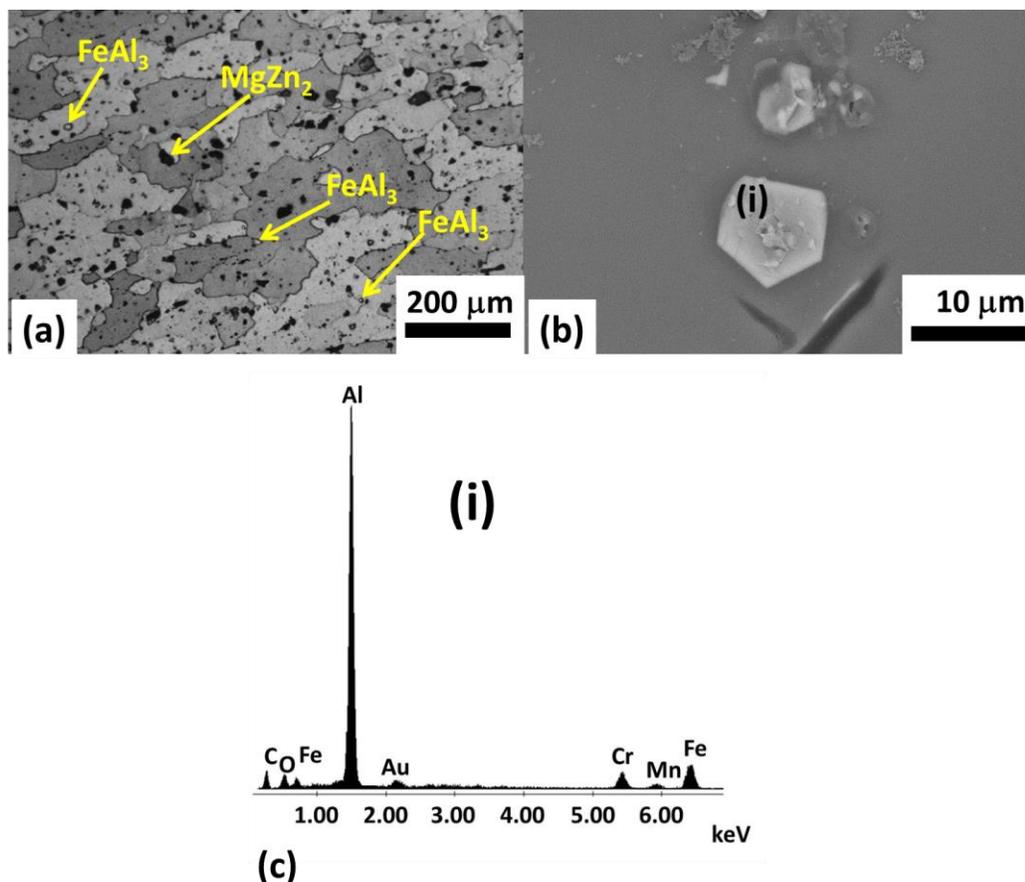


Figura 5.2 (a) Micrografía de la aleación AA7075-T6. (b) Imagen de electrones retrodispersados de una partícula insoluble en la matriz de aluminio. (c) Espectrograma de la partícula insoluble $FeAl_3$ analizada por EDS.

5.1.2 Composición química de las aleaciones de aluminio AA6061-T6/AA7075-T6 y de los metales de aporte

En la Tabla 5.1 se resume la composición química detectada por emisión de chispa de las aleaciones AA6061-T6/AA7075-T6. Los elementos químicos de Mg y Si en la aleación 6061-T6 son esenciales en los procesos de

endurecimiento artificial por tratamiento térmico en componentes automotrices [51]. En el caso de la aleación AA7075-T6 los elementos de Cu, Cr, Mg y Zn tienen el mismo propósito endurecedor en estructuras aeronáuticas o en componentes que requieran alta resistencia mecánica (≥ 500 MPa) [52]. Cabe resaltar que en la aleación AA7075-T6 tiene altos contenidos de Mg y Zn. Estos elementos químicos en presencia de oxígeno forman óxidos de magnesio y cinc (MgO y ZnO) de alta estabilidad térmica [53, 54]. Estos óxidos interfieren con la mojabilidad de las soldaduras que más adelante se retomarán para justificar el uso del titanio (Ti) en este trabajo de investigación.

Tabla 5.1 Composición química de las aleaciones de aluminio obtenida por espectrometría de emisión óptica.

Asociación del material	Composición química (% en peso)								
	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Cr	Zn	Ti	Al
AA6061-T6	0.59	0.49	0.23	0.92	0.15	0.13	0.04	0.09	resto
AA7075-T6	0.09	0.24	1.93	2.13	0.03	0.21	5.31	0.02	resto

5.1.3 Curvas de calorimetría diferencial de barrido de las materias primas

5.1.3.1 Aleaciones de aluminio

La Figura 5.3 muestra las curvas de flujo de calor de las aleaciones AA6061-T6 y 7075-T6. Se aprecia en el flujo de calor de la aleación AA6061-T6, el inicio de la temperatura de fusión en 617.93°C antes de alcanzar el punto de fusión de la aleación de 663.47°C. Además, es identificado por una reacción endotérmica de valor entálpico de 188.0 J/g, calculado en el paquete computacional del equipo DSC (TA Universal Analysis). En el caso de la aleación A7075-T6, la curva del flujo de calor muestra una temperatura inicial de 567.51°C antes de alcanzar el punto de fusión de la aleación de 641.63°C.

El valor de la entalpía en la reacción endotérmica es de 169.7 J/g. Reportes en la literatura [51, 52] sugieren que los campos primarios del aluminio de esta aleación, son limitados durante las trayectorias de solidificación por cuatro reacciones invariantes de carácter eutéctico en equilibrio (Figura 5.4). La adición de Cu en estas aleaciones después de pasar los eutécticos, se separan en fases T, CuAl_2 e intermetálicos Cu-Zn y el elemento Zn.

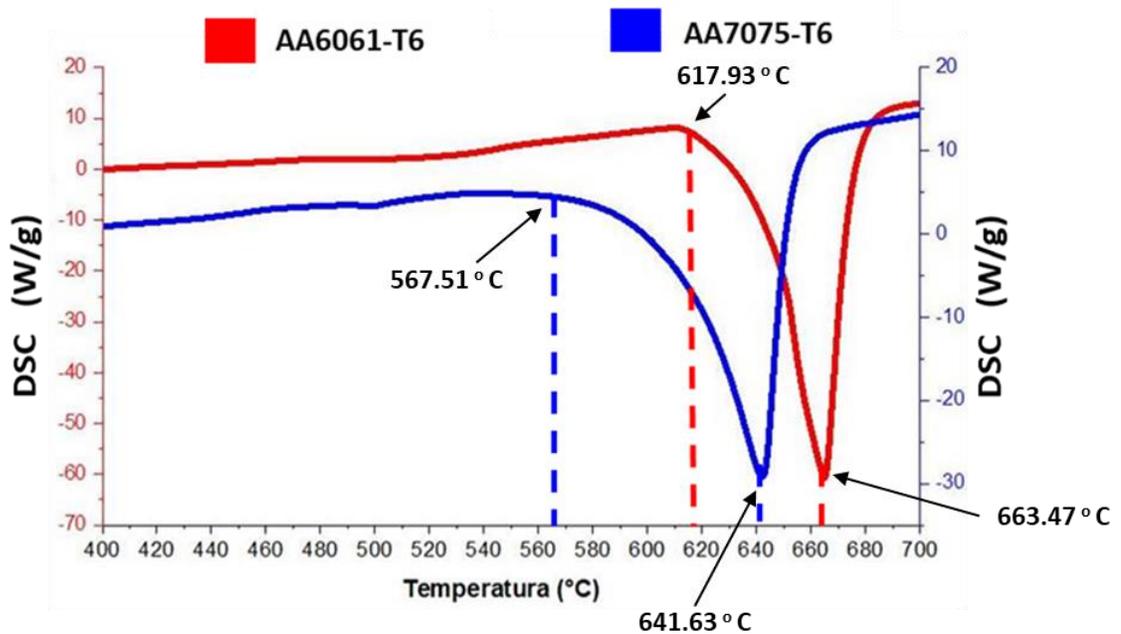


Figura 5.3 Curvas de flujo de calor de metales base.

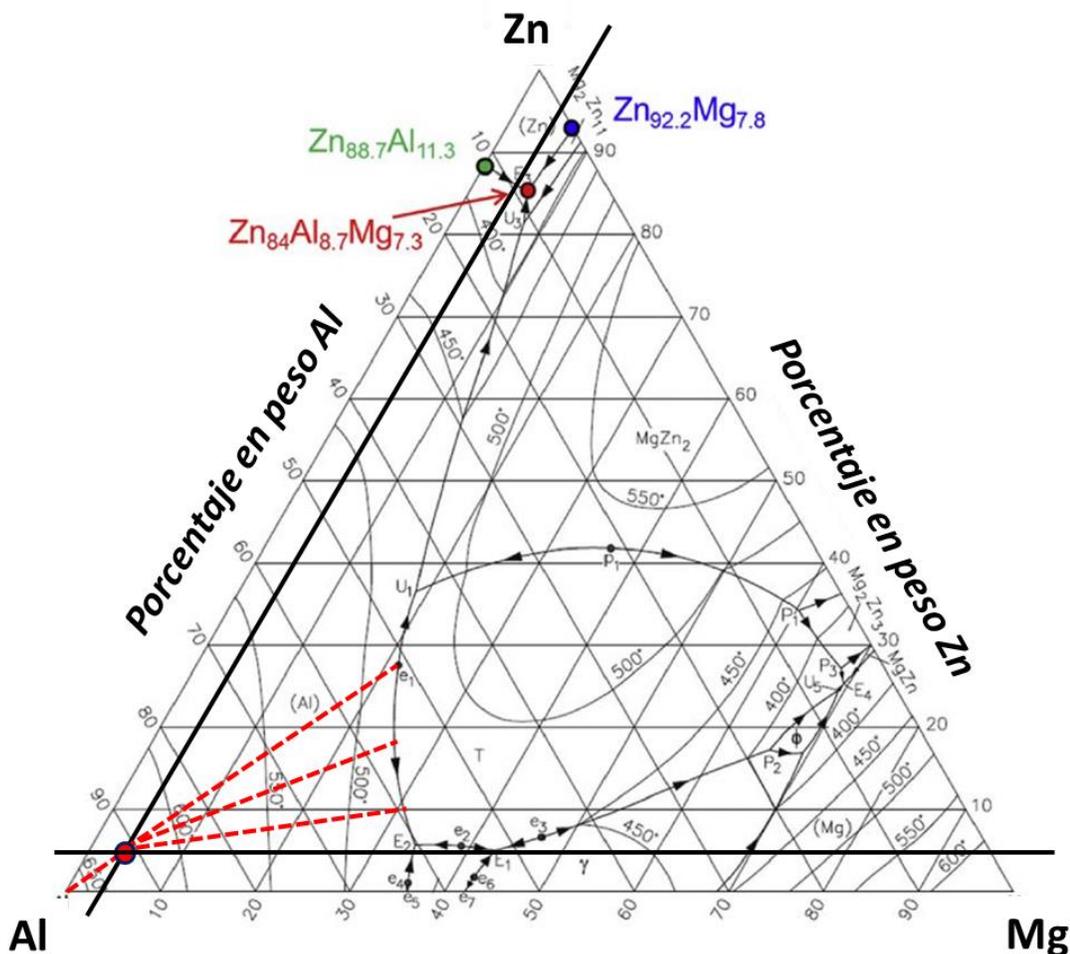


Figura 5.4 Diagrama ternario del sistema Al-Zn-Mg [55].

Cabe mencionar que la diferencia de la temperatura inicial entre ambas aleaciones es de 50.42°C. Esta diferencia es marcada por la aleación AA7075-T6, ya que presenta una fase líquida transitoria (TLP: *Transient Liquid Phase* por sus siglas en inglés) de los elementos de aleación del metal base antes de alcanzar la temperatura de fusión. Con respecto a la diferencia de temperaturas del punto de fusión entre ambas aleaciones es de 21.84°C, el cual no es significativo, ya que una vez que se forma la fase líquida transitoria que está en contacto con el metal base, ocurre una difusión de las especies químicas de las aleaciones, así como de las especies químicas en la fase líquida que difunden hacia el metal base hasta alcanzar una homogeneización en la soldadura. Por

lo tanto, considerando dos aleaciones disímiles, el gradiente de concentración de las especies químicas depende del tiempo de brazing, por lo que, el tiempo es una variable que influye en la homogeneización de la soldadura de acuerdo a la ecuación propuesta por Phillips et al. [14]:

$$t = \left(\frac{1}{k_2^2} - \frac{1}{k_1^2} \right) \left(\frac{(2h)^2}{16D_s} \right) \quad (5.1)$$

$$\frac{C_{L-Elemento}}{C_o} = \text{erf}(K) \quad (5.2)$$

Donde K_1 y K_2 son constantes que dependen de la aleación; $2h$ es el espesor de la capa; D_s es la difusión en estado sólido de la especie en estudio; C_o , concentración inicial y $C_{L-Elemento}$ concentraciones definidas en el diagrama de equilibrio del elemento a estudiar.

