



U

M

S

N

H

# **INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALURGICAS**

**“EFECTO DE TRATAMIENTOS  
TERMICOS DE ENVEJECIDO PARCIAL  
EN LA RESISTENCIA MECANICA DE LA  
ALEACION DE ALUMINIO 6061-T6  
SOLDADA CON EL PROCESO DE  
SOLDADURA GMAW”**

## **TESIS**

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:**

**MAESTRO EN METALURGIA Y  
CIENCIAS DE LOS MATERIALES**

**PRESENTA:**

**ING. FRANCISCO FERNANDO CURIEL LOPEZ**

**ASESOR:**

**DR. RAFAEL GARCIA HERNANDEZ**

**CO-ASESOR:**

**DR. VICTOR HUGO LOPEZ MORELOS**

**MORELIA MICH, AGOSTO DEL 2007**



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE  
SAN NICOLAS DE HIDALGO**

**INSTITUTO DE INVESTIGACIONES  
METALURGICAS**

DEPARTAMENTO DE SOLDADURA

**“EFECTO DE TRATAMIENTOS TERMICOS DE  
ENVEJECIDO PARCIAL EN LA RESISTENCIA MECANICA  
DE LA ALEACION DE ALUMINIO 6061-T6 SOLDADA CON  
EL PROCESO DE SOLDADURA GMAW”**

**TESIS**

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:

**MAESTRO EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS  
MATERIALES**

PRESENTA:

**ING. FRANCISCO FERNANDO CURIEL LOPEZ**

ASESOR:

**DR. RAFAEL GARCIA HERNANDEZ**

CO-ASESOR:

**DR. VICTOR HUGO LOPEZ MORELOS**

MORELIA, MICH. AGOSTO DEL 2007

## **RESUMEN**

Las aleaciones de aluminio tratables térmicamente son usadas mundialmente en aplicaciones estructurales, para componentes automotrices, artículos decorativos, etc. Sin embargo, estas aleaciones presentan problemas en la zona afectada térmicamente (ZAT) al ser unidas por algún proceso de soldadura por fusión, lo cual reduce considerablemente sus propiedades mecánicas. Este fenómeno ha sido estudiado y entendido hasta cierto punto. A pesar de ello, no se ha propuesto alguna alternativa para evitar o al menos minimizar este problema. El presente trabajo propone una alternativa para afrontar el problema en la aleación 6061-T6, mediante tratamientos térmicos de envejecimiento parcial o interrumpido (TTEP). El propósito de utilizar TTEP es interrumpir la cinética de precipitación que se presenta en estas aleaciones al ser envejecidas artificialmente, para posteriormente durante el ciclo térmico del proceso de soldadura completar el ciclo de envejecimiento correspondiente de la aleación, sobre todo en la ZAT que es donde ocurre comúnmente la falla del material.

Considerando que la aleación 6061-T6 envejecida a 160 °C alcanza su mayor resistencia mecánica a un tiempo de permanencia de 21 horas, placas de 6.4 mm de espesor fueron sometidas a tiempos de envejecimiento parcial de 13, 15, 15.5, 16, 16.5, 17, 18 y 19, horas para posteriormente ser soldadas con el proceso de soldadura GMAW. La caracterización microestructural se llevo a cabo en secciones transversales, las cuales posteriormente fueron caracterizadas con barridos de microdureza, para identificar las transiciones microestructurales que afectan las propiedades mecánicas. La caracterización mecánica se realizó mediante ensayos de tensión. Los resultados de microdureza mostraron que efectivamente la aleación 6061-T6 al ser soldada después del tratamiento de envejecimiento parcial, se presenta una zona blanda de bajos valores de microdureza, sin embargo al analizar las muestras transversales que fueron sometidas a TTEP se encontró que para un tiempo de 16 horas los valores de microdureza se elevaron un 30%. En correlación con los resultados de microdureza, la resistencia a la tensión de las juntas soldadas se incremento para los especímenes con TTEP de 15.5 y 16 horas, volviendo a decaer para tiempos más prolongados. Este comportamiento muestra que si bien es cierto que las juntas soldadas no alcanzaron las propiedades pico, si se reactiva el proceso de precipitación en la aleación, reduciéndose el grado de sobre-envejecimiento en la ZAT.

## INDICE

INTRODUCCION.....	3
OBJETIVOS.....	6
Objetivo General.....	6
Objetivos Particulares.....	6
CAPITULO I.....	7
REVISION BIBLIOGRAFICA.....	7
1.1 Estado del arte. ....	7
1.2 CLASIFICACIÓN DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO .....	15
1.2.1 Designación del estado del material. ....	16
1.2.2 Tratamiento térmico de solubilización .....	18
1.2.3 Templado .....	20
1.2.4 Rango de temperatura crítica.....	20
1.2.5 Medio de temple .....	22
1.2.7 Envejecido natural .....	23
1.2.9 Naturaleza de los precipitados y fuentes de endurecimiento.....	27
1.2.10 Cinética de solubilización y precipitación.....	28
1.2.11 Precipitados fuera de equilibrio durante el envejecimiento.....	30
1.2.12 Requisitos que se deben cumplir para el endurecimiento por precipitación. ....	31
1.2.13 Precipitación en el sistema de aleación aluminio-magnesio-silicio. ....	32
1.3 SOLDADURA POR ARCO DE METAL Y GAS (GMAW).....	32
1.3.1 Introducción.....	32
1.3.2 Usos y ventajas.....	33
1.3.3 Limitaciones.....	34
1.3.4 Fundamentos del proceso.....	35
1.3.5 Equipo necesario para el proceso de soldadura (GMAW).....	35
1.3.6 Mecanismos de transferencia del metal.....	36
1.3.7 Variables del proceso.....	40
1.3.8 Corriente de soldadura.....	41
1.3.9 Tamaño del electrodo.....	42
ER4043 .....	43
ER5356.....	43
1.3.10 Gas protector.....	43
CAPITULO II.....	45
DESARROLLO EXPERIMENTAL .....	45
2.1 Caracterización microestructural.....	45
2.2 Microdureza en el metal base.....	46
2.3 Resistencia a la tensión del metal base.....	46
2.4 Ciclo térmico de envejecimiento artificial T6.....	46
2.5 Tratamiento térmico de envejecimiento parcial.....	48
2.6 Unión del metal base.....	49
2.7 Localización de la zona de falla.....	52
2.8 Medición de corriente.....	52

2.9 Registro de ciclos térmicos en la ZAT. ....	52
2.10 Observación de las fracturas. ....	54
CAPITULO III .....	55
RESULTADOS Y DISCUSION .....	55
3.1 Microestructura del metal base. ....	55
3.2 Inspección visual de la soldadura. ....	56
3.3 Resultados de medición de corriente. ....	58
3.4 Análisis metalográfico de la soldadura. ....	59
3.5 Propiedades mecánicas. ....	60
4.6 Perfiles de microdureza. ....	65
4.7 Ciclos térmicos de soldadura. ....	70
4.8 Análisis de las fractografías en la zona de falla. ....	73
CAPITULO IV .....	78
CONCLUSIONES.....	78
RECOMENDACIONES .....	80
APORTACIONES.....	80
ANEXO 1 .....	81
MICROGRAFÍAS PARA DIFERENTES TIEMPOS DE ENVEJECIDO .....	81
ANEXO 2 .....	84
PERFILES DE MICRODUREZA PARA DIFERENTES TIEMPOS DE ENVEJECIDO .....	84
REFERENCIAS .....	88

## INTRODUCCION

Las aleaciones de aluminio juegan un papel importante en la vida cotidiana del ser humano ya que son de amplio uso en: la industria alimenticia, industria de la construcción, aeronáutica y aeroespacial, automotriz, entre otras. Esto es debido a su elevada resistencia mecánica y baja densidad, lo cual las hace esenciales en aplicaciones donde la relación peso-resistencia es un factor importante [1].

Existen una gran variedad de características que hacen del aluminio el material perfecto para ciertas aplicaciones, entre las cuales destacan:

- ↳ La capa de oxido en el aluminio ( $Al_2O_3$ ) es adherente, altamente tenaz y se forma en cuestión de segundos. Esto da a las aleaciones de aluminio excelente resistencia a la corrosión, por lo que pueden ser utilizadas sin protección adicional.
- ↳ El coeficiente de expansión térmica del aluminio es aproximadamente el doble que de la del acero, lo cual puede resultar en algo muy problemático debido a la distorsión que se puede generar durante la soldadura.
- ↳ El coeficiente de conductividad térmica del aluminio es seis veces mayor que la del acero. El resultado de esto es que la fuente de calor para soldar aluminio necesita ser más intensa y concentrada. Esto es particularmente para espesores aproximadamente de 6 mm donde el proceso de soldadura puede producir falta de fusión si el calor aportado se pierde demasiado rápido.
- ↳ El módulo de elasticidad del aluminio es tres veces el del acero, lo cual significa que se puede deformar y bajo carga absorber mucha más energía durante cargas de impacto.
- ↳ El hecho de que la estructura cristalina del aluminio sea cúbica centrada en las caras, significa que no perderá tenacidad a medida que la temperatura se reduzca. De hecho, algunas aleaciones muestran un mejoramiento en resistencia y ductilidad a medida que la temperatura desciende.

La explotación de las características del aluminio y sus aleaciones como componentes estructurales y funcionales demanda la necesidad de unir estos materiales entre si o a otros materiales distintos. Anteriormente esto se hacía con dispositivos de sujeción, como pernos y tornillos, pero en la actualidad con la tecnología que se ha desarrollado, existe la necesidad de unir estas aleaciones por medio de los procesos de soldadura por fusión, los cuales vinieron a revolucionar totalmente la forma en la que se venía trabajando con las aleaciones de aluminio, y con ello los problemas que implicaría unirlos.

Las dificultades que se presentan para unir el aluminio y sus aleaciones comienzan con la capa de óxido que se forma en la superficie del material, la cual impide que se forme el arco eléctrico entre el electrodo y el material, cuando se está trabajando con polaridad directa. Otro problema es la alta solubilidad que presenta el hidrógeno a elevadas temperaturas, trae como consecuencia la formación de porosidades y microporosidades en la zona fundida, y esto repercute directamente en las propiedades mecánicas de la aleación. Debido a su elevada conductividad térmica, el agrietamiento en caliente es un problema serio en la soldabilidad de estos materiales. Por último, pero no menos importante es el fenómeno de sobre envejecimiento que se presenta en las aleaciones de aluminio tratables térmicamente, como por ejemplo en la aleación 6061. La gran sensibilidad de estas aleaciones a la respuesta al tratamiento térmico de envejecimiento artificial ha motivado a un gran número de estudios sobre la secuencia de precipitación y sus efectos en las propiedades mecánicas. Así, la secuencia de precipitación que se ha establecido para la aleación 6061 es la siguiente [2]:

1° Agrupamiento de átomos de Si

2° Zonas G.P. II y precipitados  $\beta''$

3° Precipitados  $\beta''$

4° Precipitados  $\beta'$

5° Precipitados  $\beta\text{Mg}_2\text{Si}$

En este contexto, el fenómeno de sobre envejecimiento que se presenta en la ZAT es una secuencia de cambios microestructurales que se dan al registrarse temperaturas elevadas en esta zona durante la soldadura, cambios tales como transformación de precipitados y crecimiento de unos a expensas de otros, así como liberación de dislocaciones en el material que no es afectado térmicamente. Todos los investigadores que han trabajado en este fenómeno de crecimiento de los precipitados que se presentan en la zona sobre envejecida, o zona de bajas propiedades mecánicas, han puesto de manifiesto este decaimiento de propiedades después de la soldadura pero hasta ahora ninguno ha propuesto alguna alternativa para modificar dicho fenómeno.

Por todo esto, el presente trabajo de investigación propone una alternativa para solucionar o reducir el grado de sobre envejecimiento que se presenta en las aleaciones de aluminio tratables térmicamente, en particular de la aleación 6061-T6 después de haber sido soldada con el proceso de soldadura GMAW. Para este propósito, se plantea el envejecido parcial de las placas de la aleación, de tal modo que el calor aportado durante el ciclo térmico de soldadura reactive el proceso de precipitación. Idealmente, se esperaría que esta reactivación de precipitación resultara en la maximización de las propiedades mecánicas de la ZAT, sin embargo, existe la posibilidad de que también se presente el sobre envejecimiento, pero a un menor grado. Es por ello que los tiempos de envejecido parcial se deben de realizar en un rango amplio de tiempo para poder encontrar el tiempo óptimo.

## OBJETIVOS

### Objetivo General:

- ↳ Reducir el grado de sobre envejecimiento en la zona adyacente a la ZAT en la aleación de aluminio 6061-T6.