5.1.3.2 Metales de aporte

La Tabla 5.2, muestra los análisis químicos semi-cuantitativos realizados mediante EDS de los diferentes materiales de aporte. Se aprecia que en la pasta de Al-Si, el contenido de Al es mayor con respecto al metal de aporte Al-Zn. Cabe mencionar que al emplear la pasta Al-Si para unir la aleación AA7075-T6 en un proceso brazing, se incrementa el porcentaje de solubilidad del Zn en el Al de acuerdo con el diagrama ternario de la Figura 5.5, debido a la diferencia del radio atómico entre el Al y Zn que corresponde ~7%. Esto permite que en la zona de la soldadura sea endurecida por tratamiento térmico artificial.

Tabla 5.2 Análisis químico semi-cuantitativo mediante EDS de materiales de aporte.

Material de aporte (pasta)	Composición química (% e.p.)					
	Al	Si	Zn	F	Cu	O
Al-Si	80.28	19.72	--	--	--	--
Al-Zn	29.21	--	41.98	28.81	--	--
Cu	0.49	--	--	--	78.44	21.6

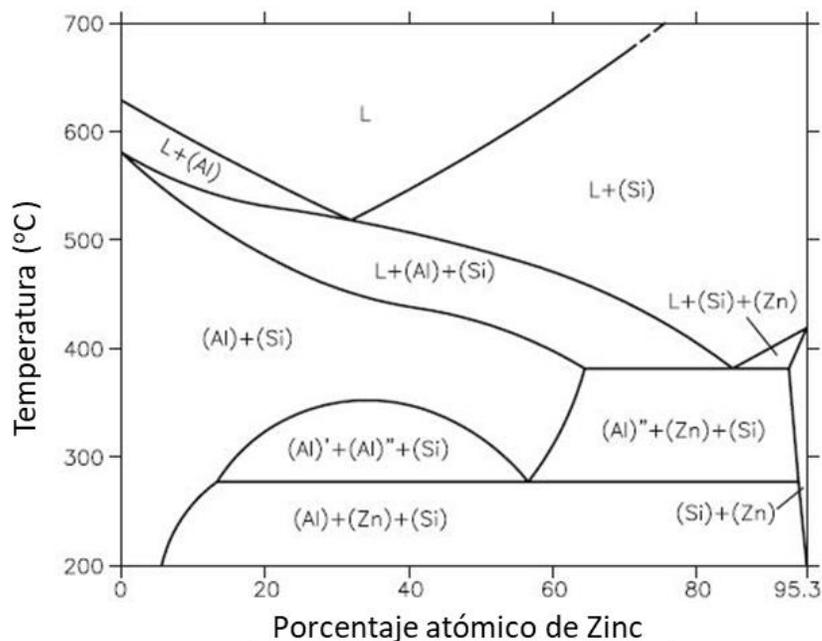


Figura 5.5 Sección bidimensional del diagrama ternario de equilibrio Al-Si-Zn [57].

Sin embargo, en la pasta Al-Zn con un contenido de 41.98% e.p. de Zn, se presentará una mayor tendencia a la formación de ZnO. Este óxido puede causar un problema de mojabilidad, aunque, el F es adicionado en las pastas ya que rompe las capas de óxidos o hidróxidos de Al para formar compuestos

complejos de AlF_x . En el caso de la pasta de cobre, presenta un contenido de Cu y O, que denota la formación de un óxido de cobre estable (Cu_2O). Sin embargo, debido a la alta capacidad calorífica del Al y depresores del punto de fusión del metal base que están en la pasta permiten descomponerlo en el proceso del brazing.

➤ Pasta base Cu

La Figura 5.6 muestra el termograma del metal de aporte base Cu. Se observa una pérdida de peso hasta los 72 °C y otro evento térmico aproximadamente a los 203 °C. Posteriormente, se aprecia una ligera estabilidad térmica. Estas temperaturas, a su vez, son consistentes con los flujos de calor que corresponden a una descomposición del material orgánico de la pasta a ~75 °C y al punto de fusión de la pasta a 203 °C. Cabe mencionar que la reacción endotérmica tiene un valor de 23.78 J/g (entalpía de fusión). Lo anterior indica que de acuerdo a los requerimientos fundamentales del brazing, esta pasta no cumple con la temperatura mínima de fusión (450 °C) para su aplicación [50]; sin embargo, se decidió realizar pruebas de soldadura debido a que reportes en la literatura demuestran que recubrimientos superficiales de Cu son empleados en procesos brazing de aleaciones AA7075-T6 para mejorar las propiedades mecánicas y microestructurales de la unión [58].

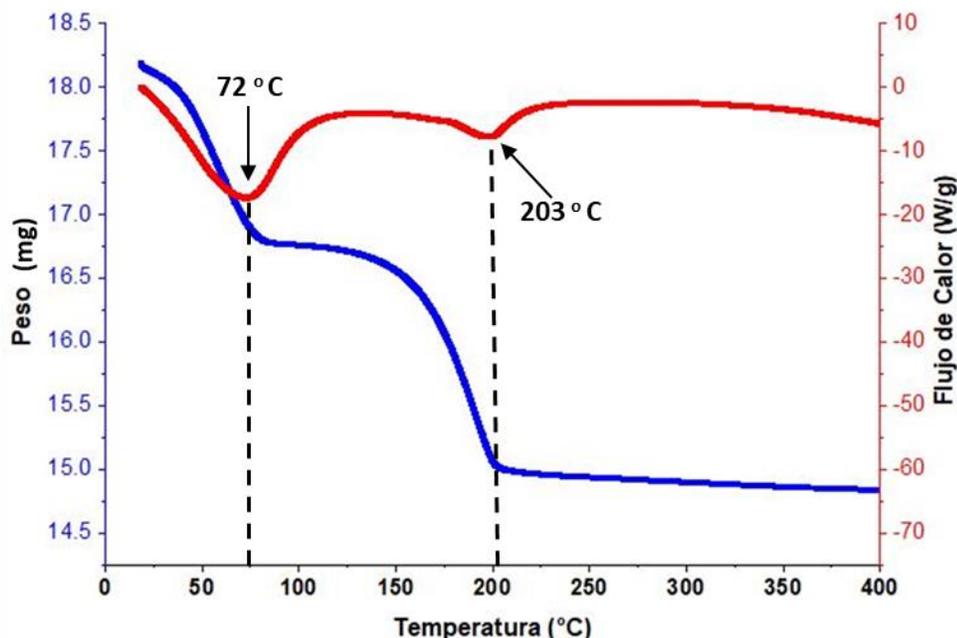


Figura 5.6 Termograma de pasta de Cu.

Por otro lado, la Figura 5.7 (a), (b) y (c) muestra una imagen obtenida mediante electrones retrodispersados de la pasta de Cu con sus respectivos mapeos de composición química y espectro por EDS. Se aprecia una distribución uniforme del Cu con contenidos de Al y O (Fig. 5.10 (b)). Comparativamente, las altas intensidades de los picos de Cu denotan una mayor presencia con respecto al O y Al (Figura 5.7 (c)). Cabe mencionar que las pastas analizadas por estas técnicas de caracterización térmica y química sólo permiten apreciar los puntos de fusión y la composición química semi-cuantitativa de los elementos principales, que es de interés en este trabajo. Detectar otros elementos que actúan como depresores de la temperatura del metal base y fundentes, requiere de otras técnicas, así como un estudio fisicoquímico más profundo que cambiaría la naturaleza de este trabajo de investigación.

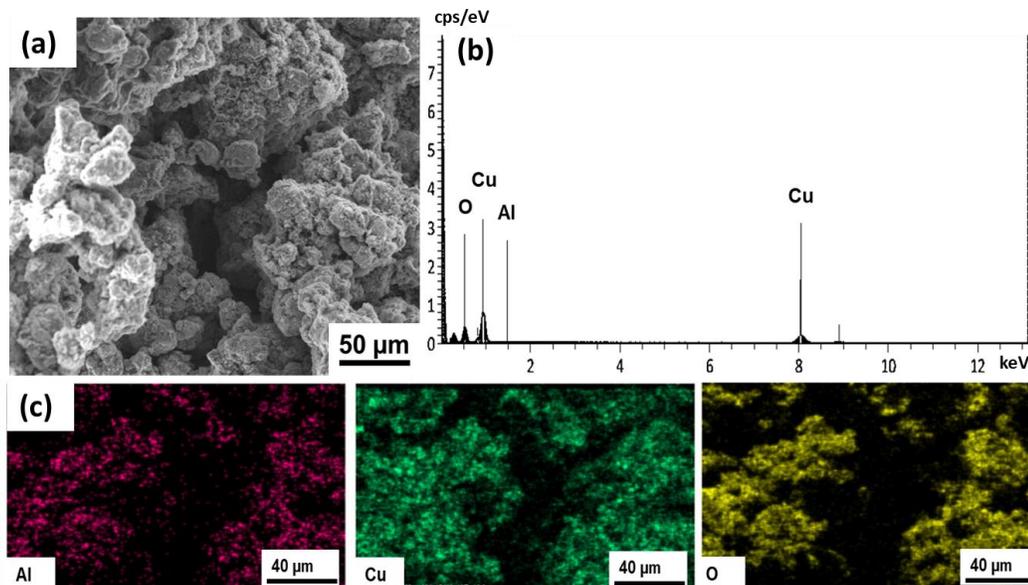


Figura 5.7 a) Imagen de electrones retrodispersados de la pasta de Cu; b) Espectro de la pasta y c) Mapeo de distribución de elementos químicos de pasta.

➤ Pasta base Al-Zn

En la Figura 5.8, se observa el termograma correspondiente a la pasta base Al-Zn. En la gráfica se observa una pérdida de masa a partir de los 100 °C hasta aproximadamente los 400 °C, la cual va de 20.6 mg hasta 19.6 mg. Después de los 400°C se aprecia el inicio de la estabilidad del compuesto formado. Reportes en la literatura sugieren que las pérdidas de masa en los metales de aporte tienen una etapa de evaporación y/o calcinación de sustancias líquidas y material orgánico (fundentes, aglutinantes) de materiales agregados para mejorar la interacción del material de aporte con los metales a soldar [59]. La morfología de la pasta se aprecia con agregados de partículas de formas irregulares y tamaños diferentes (Figura 5.9 (a)). El espectro y el análisis químico semi-cuantitativo por área de la pasta realizado por EDS (Figura 5.9 (b) y (c)) muestra elementos principales de aleación Al-Zn, así como pequeñas cantidades de F, elemento que juega un papel muy importante en la desoxidación del sistema durante el proceso de brazing [11].

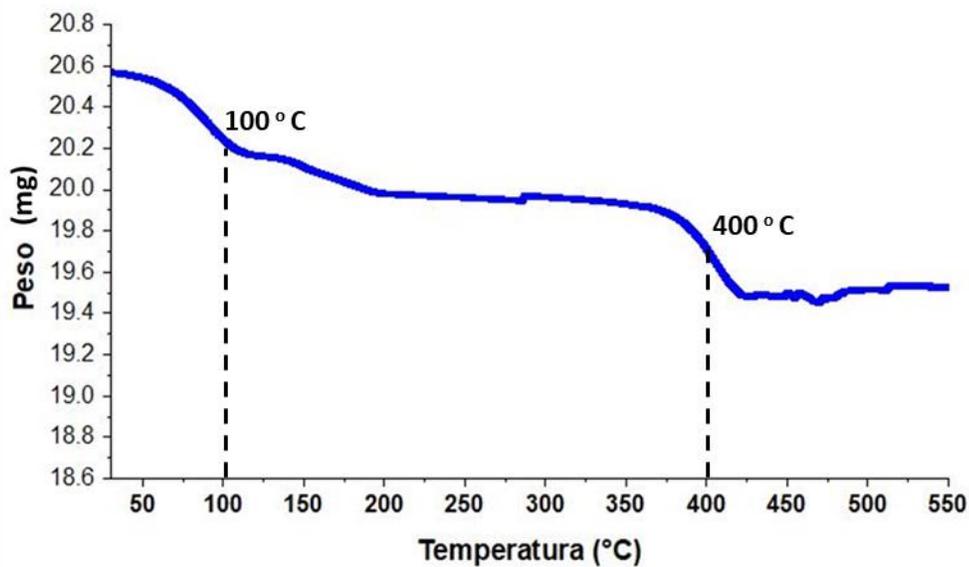


Figura 5.8 Termograma de pasta base Al-Zn.