### Objetivos Particulares:

- ↳ Elevar las propiedades mecánicas en las uniones realizadas con el proceso de soldadura GMAW, haciendo uso de tratamientos de envejecimiento parcial.
- ↳ Prescindir de un tratamiento térmico posterior a la soldadura (TTPS), ya que en la realidad hay estructuras y componentes de equipos, que por su ubicación y tamaño, es imposible darles un TTPS, amén del incremento en los costos del procedimiento.
- ↳ Comparar las propiedades obtenidas de las uniones soldadas en estado de tratamiento T6 con las obtenidas en las uniones realizadas con tratamiento de envejecimiento parcial.

## CAPITULO I

### REVISION BIBLIOGRAFICA

#### 1.1 Estado del arte.

La aleación de aluminio 6061-T6 ha sido ampliamente estudiada en cuanto a problemas de soldabilidad, así como el fenómeno de sobre envejecimiento en la ZAT, tal es el caso de C. Menzemer, y colaboradores [3] quienes hicieron un estudio microestructural en la zona de fusión de la unión disímil de las aleaciones de aluminio 6061-T6 (Al-Si-Mg) y 5083-H321 (Al-Mg) soldadas mediante el proceso de soldadura GMAW de forma manual, utilizando como material de aporte un electrodo ER-5653, encontrando en la microestructura inicial, la presencia de hierro como impureza en la aleación 6061-T6, resultado de la precipitación de un elevado volumen de constituyentes ricos en hierro y silicio durante la solidificación del metal base. Además observaron la migración de partículas de segunda fase entre los materiales, tal como se muestra en la figura 1.1. La presencia de microestructuras bastas se le atribuye a la baja disipación de calor durante el proceso de soldadura. También encontraron la presencia de pequeñas fisuras en la aleación 6061-T6, atribuidas al calentamiento excesivo y segregación de constituyentes en los límites de grano.

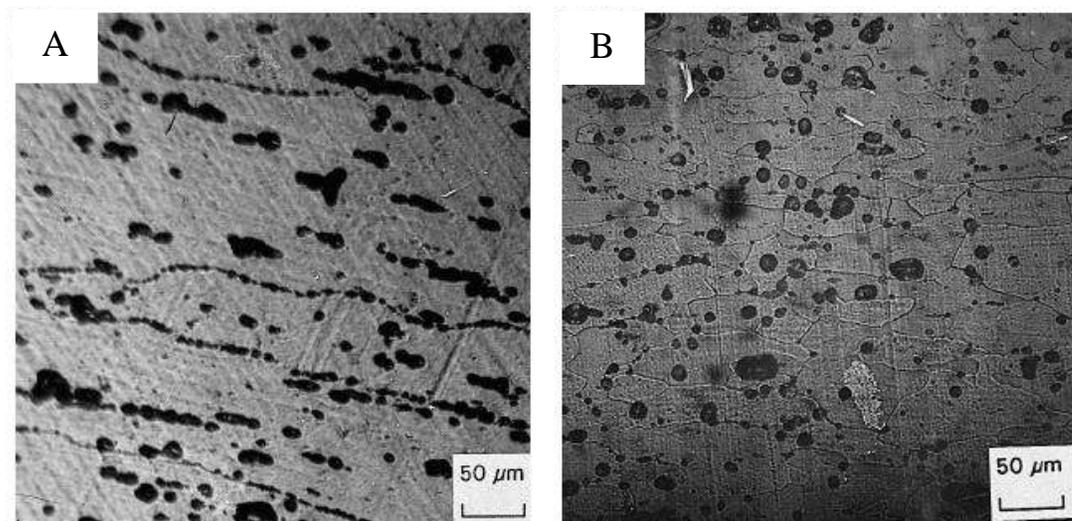


Figura 1.1 Muestra la morfología de los granos y la presencia de los precipitados ricos en hierro, A) aleación 6061-T6 y B) aleación 5083-H321.