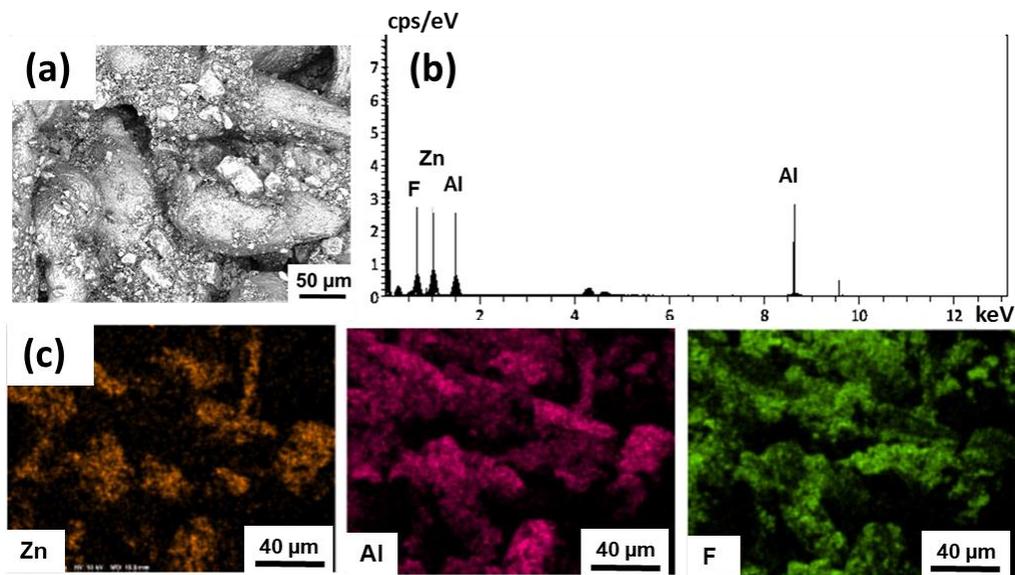


Figura 5.9 a) Imagen de electrones retrodispersados de la pasta de Al-Zn; b) Espectrograma de la pasta y c) Mapeo de distribución de elementos químicos de pasta.

➤ Pasta base Al-Si

En la Figura 5.10 se observa el termograma correspondiente a la pasta Al-Si. Se aprecian una serie de eventos térmicos que corresponde a la pérdida de masa a partir de los 100 °C hasta los 420 °C. Estos cambios de peso son consistentes con las fluctuaciones de flujo de calor hasta visualizar una reacción endotérmica a 587 °C, que corresponde a un valor de entalpía de fusión de 106.8 J/g. Por lo que este material de aporte se considera apto para ser usado en el proceso brazing.

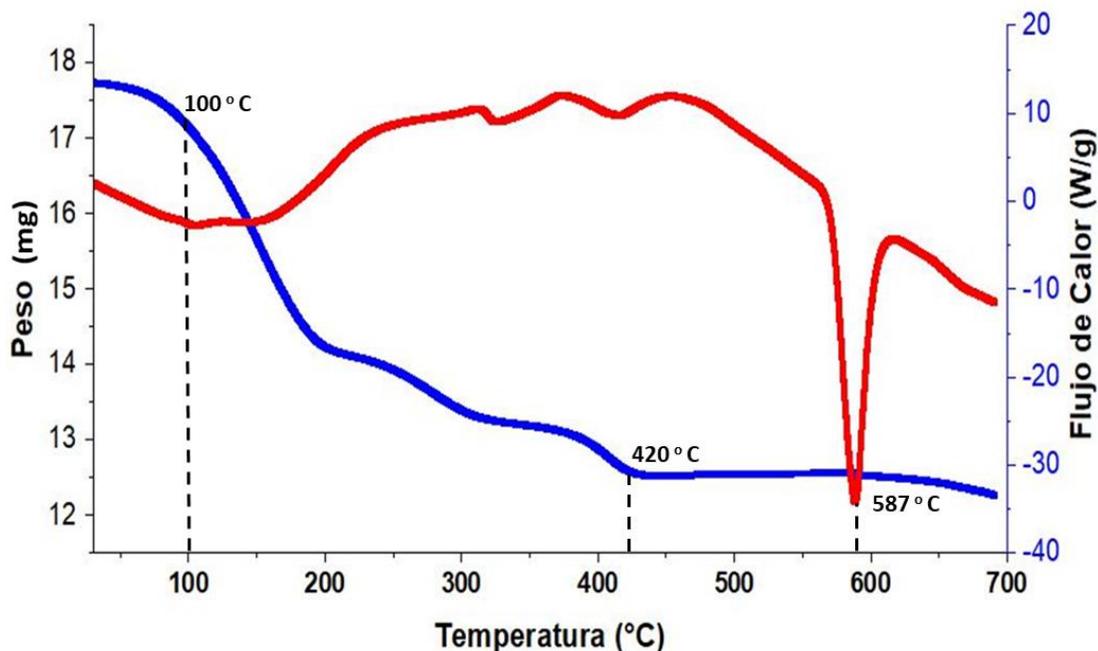


Figura 5.10 Termograma de pasta base Al-Si.

El material de aporte tiene un aspecto liso sin agregados de partículas de acuerdo con la imagen de electrones retrodispersados (Fig. 5.11 (a)). El análisis EDS de la Figura 5.11, muestra elementos principales de aleación Al, Si; adicionalmente es posible apreciar trazas de elemento como el O, K, Cl, y F los

cuales forman parte del flux de material de aporte y, actúan en la disminución del punto de fusión y desoxidación del sistema.

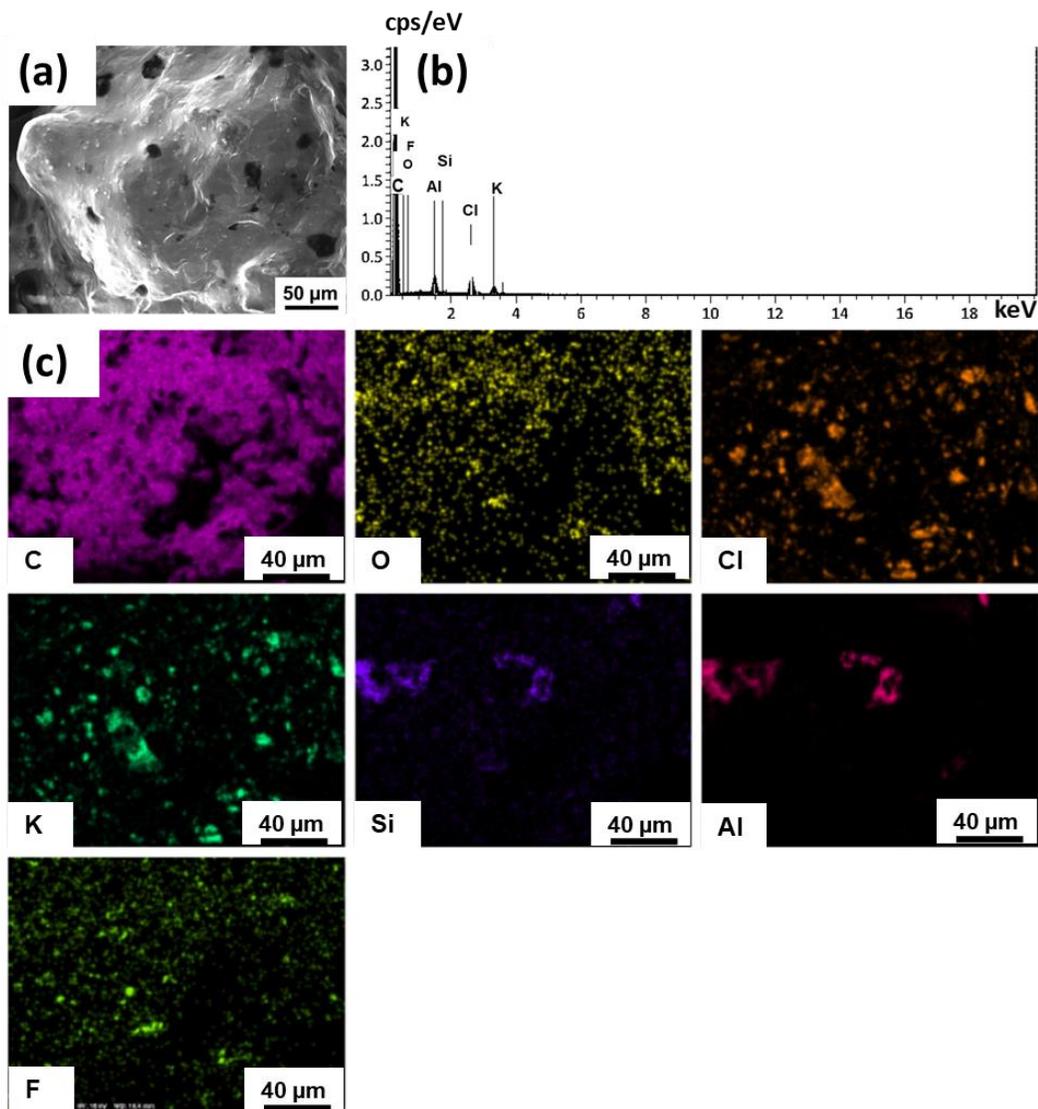


Figura 5.11 a) Imagen de electrones retrodispersados de la pasta Al-Si; b) Espectro de la pasta y c) Mapeo de distribución de elementos químicos de pasta.

5.2 Primera etapa de brazing

5.2.1 Soldadura brazing del sistema disímil sin deposición de titanio

Con base en los resultados preliminares de la sección 5.1, se procedió a establecer los parámetros del brazing y la selección del metal de aporte (Al-Zn y Al-Si). Asimismo, se realizó una inspección general de la muestra soldada, así como una caracterización microestructural del metal base de ambas aleaciones y la zona soldada por brazing.

La Figura 5.12 muestra macrográficas de las muestras del procedimiento de brazing realizado en la primera etapa empleando la pasta Al-Zn y sin deposición de Ti. Se aprecia que el sistema disímil no se soldó. Se postula que la baja mojabilidad es debido al exceso de Zn que forma óxidos que evitan la soldabilidad. Cabe mencionar que los parámetros usados son los sugeridos en la Tabla 4.2.

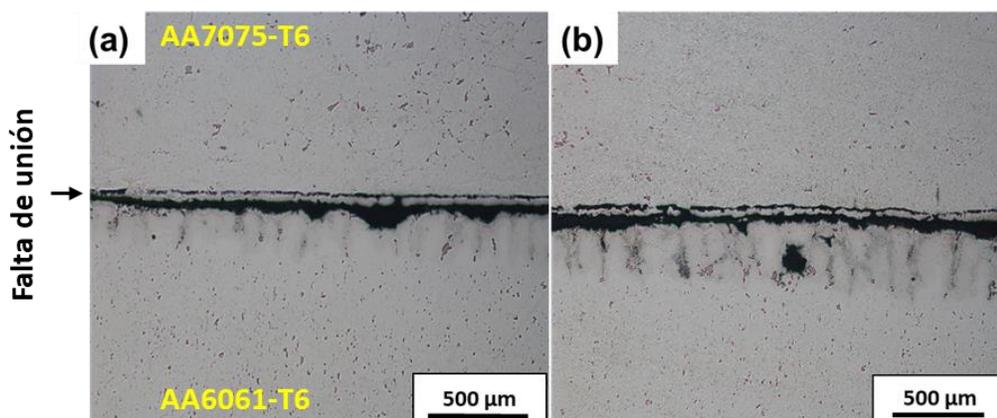


Figura 5.12 Macrográficas de las muestras unidas por brazing con pasta Al-Zn a) temperatura final de 500 °C b) temperatura final de 550 °C.

Por otro lado, con los mismos parámetros de la Tabla 4.2 y usando la pasta Al-Si se realizaron uniones del sistema. La Figura 5.13 muestra las aleaciones disímiles soldadas por brazing a 590 °C por 60 min sin deposición de Ti empleando como material de aporte pasta Al-Si. Se observa un aspecto metalizado en toda la superficie de la aleación AA7075-T6 y, una ligera disminución (0.5 mm de diámetro aproximadamente) de las dimensiones con respecto a la aleación AA6061-T6. Se postula que el aspecto metalizado, es debido a la formación de una fase líquida transitoria en la aleación AA7075-T6 antes de la temperatura del brazing. La deposición de recubrimientos de zinc sobre aluminio es factible de acuerdo a trabajos reportados en la literatura [60]. En consecuencia, cubre la superficie de la aleación dando un aspecto de galvanizado. En este sentido, la diferencia de temperaturas iniciales de aproximadamente 50°C antes del punto de fusión debe ser una variable a considerar, así mismo tener un alto contenido de Zn adyacente a varias reacciones invariantes de eutécticos promueve una mayor cantidad de TLP.