Por otra parte, V. Malin [4] hizo una caracterización de las soldaduras y la zona afectada térmicamente (ZAT) en la aleación de aluminio 6061-T6, determinando la zona de fractura del material, mediante mediciones de microdureza, determinando que las aleaciones de aluminio 6061, que son tratables térmicamente, son muy susceptibles a los cambios de temperatura ya que son endurecidas por precipitación, identificando seis zonas desde el centro de la soldadura hasta el metal base, a una distancia de 38 mm del centro de la soldadura realizaron un barrido de microdureza, encontrando que en la zona donde la microdureza sufre un decaimiento, esto se debe al crecimiento de los precipitados (sobreenvejecimiento) los cuales se transformaban de la fase  $\beta''$  a  $\beta'$ . También realizaron mediciones de temperatura en la ZAT para relacionar los cambios de fase con la temperatura, determinando que constituyentes de Si y Mg difunden hacia el centro de la línea de soldadura debido a la elevada temperatura que se lograba obtener en ese sitio.

También O. Grong y colaboradores [5] realizaron un estudio en la aleación Al-Si-Mg sobre los diferentes ciclos térmicos a los que puede ser sometida esta aleación, durante y después de la soldadura para este tipo de aleaciones de aluminio tomando un modelo matemático, ver figura 1.2, haciendo énfasis en el modelado matemático para predecir las diferentes fases que se pueden formar durante un proceso térmico, ya que en esta aleación el mecanismo de endurecimiento se obtiene por precipitación, encontraron un modelo matemático que describe como se transforman las fases  $\beta''$  y  $\beta'$ , validando lo calculado con lo experimental, pudiendo predecir el comportamiento de la microdureza a lo largo de la unión hasta el metal base. Realizaron tratamientos térmicos para ver el comportamiento de las diferentes fases, encontrando que para un tratamiento térmico de envejecimiento artificial, las fases presentes en la aleación son  $\beta''$  pequeñas, mientras que después del proceso de soldadura se puede ver la presencia de las fases  $\beta''$  grandes y la transformación de  $\beta''$  a  $\beta'$  en la ZAT, después de la soldadura, sometieron la aleación a un tratamiento térmico postsoldadura y encontraron la presencia de la fase  $\beta'$  pero en muy poca cantidad.

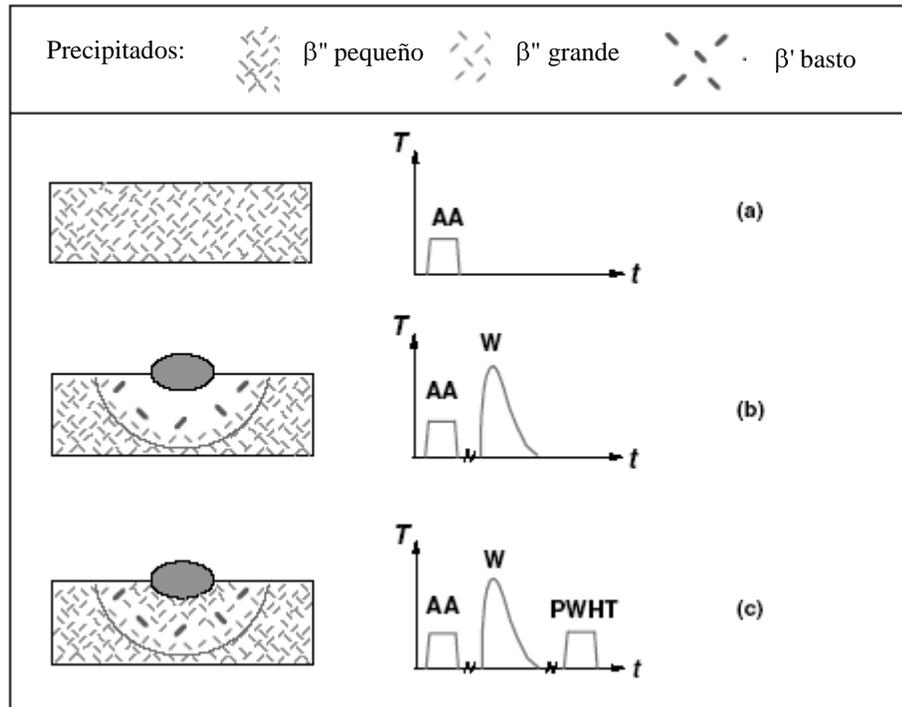


Figura 1.2 Diagrama esquemático que muestra la evolución de la microestructura durante el proceso de diversos ciclos térmicos de las aleaciones Al-Mg-Si.

a) envejecimiento artificial, b) envejecimiento artificial y soldadura, c) envejecimiento artificial, soldadura y tratamiento térmico post soldadura [5]

Como el fenómeno de sobre-envejecimiento en las aleaciones de aluminio es un problema que no se puede eludir, O.R. Myhr y O. Grong [6], continuaron investigando el reblandecimiento en la ZAT de la aleación de aluminio 6082-T6, aplicando modelos matemáticos para predecir el comportamiento de la microdureza y la cinética de reacción. Recopilando una serie de modelos matemáticos que a lo largo del tiempo varios investigadores habían desarrollado, para explicar el comportamiento de los precipitados en las aleaciones de aluminio. Además de conjuntar los modelos para calcular el endurecimiento en la ZAT después de soldar y envejecimiento artificial subsecuente, una vez que se conoce el ciclo térmico de soldadura, corroboraron los modelos matemáticos con lo obtenido experimentalmente, donde obtuvieron un error de solamente el 5% respecto al modelo.

Una segunda parte de esta investigación fue llevada a cabo por los mismos investigadores O.R. Myhr y O. Grong [7] pero ahora enfocada a la aplicación del modelo matemático que habían desarrollado, derivado de la termodinámica, cinética y mecanismos

de dislocación. Para esto emplearon espesores de 0 a 15 mm, para encontrar diferentes perfiles de dureza, en espesores medianos, encontraron que ésta varía con respecto a la superficie de la placa, debido a un cambio continuo en las condiciones de flujo de calor. Para los perfiles encontrados en juntas a tope y penetración completa se reveló en la ZAT una distribución de microdureza muy similar en la sección transversal a la soldadura.

Otros investigadores como W. Kurz y colaboradores [8] realizaron el estudio de la transición columnar a equiaxial durante la solidificación de las aleaciones de aluminio de la serie 2XXX, soldadas con arco eléctrico y soldadura láser. Estos autores se concentraron en las aleaciones que presentan una solidificación columnar a equiaxial con morfologías dendríticas. Utilizaron un modelo matemático para describir el crecimiento columnar dendrítico, otro modelo para describir la nucleación, y uno más para describir la transición columnar a equiaxial, concluyendo que el modelo matemático desarrollado predice el comportamiento de solidificación columnar a equiaxial, además comprobaron que se tiene un buen control microestructural en las soldaduras.

Otros estudios realizados por J. L. Murphy y colaboradores [9] se basan en el origen y control de la porosidad en la soldadura de las aleaciones de aluminio, como la problemática que presentan las aleaciones de aluminio, haciendo énfasis en la limpieza de la junta a soldar, para prevenir o minimizar dicho problema, lo cual incluyó limpieza mecánica y química, ya que se ha demostrado que porosidades de un diámetro de hasta 0.127 mm tiene grandes efectos en las propiedades mecánicas, la principal causa de la presencia de porosidad en la soldadura de aluminio es el hidrógeno y otros contaminantes atrapados durante el proceso de soldadura. Estos autores trabajaron con herramientas de diamante para maquinar las juntas a soldar y compararon esta preparación con la limpieza que se hace con un cepillo de cerdas de alambre de acero inoxidable y con algún solvente químico. Finalmente y después de inspeccionar radiográficamente las soldaduras, concluyeron que este nuevo método de preparación de las juntas en las aleaciones de aluminio es una alternativa para prevenir la porosidad durante la soldadura, el porcentaje de porosidades que se encontraron en las juntas maquinadas con herramientas de punta de diamantes en comparación con las que fueron preparadas por medios mecánicos o químicos se ve mejorado.

Las aleaciones de la serie 6XXX son muy utilizadas y por tal motivo estudiadas en varios aspectos, y uno de ellos es el cambio microestructural en la ZAT, Toshio Enjo y Toshio Kuroda [10], estudiaron el efecto microestructural de la soldadura en la zona afectada térmicamente de la aleación Al-Mg-Si de la serie 6000, en específico la aleación 6063-T5, estos investigadores utilizaron la resistividad eléctrica para evaluar la precipitación de las zonas de G.P., precipitados  $\beta'$ , la fase  $\beta$  y los compuestos que son insolubles en la ZAT, utilizando la microscopia de transmisión, para caracterizar la zona reblandecida que es muy común en las aleaciones tratables térmicamente durante la soldadura. Utilizaron las aleaciones con 6 mm de espesor, las cuales fueron soldadas con el proceso de soldadura GTAW, además colocaron una placa de respaldo de cobre. Las mediciones de dureza y resistividad que obtuvieron muestran un comportamiento muy similar al ser graficados, debido a que el cambio en la resistividad depende del cambio en la concentración de Mg y Si en solución en la matriz, por los precipitados de  $Mg_2Si$ . Además corroboraron las mediciones por medio de un microscopio de transmisión y efectivamente encontraron la presencia de las zonas de G.P. y la presencia de precipitados del tipo  $\beta'$ .