Cabe mencionar, si la solidificación inicia con mayor contenido de fracción líquida y cercana a puntos eutécticos, mayor será la microsegregación [61]. No obstante, el TLP es benéfico para las soldaduras siempre y cuando se adicionen sólidos como agentes nucleantes para elevar la velocidad de solidificación y tenga un efecto sobre el tamaño de los intermetálicos o granos, así como evitar la formación de óxidos que interfieren con la mojabilidad [62].

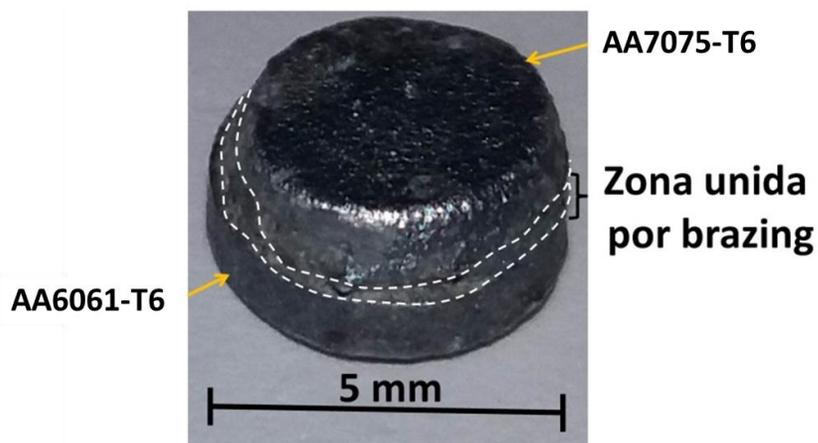


Figura 5.13 Muestra de aleaciones de aluminio unidas por brazing.

Sin embargo, en inspecciones por microscopía óptica sobre la soldadura se aprecian defectos de falta de mojado (Figura 5.14 (a) y (b)). En función de los resultados antes mencionados, se procedió a la segunda etapa de este trabajo de la cual se habla a detalle en la siguiente sección.

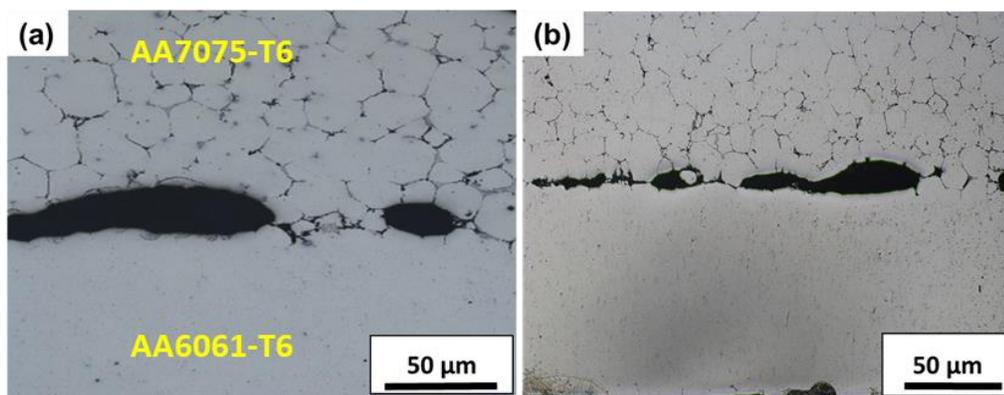


Figura 5.14 Resultados de microscopía de procedimientos de brazing con pasta Al-Si a) temperatura final de 590 °C, b) temperatura final de 600 °C.

5.3 Segunda etapa de brazing

5.3.1 Soldadura brazing del sistema disímil con deposición de titanio

En la segunda etapa se presentan los análisis topográficos superficiales de Ti sobre las muestras previas al brazing. Los espesores de las capas se eligieron de 20 nm hasta alcanzar 150 nm, que es equivalente al contenido de solubilidad de Ti en el aluminio (aproximadamente 6% e.p. de Ti soluble en Al). Asimismo, se realizaron las inspecciones microestructurales para correlacionar el efecto del Ti sobre el tamaño de grano y modificación microestructural entre la soldadura y los metales base.

5.3.1.1 Análisis superficial de muestras con nanocapas de Ti

Con base en el análisis de los resultados del brazing del sistema disímil expuesto en la sección 5.4, se procedió a inducir una deposición de Ti sobre la superficie AA7075-T6, debido a los aspectos siguientes:

- 1) El Ti es un refinador de grano del aluminio.
- 2) Los óxidos de Mg y Zn (MgO y ZnO) interfieren con la mojabilidad del brazing.
- 3) Formar una barrera difusiva entre el metal base y el metal de aporte.
- 4) El Ti mejora la mojabilidad de sistemas no ferrosos [63]

Por otro lado, se realizaron una serie de cálculos termodinámicos en el módulo de Reaction del paquete computacional HSC (versión 5) para determinar el valor de la energía libre de formación de los óxidos de MgO y

ZnO, debido a que estos elementos están en mayor proporción en el metal base y de aporte. Asimismo, se determinó el valor de la energía libre de Gibbs del TiO₂, ya que en este trabajo se plantea la hipótesis de que este óxido mejora la soldadura del sistema disímil y disminuye los efectos nocivos del MgO y ZnO en la mojabilidad.



$$\Delta G^{\circ}_{873 \text{ K}} = -507.67 \text{ kJ}$$



$$\Delta G^{\circ}_{873 \text{ K}} = -522.81 \text{ kJ}$$



$$G^{\circ}_{873 \text{ K}} = -785.12 \text{ kJ}$$

Las reacciones químicas muestran que el óxido de titanio es más estable (-785 kJ), por lo tanto, es factible termodinámicamente que se forme el TiO₂ y, posteriormente de forma competitiva el MgO y ZnO. De esta manera, el Ti formaría una barrera difusiva que retarda la formación del ZnO y MgO que tienen un efecto negativo en la soldabilidad del sistema disímil.

La Figura 5.15 muestra topografías en 3D de las superficies sin y con deposición de Ti de 20 a 150 nm sobre la aleación AA7075 previo al brazing. Se observa que los valores de rugosidad entre la topografía de la Figura 5.15 (a) y (b) no presentan cambios significativos en el valor R_a (~ 0.236 μm), debido a que el espesor de la nanocapa de 20 nm no suministra el suficiente volumen para llenar los espacios inducidos por el desbaste por lija de la superficie. Mismo caso se observa para la muestra con 50 nm de espesor, que inclusive

incrementa el valor de rugosidad a $0.566 \mu\text{m}$, esto es debido a que se obtuvo un desbaste más severo sobre la superficie de la muestra a soldar y genera un mayor volumen que no es llenado eficientemente por el Ti (Figura 5.15 (c)). No obstante, la rugosidad disminuye y es más homogénea ($\sim 0.344 \mu\text{m}$) con una deposición de nanocapas de Ti de 100 y 150 nm de espesor (Figura 5.15 (d) y (e)). En estos casos se postula lo siguiente: 1) El tiempo de deposición (140 s) para obtener espesores de 100 y 150 nm permite una mejor homogeneización del plasma del blanco, lo que conlleva a una mejor distribución por volumen de material sobre la superficie o 2) a estos espesores, la cantidad de Ti permite llenar los surcos inducidos por el desbaste.

Cabe mencionar, que la rugosidad es una variable que influye en la mojabilidad del proceso brazing [34, 56], sin embargo, reportes en la literatura [39, 41] sugieren que el tipo de atmósfera, temperatura de brazing y composición química del material de aporte influyen en las energías superficiales entre las muestras a soldar.

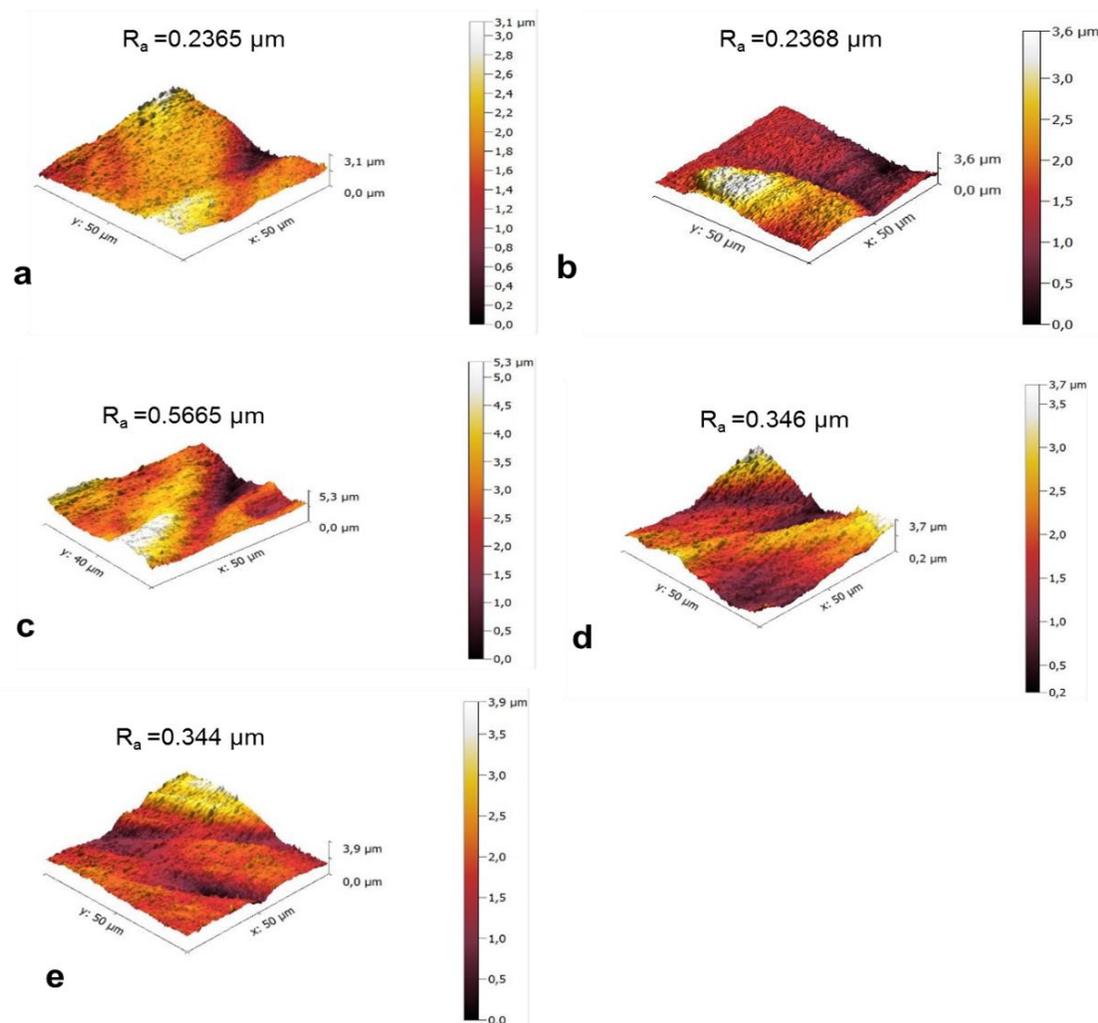


Figura 5.15 Topografías en 3D por AFM de muestras de AA7075-T6 sin y con deposición de nanocapa de Ti: a) sin recubrimiento de Ti. b) con 20 nm de espesor de nanocapa. c) con nanocapa de 50 nm de espesor. d) con 100 nm de espesor de nanocapa. e) con 150 nm de espesor de nanocapa.

Con base en lo anterior, el fenómeno de mojado se analiza por medio de la energía libre de formación (entalpía libre G) relacionada con la tensión superficial [47]. El diagrama de Ellingham (ver Figura 2.18), relaciona la energía libre de formación ΔG^0 en función de la temperatura. En este caso, los elementos químicos de Mg, Si y Zn necesitan una alta energía libre de formación de óxidos en comparación al Ti, razón por la que se establecen las nanocapas de Ti como barrera difusiva en el sistema [48], permitiendo un mejor

esparcimiento y mojado de líquido entre las aleaciones a soldar por acción capilar.