Otro de los problemas que presentan las aleaciones de la serie 6XXX es la fisuración en caliente, como es puesto de manifiesto por E. Cicala y colaboradores [11], quienes hicieron un estudio sobre la problemática del agrietamiento en caliente que presentan las aleaciones de aluminio Al-Mg-Si, al ser unidas por el proceso de soldadura Laser, en específico la aleación 6056-T4. Dicho estudio se realizó debido al defecto que presenta esta aleación durante la solidificación, en donde toma lugar el agrietamiento en caliente, debido a las elevadas velocidades de enfriamiento que se alcanzan durante el enfriamiento, a causa de la interacción entre el proceso de soldadura y el material base, ver figura 1.3. Según estos investigadores los parámetros esenciales que causan el agrietamiento en caliente, son la velocidad de desplazamiento y los parámetros del electrodo, por lo que determinaron una ventana o rango de parámetros de gran aplicación industrial, factores fenomenológicos de la piletta de soldadura (tamaño, velocidad de solidificación, composición química, sistema del gas de protección, etc.) y operativos (velocidad de desplazamiento, corriente, voltaje, tipo de gas de protección, tamaño de boquilla, flujo de gas, etc.), los experimentos mostraron que existían diferentes factores operativos que influían en la susceptibilidad al agrietamiento en caliente dichos factores

son: la fuente de calor sobre el cordón de soldadura, el tipo y velocidad de alimentación del electrodo, el tipo y velocidad de flujo de gas, la apertura de raíz entre los materiales que se soldaron, la velocidad de desplazamiento, entre otros.

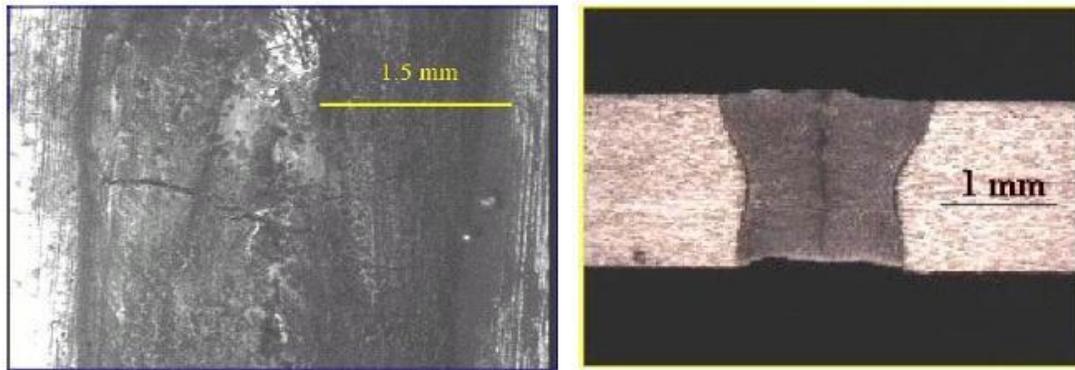


Figura 1.3 Micrografías de la aleación 6056-T4, muestran el agrietamiento en caliente que se presenta durante el proceso de soldadura [11].

Por otra parte se han hecho estudios sobre la secuencia de precipitación en las aleaciones de aluminio como el caso de G.A. Edwards y colaboradores [2], quienes investigaron acerca de la secuencia de precipitación en las aleaciones Al-Mg-Si, para lo cual utilizaron la técnica de Calorimetría Diferencial (DSC) por sus siglas en inglés, usando especímenes sometidos a una velocidad de calentamiento de  $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , los cuales fueron solubilizados por una hora a  $530^{\circ}\text{C}$  en una atmósfera inerte (Argon) y posteriormente templados en agua. Observaron que para diferentes tiempos y temperaturas, los perfiles de dureza se comportaban diferente, ya que algunos autores reportaban diferentes perfiles, por lo que dedujeron que probablemente esta diferencia se debe al porcentaje de Si presente en la aleación.