5.3.1.2 Evolución térmica del brazing y caracterización microestructural de las muestras con nanocapas de Ti

La Tabla 5.3 resume las entalpías y las temperaturas de las reacciones endotérmicas (punto de fusión) en el proceso brazing en función del espesor de las nanocapas de Ti. Comparativamente, los valores de las entalpías incrementan de 8.44 a ~11.00 J/g en función del espesor de Ti. Las temperaturas de las reacciones endotérmicas muestran un solo valor atípico de 573.08°C con un espesor de 50 nm. No existe alguna explicación clara, sin embargo, se puede asociar el efecto de la rugosidad sobre la temperatura de acuerdo con el valor de rugosidad obtenida de 0.566 μm de la muestra con 50 nm de espesor de Ti. En este sentido, Paredes et al. sugieren [65], que el tiempo de fusión es modificado en función de la condición superficial (rugosidad), ya que forma micro-elevaciones (R_y : picos altos entre crestas y valles en la irregularidades) que funden a más rápido o más lento en los pre-calentamientos, así mismo la condición superficial resultante dictamina la adherencia del recubrimiento. Por otra parte, las nanocapas de Ti permiten soldar este sistema disímil de baja soldabilidad y no propicia la formación de microsegregación en la zona de unión. Debido a que, en la zona de la soldadura, la solidificación inicia con menor fracción líquida. Por lo tanto, la calidad de la soldadura mejora notablemente (ver Figura 5.16).

Tabla 5.3 Entalpías y temperaturas de fusión de muestras unidas por brazing en función de espesor de nanocapa de Ti.

Muestras unidas por brazing	Espesor de nanocapa de Ti (nm)	ΔH (J/g)	Punto de fusión (°C)
1 (a)	20	8.440	571.04
2 (b)	50	9.854	573.08
3 (c)	100	9.483	570.76
4 (d)	150	10.99	571.57

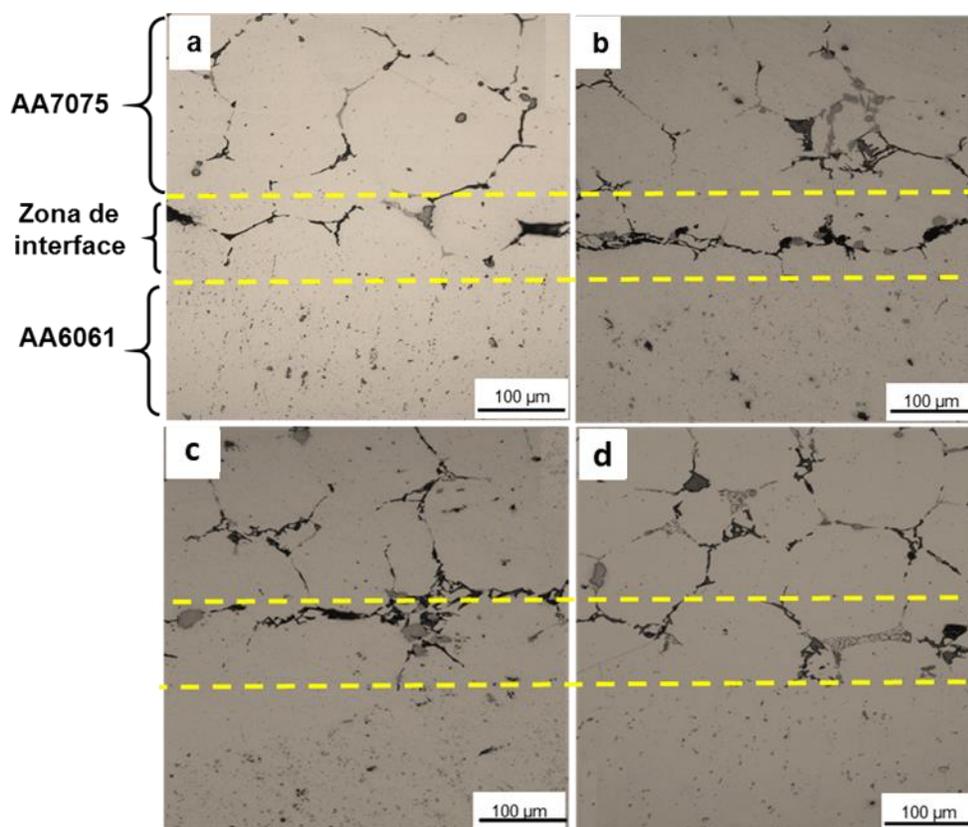


Figura 5.16 Micrografías de las muestras disímiles soldadas por brazing con diferentes espesores de nanocapas de Ti: a) 20 nm. b) 50 nm c) 100 nm y d) 150 nm.

Con el fin de inspeccionar la microestructura a altas magnificaciones y determinar la composición química aproximada de las fases, se procedió a analizarlas por MEB-EDS. La Figura 5.17 muestra imágenes de electrones

retrodispersados y espectros de la interface del brazing en muestras con diferentes espesores de nanocapas de Ti. Se aprecia la detección de diferentes elementos químicos que están correlacionados a fases binarias y ternarias en los límites de grano, esto debido a que la difusión en esas regiones es más alta por su alta energía superficial (fronteras de grano).

De acuerdo con los cálculos estequiométricos realizados en el paquete computacional HSC versión 5 y usando los módulos de Equilibrium Compositions y Formula Weights, se aproximaron los valores de % e.p. de las fases con respecto a los elementos reportados por EDS.

En la Figura 5.17, (b), se observa una fase en color gris oscuro con picos principales de Mg, Al y Si. Los contenidos elementales en % e.p. se encuentran resumidos en la Tabla 5.4. Esta fase corresponde al Mg_2Si con trazas de Al. En el caso del análisis puntual de la Figura 5.17 (d) y los contenidos de los elementos en % e.p. mostrados en la Tabla 5.4, se aprecian picos principales de Al y Cr de una fase facetada en color gris claro, que indican estequiométricamente a la fase Al_4Cr con trazas de Fe, y Si. De acuerdo con lo propuesto por Martin Palm [66], se sugiere que estos intermetálicos de estructura cristalina hexagonal, se forman a partir de un binario Al-Cr, sin embargo, precipita a partir del campo primario rico en Al del sistema ternario Al-Fe-Cr. En otras zonas del límite de grano, se aprecian fases con morfologías irregulares (ver Figura 5.17 (f)). De acuerdo con los cálculos estequiométricos realizados corresponden a la fase Al_2Cu (Tabla 5.4). Finalmente, la fase de la Figura 5.17 (h) corresponde al Si, que es consistente con el pico intenso del espectrograma y el % e.p. del elemento resumido en la Tabla 5.4.

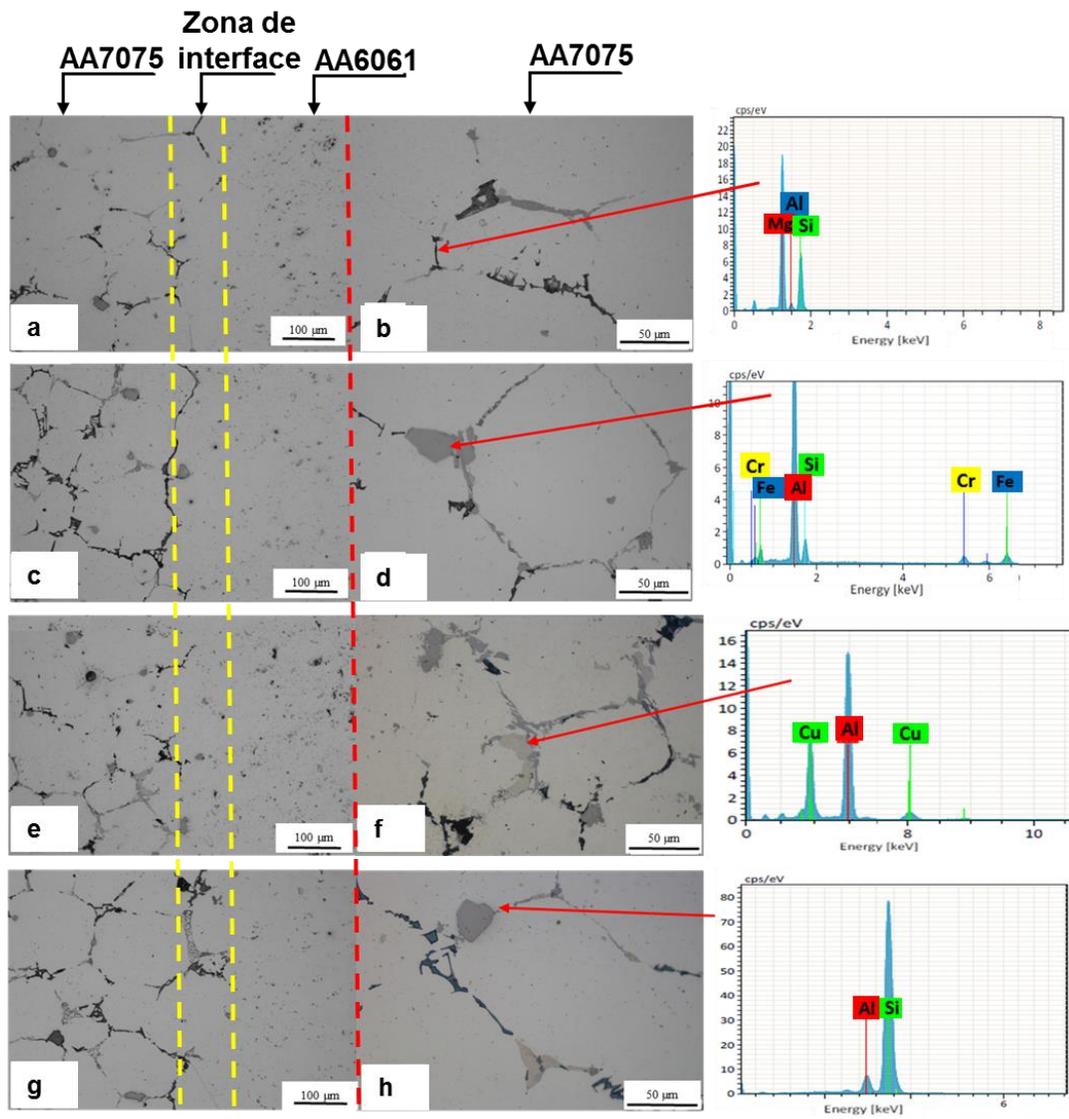


Figura 5.17 Micrografías y espectrogramas por MEB-EDS de muestras soldadas por brazing con diferentes espesores de nanocapas de Ti: a-b) 20 nm c-d) 50 nm e-f) 100 nm y g-h) 150 nm.

Tabla 5.4 Composición química (% e. p.) de muestras de brazing analizadas por EDS y fases propuestas estequiométricamente calculadas por HSC.

Muestra	Al	Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Estequiometría de la fase
b	4.62	54.96	37.51	-	-	-	Al _{0.15} (Mg ₂ Si _{1.2})
d	61.36	-	8.83	17.20		9.35	Si _{0.6} ,Fe _{0.6} (Al ₄ Cr _{0.2})
f	46.37	-	-	-	45.57		Al _{2.05} Cu
h	2.01	-	97.99	-	-	-	Al _{0.02} (Si)

Básicamente, en el proceso brazing se requiere que el metal de aporte alcance una temperatura de fusión para formar una fase líquida entre los metales base. En este caso, una vez que entra calor, la difusión comienza y se forma un volumen de líquido entre las intercaras, obteniéndose una composición química diferente a la inicial, por lo tanto, se forman dos regiones con diferentes concentraciones de soluto disueltos en la fase que aumentan en espesor y la intercara sólida va disminuyendo. En consecuencia, se obtendrá una única fase líquida de composición rica en Al ($C_{L\alpha}$) con sus respectivos gradientes de concentración de Mg, Zn, Cu, Si y Ti. La solidificación de la fase líquida transitoria adquiere un espesor que depende del tiempo brazing y los coeficientes de difusión de los elementos (ver ecuación 5.6). Por lo que la variación de la composición sólido-líquido en función de la intercara en el proceso brazing está establecida por la ecuación siguiente [14]:

$$t_d = \frac{(2h)^2}{16K^2D_L} \quad (5.6)$$

Donde h es el tiempo, D_L es la difusión del soluto en la fase líquida (cm^2/s) y K es una constante que depende del sistema de aleación.

No obstante, una vez que la capa líquida está en contacto con el metal base, inicia el incremento de la velocidad de los elementos que difunden del líquido al sólido y, los del metal base hacia el líquido hasta alcanzar un gradiente de concentración homogéneo en la fase líquida. La tasa de transferencia de especies químicas está en función de los gradientes de concentración en ambas capas. En cuanto inicia la solidificación, la difusión toma un proceso lento y la homogeneización química depende del tiempo considerando las diferentes velocidades de difusión de las especies químicas entre la intercara líquida y la sólida con respecto al tiempo de brazing.

En la Figura 5.18 se muestra un mapeo de distribución de elementos entre la zona de fusión y las aleaciones disímiles AA7075-T6 y AA6061-T6, con el fin de ubicar e identificar las diferentes especies químicas que crecen en ambas aleaciones (Zn, Mg, Si y Cu, principalmente), así como la distribución del Ti que se empleó para mejorar la soldabilidad; de igual forma, se aprecia que los elementos de Si, Cu y Mg precipitan en los límites de granos de la aleación AA7075-T6. El Fe está detectado en el interior del grano y, el Zn y Ti están distribuidos en la matriz del aluminio.

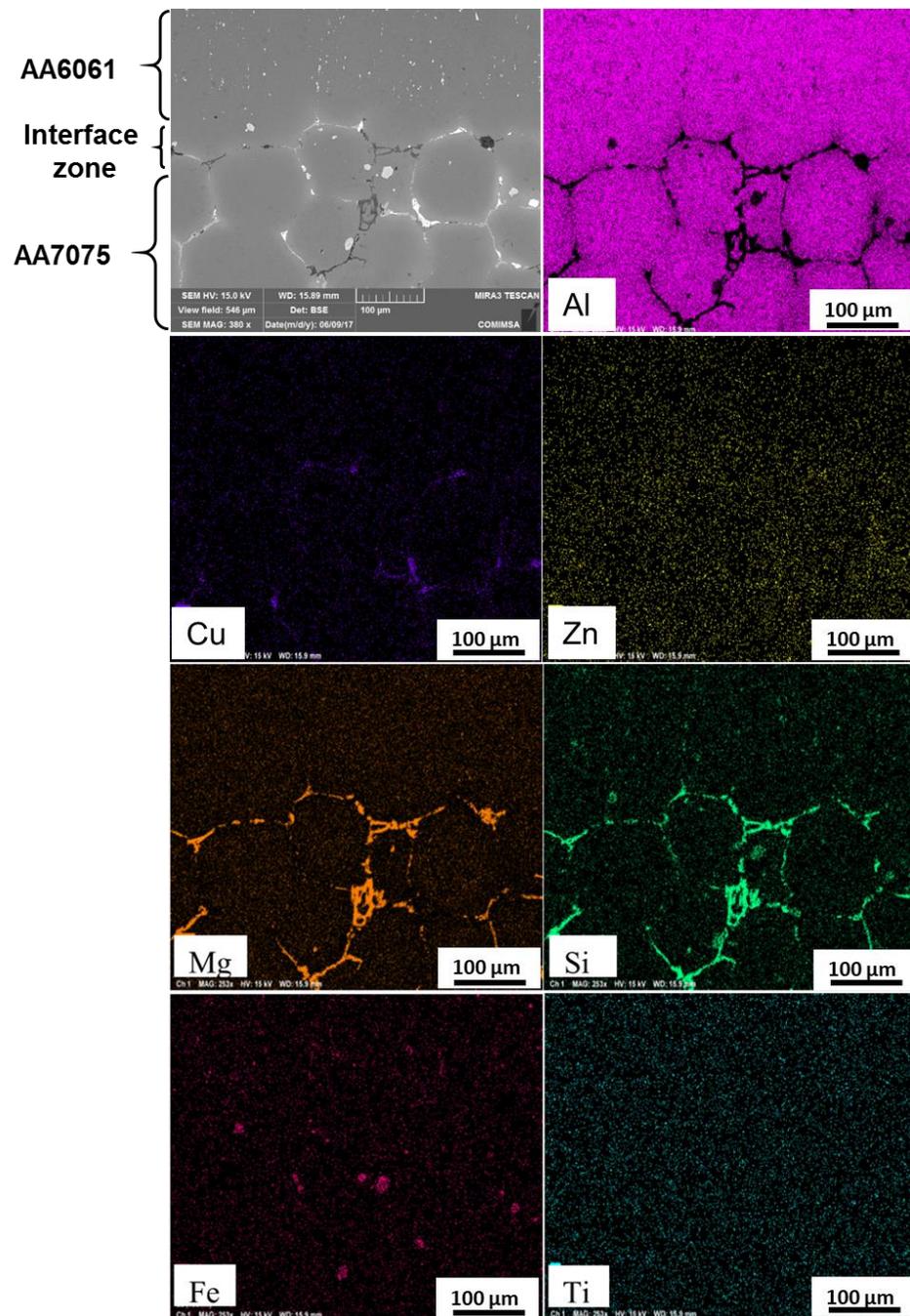


Figura 5.18 Mapeo elemental de la muestra con 150 nm de espesor de nanocapa de Ti.

Se resalta que el espesor de 100 y 150 nm de Ti (6 % e.p) en la soldadura brazing tienen una estabilidad térmica a partir de los $\sim 423^{\circ}\text{C}$ (Figura 5.19). Asimismo, las temperaturas de inicio de la formación del *liquidus* son iguales

(566 °C), así como el punto de fusión de 579 °C. Comparativamente, el punto de fusión del proceso brazing del sistema disímil, es menor al punto de fusión de ambas aleaciones: 660 °C para la AA6061-T6 y 640 °C para la aleación AA7075-T6. La ventaja de la soldadura con Ti es evitar o reducir la formación de la fase líquida transitoria (fracción líquida) para disminuir la microsegregación que se acentúa en la AA7075-T6, que tiene una temperatura inicial del liquidus de ~ 567 °C.

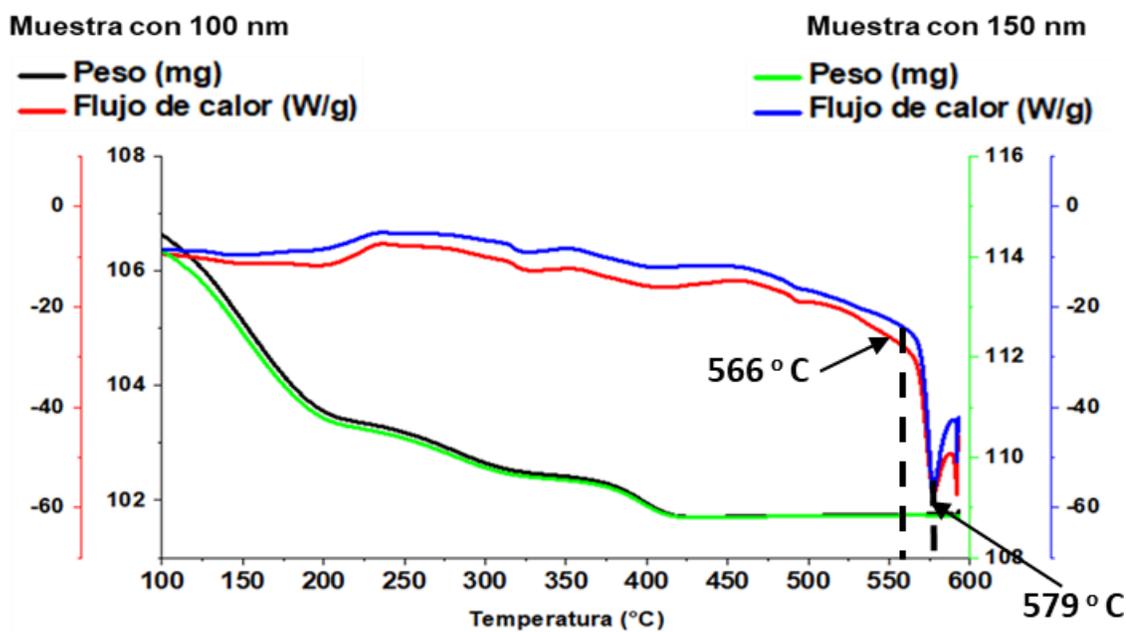


Figura 5.19 Termogramas y curvas del flujo de calor del brazing disímil de la aleación AA6061-T6 y AA7075-T6 con espesores de 100 y 150 nm de Ti.

Anteriormente, se mencionó que el elemento Ti tiene un efecto refinador de grano debido a la formación del sólido Al_3Ti . La Figura 5.20 muestra en un gráfico de barras, la disminución del tamaño de grano del metal base en función del espesor de nanocapa de Ti. Este efecto se observó en la aleación AA7075-T6 debido a que presentó una mayor fracción líquida (mayor microsegregación) que se explicó y evidenció anteriormente (ver sección 5.4).

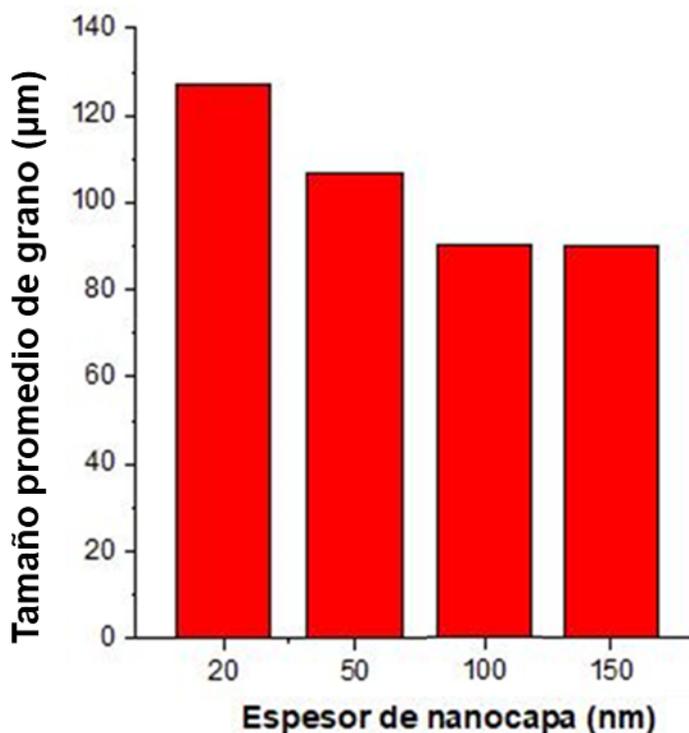


Figura 5.20 Gráfico de barras de la variación del tamaño de grano en la aleación AA7075-T6 en función del espesor de las nanocapas de Ti.

5.3.2 Análisis de microdurezas de muestras unidas por brazing y metales base

En la sección 5.3.1 se estableció la relación que tiene el efecto del Ti sobre la microdureza en la zona de unión, ya que corresponde a una zona de difusión de especies químicas en estado sólido, que disminuyen o incrementan las propiedades mecánicas en la soldadura brazing. Se comparan las microdurezas con el metal de llegada de las aleaciones de aluminio AA6061 y AA7075 con tratamiento térmico T6.

Las aleaciones AA6061-T6 y AA7075-T6 tienen valores de microdurezas promedios de 113.4 y 184.4 HV respectivamente (Figura 5.21).

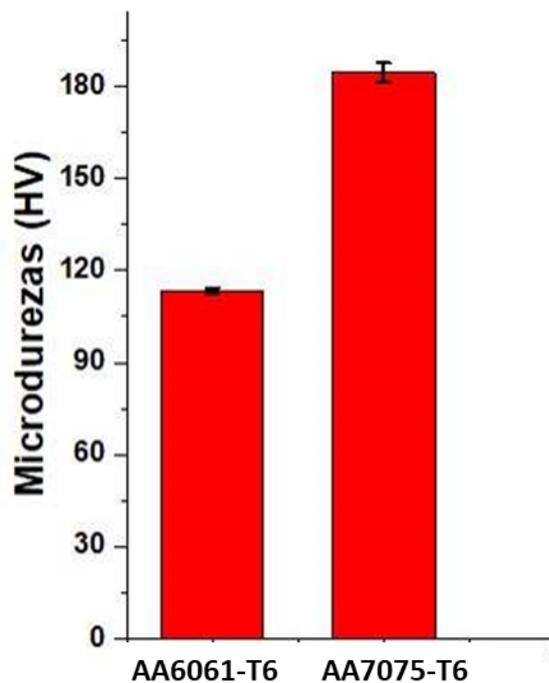


Figura 5.21 Microdureza de metales base.

En la Figura 5.22 se muestra la variación de las microdurezas en función de los espesores de las nanocapas de Ti posteriores al proceso brazing. En todas las muestras se observan microdurezas mayores de los 110 HV. Por otro lado, no tienen ninguna diferencia notable debido a que el Ti está bien distribuido en solución sólida en la matriz del aluminio (zona isotérmica). No obstante, los errores de medición en la muestra con 100 nm son mayores debido a que en la zona de unión se tiene una zona isotérmica con mayor cantidad de precipitados (Tabla 5.4) según se mostró en la Figura 5.17 (f).

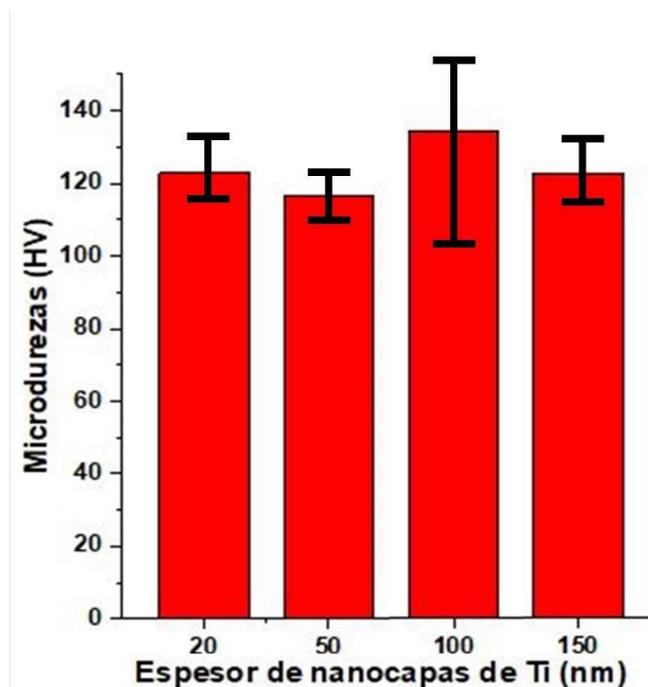


Figura 5.22 Microdureza de la zona de unión de muestras con diferentes espesores de nanocapas de Ti.

Cabe mencionar en este apartado, que las microdurezas en relación a las variaciones del espesor de Ti tienen una disminución notable en la zona de unión con respecto al metal base AA7075-T6. Desde este punto de vista mecánico, las aleaciones 7075-T6 destacan con respecto a las otras aleaciones de base-aluminio por tener una resistencia mecánica de aproximadamente 500 MPa, debido a la precipitación de $MgZn_2$, fase T y partículas insolubles base Fe y Cr (por ejemplo las $AlFeSi$ y $CrAl$), principalmente. En el caso de la aleación AA6061-T6 es de 290 MPa [67] debido a la precipitación del Mg_2Si y modificación de los eutécticos por adición de Sr.

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES

- De acuerdo con el análisis superficial por AFM, la deposición de nanocapas de Ti de 100 a 150 nm sobre la aleación AA7075-T6 homogeniza la rugosidad superficial del metal base.
- Se observó un ligero incremento de los valores de entalpía en las muestras con nanocapas de Ti de 8.440 a 10.99 J/g (reacciones endotérmicas), lo que puede relacionarse con un proceso de solidificación a partir de menor fracción líquida sin la formación de microestructuras dendríticas.
- La microdureza de las zonas de unión de las muestras unidas por brazing es ligeramente superior a la aleación AA6061-T6, debido a que los elementos como el Ti y el Zn se disuelven por solución sólida en la matriz

de aluminio y, estos son mecanismos de endurecimiento. A pesar de que la microdureza de la aleación AA7075-T6 (184.4 HV), es más alta que la zona de unión y la aleación AA6061-T6, esta puede ser homogenizada por medio de un tratamiento térmico después del proceso de soldadura.

- Las nanocapas de 100 y 150 nm de espesor de Ti tienen una estabilidad térmica a partir de los $\sim 423^{\circ}\text{C}$. Las temperaturas de inicio de la formación del *liquidus* son de 566°C , así como el punto de fusión de 579°C . En este caso, la soldadura con espesores de 100 y 150 nm reduce la temperatura del brazing aproximadamente 10°C y, disminuye la microsegregación que es notoria en la aleación de aluminio AA7075-T6 (*liquidus* $\sim 567^{\circ}\text{C}$), así como en la zona de unión.
- El elemento Ti tiene un efecto refinador de grano de 129 a $90\ \mu\text{m}$ en función del incremento del espesor de la nanocapa de Ti.
- La deposición de nanocapas de Ti sobre la aleación AA7075-T6 posibilita las condiciones superficiales que mejoran la baja soldabilidad del sistema disímil AA7075-T6/AA6061-T6 por el proceso brazing; así mismo evita la formación de capas de óxidos de MgO y ZnO que disminuyen el flujo y la humectabilidad del material de aporte a través de las superficies a unir e incrementa las propiedades mecánicas de la unión.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Z. L. Kowalewski, "DYNAMIC PROPERTIES OF ALUMINIUM ALLOYS," *J. KONES Powertrain Transp.*, vol. 19, pp. 4–10, 2012.
- [2] I. N. Fridlyander, V. G. Sister, O. E. Grushko, V. V. Berstenev, L. M. Sheveleva, and L. A. Ivanova, "ALUMINUM ALLOYS: PROMISING MATERIALS IN THE AUTOMOTIVE INDUSTRY," *Alum. Alloy.*, vol. 44, pp. 365–370, 2002.
- [3] T. Yasui, H. Mizushima, M. Tsubaki, T. Fujita, and M. Fukumoto, "Influence of tool shape on friction stir welded joint of aluminum and steel with circular weld line," *Procedia Eng.*, vol. 81, no. December 2014, pp. 2092–2097, 2014.
- [4] S. A. S. M. Manladan, F. Yusof, S. Ramesh, M. Fadzil, Z. Luo, "A review on resistance spot welding of aluminum alloys," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, no. September, 2016.
- [5] G. Mathers, *The welding of aluminium and its alloys*. Boca Raton FL 33431, USA: Woodhead Publishing Limited, Abington Hall, Abington, 2002.
- [6] W. Dai, S. Xue, J. Lou, and S. Wang, "Development of Al-Si-Zn-Sr filler metals for brazing 6061 aluminum alloy," *Mater. Des.*, vol. 42, pp. 395–402, 2012.
- [7] G. Kumar and K. N. Prabhu, "Review of non-reactive and reactive wetting of liquids on surfaces," *Adv. Colloid Interface Sci.*, vol. 133, no. 2, pp. 61–89, 2007.
- [8] M. M. Schwartz, *Brazing*, 2nd ed. ASM International, 2003.
- [9] H. GENG, *Manufacturing Engineering Handbook*. McGraw-Hill

Professional, 2004.

- [10] AWS A5 Committee on Filler Metals and Allied Materials, "Specification For Brazing Filler Metals For Brazing And Braze Welding," 2004.
- [11] American Welding Society (AWS), *Brazing Handbook*, Fifth Edit. 2006.
- [12] R. W. Messler, "Joining advanced materials," *Adv. Mater. Process.*, 1995.
- [13] L. M. A. H. y H. Company, "Global Brazing Solutions." [Online]. Available: <http://www.lucasmilhaupt.com/es-MX/brazingfundamentals/jointdesign/>.
- [14] J. Ramirez and S. Liu, "Diffusion brazing in the nickel-boron system," *Weld. Journal-New York-*, no. October, pp. 365–376, 1992.
- [15] J. R. Davis, *Alloying: Understanding the Basics*. ASM International, 2001.
- [16] D. R. ASKELAND, *CIENCIA E INGENIERÍA DE LOS MATERIALES, TERCERA*. International Thomson Publishing Company, 1998.
- [17] J. Asensio-Lozano, B. Suarez-Peña, and G. F. Vander Voort, "Effect of processing steps on the mechanical properties and surface appearance of 6063 aluminium extruded products," *Materials (Basel)*., vol. 7, no. 6, pp. 4224–4242, 2014.
- [18] P. L. Mangonon, *CIENCIA DE LOS MATERIALES: SELECCIÓN Y DISEÑO*. Pearson Educación, 2001.
- [19] Cwe. Tony Anderson, CEng, FWeldI, *Welding Aluminum — Questions and Answers*. LeJeune Road, Miami, 2010.
- [20] S. Kou, *Welding Metallurgy*, Second Edi. United States of America: WILEY INTERSCIENCE, 2003.
- [21] A. E. V. G. A. Orrego, "METALURGIA BÁSICA DE ALGUNAS ALEACIONES DE ALUMINIO EXTRUIDAS O LAMINADAS," *Rev. Colomb. Mater.*, vol. 2, pp. 1–20, 2012.

- [22] M. F. Ibrahim, S. A. Alkahtani, K. A. Abuhasel, and F. H. Samuel, "Effect of intermetallics on the microstructure and tensile properties of aluminum based alloys : Role of Sr , Mg and Be addition," *Mater. Des.*, vol. 86, pp. 30–40, 2015.
- [23] W. Luo, L. T. Wang, Q. M. Wang, H. L. Gong, and M. Yan, "A new filler metal with low contents of Cu for high strength aluminum alloy brazed joints," *J. Mater.*, vol. 63, pp. 263–269, 2014.
- [24] A. Haboudou, P. Peyre, A. B. Vannes, and G. Peix, "Reduction of porosity content generated during Nd: YAG laser welding of A356 and AA5083 aluminium alloys," *Mater. Sci. Eng.*, vol. 363, pp. 40–52, 2003.
- [25] Ivan, "Follow along as I build a high performance 914 engine." [Online]. Available: <http://www.ephotoemotion.com/914engine/page41.html>.
- [26] F. Group, "Brazing Footprints: Case Studies in High-Temperature Brazing," *Adv. Mater. Process.*, vol. 80, no. September, pp. 35–36, 2000.
- [27] J. Nabeel, "Master Thesis Erosion during Brazing in Stainless Steel grade 304," KTH, 2012.
- [28] V. I. Inc., "VAC AERO's.," 2011. [Online]. Available: <http://vacaero.com/information-resources/vacuum-brazing-with-dan-kay/1358-erosion-of-base-metals-by-brazing-filler-metals.html>.
- [29] I. P. Polmear, "Light Alloys - From Traditional Alloys to Nanocrystals," *Light Alloy.*, vol. 2, pp. 273–277, 2006.
- [30] G. Ipekoglu and G. Cam, "Effects of Initial Temper Condition and Postweld Heat Treatment on the Properties of Dissimilar Friction-Stir-Welded Joints between AA7075 and AA6061 Aluminum Alloys," *Metall. Mater. Trans. a-Physical Metall. Mater. Sci.*, vol. 45A, no. 7, pp. 3074–3087, 2014.
- [31] P. T. Vianco and D. R. Frear, "Issues in the replacement of lead-bearing solders," *J. Miner.*, vol. 45, no. July, pp. 14–19, 1993.

- [32] V. Nikola and H. Izet, "Analysis Spreadability Polymer Materials," *10th Int. Res. Conf. Trends Dev. Mach. Assoc. Technol.*, no. 1, p. 4, 2006.
- [33] T. Young, "An Essay on the Cohesion of Fluids," *Philos. Trans. R. Soc. London*, vol. 95, pp. 65–87, 1805.
- [34] L. Tipura, "Wettability Characterization By Nmr T 2 Measurements in Edwards Limestone Rock," University of Bergen, 2008.
- [35] J. L. De La Peña and M. I. Pech-Canul, "Wetting behavior of Al-Si-Mg alloys on Si₃N₄/Si substrates: Optimization of processing parameters," *Appl. Phys. A Mater. Sci. Process.*, vol. 91, no. 3, pp. 545–550, 2008.
- [36] J. Hashim, L. Looney, and M. S. J. Hashmi, "The wettability of SiC particles by molten aluminium alloy," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 119, no. 1–3, pp. 324–328, 2001.
- [37] N. Gao and Y. Yan, "Modeling Superhydrophobic Contact Angles and Wetting Transition," *J. Bionic Eng.*, vol. 6, no. 4, pp. 335–340, 2009.
- [38] Y. Y. and T. R. Lee, "Contact Angle and Wetting Properties," *Surf. Sci. Tech.*, vol. 51, no. 1, 2013.
- [39] J. V. Naidich, "The Wettability of Solids by Liquid Metals," *Prog. Surf. Membr. Sci.*, vol. 14, pp. 353–484, 1981.
- [40] B. M. Gallois, "Wetting in nonreactive liquid metal-oxide systems," *J. Miner.*, vol. 49, no. 6, pp. 48–51, 1997.
- [41] E. Rocha-Rangel, "Reactive-Wetting of Alumina by Molten Aluminum Alloys," *Mater. Sci. Forum*, vol. 442, pp. 97–102, 2003.
- [42] M. Rahimi, P. Fojan, L. Gurevich, and A. Afshari, "Effects of aluminium surface morphology and chemical modification on wettability," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 296, pp. 124–132, 2014.
- [43] W. Liu, Y. Luo, L. Sun, R. Wu, H. Jiang, and Y. Liu, "Fabrication of the

superhydrophobic surface on aluminum alloy by anodizing and polymeric coating," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 264, pp. 872–878, 2013.

- [44] and A. B. H. * Christine K. Luscombe , Hong-Wei Li , Wilhelm T. S. Huck, "Fluorinated Silane Self-Assembled Monolayers as Resists for Patterning Indium Tin Oxide," *Langmuir*, vol. 19, no. 3, pp. 5273–5278, 2003.
- [45] A. Bahrami, C. A. Gutiérrez, and N. Soltani, "Wetting and reaction characteristics of crystalline and amorphous SiO₂ derived rice-husk ash and SiO₂ / SiC substrates with Al – Si – Mg alloys," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 357, pp. 1104–1113, 2015.
- [46] C. LEGZDINS, I. SAMARASEKERA, and J. MEECH, "MMCX-An expert system for metal matrix composite selection and design," *Can. Metall. Q.*, vol. 36, no. 3, pp. 177–202, Jul. 1997.
- [47] M. Turmine and P. Letellier, "Thermodynamic approach to the wetting of solids by surface-active agents: A supplementary approach to the gibbs formalism," *J. Colloid Interface Sci.*, vol. 227, no. 1, pp. 71–77, 2000.
- [48] G. S. Frankel, *Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection*, 9th ed., vol. 13A. ASM Handbook, 2003.
- [49] Fusion-Inc, "Paste Brazing Filler Metals | Braze & Solder | Fusion Inc.," 2017. [Online]. Available: <https://www.fusion-inc.com/filler-metals/paste/paste-brazing/>. [Accessed: 21-Nov-2017].
- [50] D. M. Jacobson and G. Humpston, *Principles of Brazing*. United States of America: ASM International, 2005.
- [51] J. L. C. GARCIA, "Tratamiento Térmico de una Aleación de Aluminio 6063," UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON, 1998.
- [52] A. International®, *ALLOYING UNDERSTANDING THE BASICS*. 2001.
- [53] S. SERENA. M. A. SAINZ Y A. CABALLERO, "Determinación

experimental y termodinámica de la influencia de la relación Al / C en la microquímica y microestructura de materiales de MgO-C-Al.," *Cerámica y Vidr.*, vol. 46, pp. 289–298, 2007.

- [54] A. M. Hyland, R. J. Reeves, R. A. Makin, S. M. Durbin, and M. W. Allen, "Thermal stability of oxidized noble metal Schottky contacts to ZnO," *Mater. Sci. Semicond. Process.*, vol. 69, no. February, pp. 9–12, 2017.
- [55] E. Risueño, A. Faik, A. Gil, J. Rodríguez-Aseguinolaza, M. Tello, and B. D'Aguanno, "Zinc-rich eutectic alloys for high energy density latent heat storage applications," *J. Alloys Compd.*, vol. 705, pp. 714–721, 2017.
- [56] V. Raghavan, "Al-Mg-Zn (aluminum-magnesium-zinc)," *J. Phase Equilibria Diffus.*, vol. 31, no. 3, pp. 293–294, 2010.
- [57] V. Raghavan, "Al-Si-Zn (Aluminum-Silicon-Zinc)," *J. Phase Equilibria Diffus.*, vol. 28, no. 2, pp. 197–197, 2007.
- [58] X. G. Song, C. N. Niu, S. P. Hu, D. Liu, J. Cao, and J. C. Feng, "Contact reactive brazing of Al7075 alloy using Cu layer deposited by magnetron sputtering," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 252, no. April 2017, pp. 469–476, 2018.
- [59] W. Dai, S. Xue, J. Lou, and S. Wang, "Microstructure and Properties of 6061 Aluminum Alloy Brazing Joint with Al-Si-Zn Filler Metal," *Mater. Trans.*, vol. 53, no. 9, pp. 1638–1643, 2012.
- [60] W. G. Zelle, "Formation of Immersion Zinc Coatings on Aluminum," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 100, no. 7, p. 328, Jul. 1953.
- [61] G. O. Cook and C. D. Sorensen, "Overview of transient liquid phase and partial transient liquid phase bonding," *J. Mater. Sci.*, vol. 46, no. 16, pp. 5305–5323, 2011.
- [62] H. M. Hdz-García, M. I. Pech-Canul, R. Muñoz-Arroyo, A. I. Mtz-Enriquez, J. L. Acevedo-Dávila, M. J. Castro-Román, and F. A. Reyes-Valdés, "304

- Stainless Steel Brazing Incorporating Tungsten Nanoparticles,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 215, pp. 1–5, 2015.
- [63] R. K. Shiue, S. K. Wu, and S. H. Yang, “Infrared Brazing of Ti50Ni50 Shape Memory Alloy and Inconel 600 Alloy with Two Ag-Cu-Ti Active Braze Alloys,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 48, no. 2, pp. 735–744, 2017.
- [64] J. D. Miller, S. Veeramasuneni, J. Drelich, M. R. Yalamanchili, and G. Yamauchi, “Effect of roughness as determined by atomic force microscopy on the wetting properties of PTFE thin films,” *Polym. Eng. Sci.*, 1996.
- [65] R. S. C. Paredes, S. C. Amico, and A. S. C. M. d’Oliveira, “The effect of roughness and pre-heating of the substrate on the morphology of aluminium coatings deposited by thermal spraying,” *Surf. Coatings Technol.*, 2006.
- [66] M. Palm, “The Al–Cr–Fe system—Phases and phase equilibria in the Al-rich corner,” *J. Alloys Compd.*, vol. 252, no. 1–2, pp. 192–200, 1997.
- [67] X. Liu, B. Beausir, Y. Zhang, W. Gan, H. Yuan, F. Yu, C. Esling, X. Zhao, and L. Zuo, “Heat-treatment induced defect formation in α -Al matrix in Sr-modified eutectic Al–Si alloy,” *J. Alloys Compd.*, vol. 730, pp. 208–218, 2018.

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1 Temperaturas de solidus y liquidus de brazing para aluminio [10]....	12
Tabla 2.2 Composición química para metales de aporte de aluminio.....	15
Tabla 2.3 Atmósferas para brazing [11].....	17
Tabla 2.4 Sistema de clasificación para las aleaciones de aluminio [16].....	21
Tabla 2.5 Tratamiento térmico y sistema de clasificación para aleaciones de aluminio [5].....	22
Tabla 2.6 Composición nominal, rango de fusión y soldabilidad de la aleación de aluminio AA6061 [11].....	24
Tabla 2.7 Propiedades de resistencia a la tensión representativas [19]	24
Tabla 2.8 Propiedades mecánicas y composición química nominal de la aleación de aluminio AA7075 [16].....	26
Tabla 2.9 Composición química promedio de las aleaciones utilizadas en el estudio microestructural [23].....	30
Tabla 2.10 Propiedades de tensión de las aleaciones A1, A3 y C3 del estado recién fundidos y en condición de tratamiento térmico [23].	32
Tabla 2.11 Composición química y propiedades térmicas del material de aporte [24].....	33
Tabla 4.1 Composición química de materiales de aporte utilizados en soldadura brazing [48].....	58
Tabla 4.2 Parámetros empleados en el brazing según material de aporte.	58
Tabla 4.3 Parámetros para brazing empleados para unir muestra con nanocapas de Ti.....	62
Tabla 5.1 Composición química de las aleaciones de aluminio obtenida por espectrometría de emisión óptica por chispa.....	68
Tabla 5.2 Análisis químico mediante EDS de materiales de aporte.....	72
Tabla 5.3 Entalpías de formación y sub-enfriamiento de muestras unidas por brazing en función de espesor de nanocapa de Ti..	87
Tabla 5.4 Composición química (% en peso) de muestras de brazing analizadas por EDS y fases propuestas estequiométricamente calculadas por HSC.....	90

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Diseño de unión a tope para brazing [13].	13
Figura 2.2 Diseño de unión traslape para brazing [13].	14
Figura 2.3 Representación esquemática de los 4 estados principales del brazing [11].	18
Figura 2.4 Solubilidad como efecto de la temperatura de elementos de aleación más frecuentes en el aluminio [15].	19
Figura 2.5 Análisis con microscopio óptico de AA6063 que muestra las fases AlFeSi y Mg ₂ Si [18].	23
Figura 2.6 Imágenes de fractura de una aleación 357 obtenidas por microscopía electrónica de barrido MEB a) Fase π y fragmentación de las plaquetas de la fase β b) partículas ultrafinas de Si dispersas en la matriz del material. [23].	31
Figura 2.7 Microestructura de las aleaciones en condición de fundición a) A1 y b) C3 [23].	32
Figura 2.8 Ilustración esquemática de aleación de aluminio en junta a tope [24].	34
Figura 2.9 Microestructuras de metales de aporte (a) Al-9.6Si-10Cu, (b) Al-9.6Si-15Cu [24].	35
Figura 2.10 Microestructuras de metales de aporte (c) Al-10Si-10Cu-4Ni, (d) Al-10Si-12Cu-4Ni [24].	35
Figura 2.11 Resistencia a la cizalladura de uniones de aleaciones de aluminio AA6061 después de la soldadura con metal de aporte Al-10Si-15Cu-4Ni a 570 °C durante diferentes tiempos de retención [24].	36
Figura 2.12 Micro-porosidad generada por hidrógeno en aluminio A356 soldado por láser [25].	38
Figura 2.13 Discontinuidad en los filetes es una pieza de aluminio soldada por brazing [26].	39
Figura 2.14 Aluminio unido por brazing mostrando significativa erosión del metal base [27].	40
Figura 2.15 Extensión de grieta por coalescencia de microporos [28].	41
Figura 2.16 Perfiles de dureza obtenidos en condiciones de soldadura y con tratamiento térmico post-soldadura: (a) uniones O y (b) uniones T6 [29].	42
Figura 2.17 Gráfico de columnas que muestra las propiedades de tensión promedio obtenidas en el metal base y las juntas soldadas [29].	43
Figura 2.18 Ilustración de los ángulos de contacto formados por gotas de líquido sésil sobre una superficie lisa, sólida y homogénea [11].	45

Figura 2.19 Diagrama de Ellingham de energía libre de formación como función de la temperatura [47].	50
Figura 4.1 a) Esquema de las dimensiones de las muestras de aleaciones de aluminio previas al proceso brazing y b) esquema de Crisol de alúmina.	56
Figura 4.2 Esquema descriptivo del arreglo de las muestras previas a la soldadura brazing.	59
Figura 4.3 Esquema de medición de microdurezas a través del cordón de soldadura.	64
Figura 5.1 (a) Micrografía de la aleación AA6061-T6. (b) Imagen de electrones retrodispersados de una partícula insoluble en la matriz de aluminio. (c) Espectrograma de la partícula insoluble $Al_{12}Fe_3Si$ analizada por EDS.	66
Figura 5.2 (a) Micrografía de la aleación AA7075-T6. (b) Imagen de electrones retrodispersados de una partícula insoluble en la matriz de aluminio. (c) Espectrograma de la partícula insoluble $FeAl_3$ analizada por EDS.	67
Figura 5.3 Curvas de flujo de calor de metales base.	69
Figura 5.4 Diagrama ternario del sistema Al-Zn-Mg [54].	70
Figura 5.5 Diagrama ternario de equilibrio Al-Si-Zn [56].	72
Figura 5.6 Termograma de pasta de Cu.	74
Figura 5.7 a) Imagen de electrones retrodispersados de la pasta de Cu; b) Espectrograma de la pasta y c) Mapeo de composición química de pasta.	75
Figura 5.8 Termograma de pasta base Al-Zn.	76
Figura 5.9 a) Imagen de electrones retrodispersados de la pasta de Al-Zn; b) Espectrograma de la pasta y c) Mapeo de composición química de pasta.	76
Figura 5.10 Termograma de pasta base Al-Si.	77
Figura 5.11 a) Imagen de electrones retrodispersados de la pasta Al-Si; b) Espectrograma de la pasta y c) Mapeo de composición química de pasta.	78
Figura 5.12 Macrografías del procedimiento de brazing con pasta Al-Zn a) temperatura final de 500 °C b) temperatura final de 550 °C.	79
Figura 5.13 Muestra de aleaciones de aluminio unidas por brazing.	81
Figura 5.14 Resultados de microscopía de procedimientos de brazing con pasta Al-Si a) temperatura final de 590 °C, b) temperatura final de 600 °C.	81
Figura 5.15 Topografías en 3D por AFM de muestras de AA7075-T6 sin y con deposición de nanocapa de Ti: a) sin recubrimiento de Ti. b) con 20nm de espesor de nanocapa. c) con 50nm de espesor de nanocapa. d) con 100nm de espesor de nanocapa. e) con 150nm de espesor de nanocapa.	85
Figura 5.16 Micrografías de las muestras disímiles soldadas por brazing con diferentes espesores de nanocapas de Ti: a) 20 nm. b) 50 nm c) 100 nm y d) 150 nm.	87

Figura 5.17 Micrografías y espectrogramas por MEB-EDS de muestras soldadas por brazing con diferentes espesores de nanocapas de Ti: a-b) 20 nm. c-d) 50 nm. e-f) 100 nm y g-h) 150 nm.....	89
Figura 5.18 Mapeo elemental de la muestra con 150 nm de espesor de nanocapa de Ti.....	92
Figura 5.19 Termogramas y curvas del flujo de calor del brazing disímil de la aleación AA6061-T6 y AA7075-T6 con espesores de 100 y 150 nm de Ti.....	93
Figura 5.20 Gráfico de barras de la variación del tamaño de grano en función del espesor de las nanocapas de Ti.....	94
Figura 5.21 Microdureza de metales base.....	95
Figura 5.22 Microdureza de la zona de unión de muestras con diferentes espesores de nanocapas de Ti.....	96