Para eliminar el problema de sobre-envejecimiento en la ZAT de las aleaciones de aluminio, L. Bertini y colaboradores [12] investigaron el comportamiento que resulta de hacer tratamientos térmicos post soldadura, para realizar ensayos de resistencia a la fatiga en la aleación de aluminio 6063. Caracterizando la zona afectada térmicamente después de haber realizado la soldadura, ver figura 1.4, confirmaron lo que la gran mayoría de autores han encontrado, reblandecimiento en la ZAT lo cual es relacionado a la formación de precipitados incoherentes cerca de la línea de fusión. Además muestran las condiciones que

obtuvieron durante la unión de material, ver tabla I.1. Todas las condiciones que obtuvieron fueron sometidas a diferentes condiciones de fatiga, con el fin de determinar el efecto que se tiene con los diferentes tratamientos térmicos post soldadura, concluyendo que aunque se logra un incremento en las propiedades mecánicas después de solubilizar y envejecer artificialmente, no así con el comportamiento a la fatiga ya que el incremento de la resistencia no es muy notable.

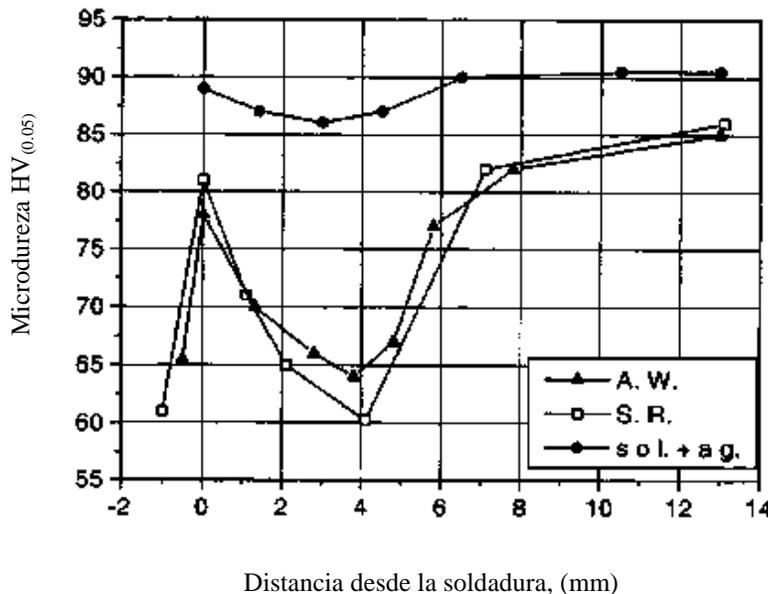


Figura 1.4 Microdureza obtenida por Bertini para diferentes ciclo de tratamiento térmico[12].

Tabla I.1 Condiciones obtenidas con diferentes parámetros.

Post soldadura	No. de pruebas	Condiciones de tratamiento	Estado metalúrgico	Fluencia (MPa)
Tal como se soldó (A.W.)	25		T4	100
Relevado de esfuerzos (S.R.)	15	4 h a 180°C	T4	100
Solubilizado y Envejecido (sol.+ag.)	15	55min. A 520°C + 4 h a 175°C	T6	200

Así mismo, L. Litynska y colaboradores [13], investigaron la evolución microestructural de una aleación de aluminio Al-Cu-Mg-Ag soldada por fricción, caracterizándola por microscopia de transmisión (TEM). Ellos encontraron precipitados que endurecían a la aleación, disueltos en la zona de fusión, y precipitados de tamaño basto que se presentaron en la ZAT, los cuales reblandecían la ZAT. Precipitados tales como  $\Theta$

( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ), los cuales crecieron de 200 a 300 nm en la ZAT,  $\Theta'$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ),  $S'$  ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ),  $\Theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) y  $\sigma$  ( $\text{Al}_5\text{Cu}_6\text{Mg}_2$ ). Después de haber soldado hicieron medición de dureza a en la sección transversal de la soldadura, desde el centro hasta el metal base, inmediatamente después de haber soldado y después de 14 días de envejecimiento natural, ver figura 1.5. En la ZAT encontraron un variedad de precipitados, los cuales estaban presentes debido a los elementos de aleación de la aleación, ver figura 1.6.

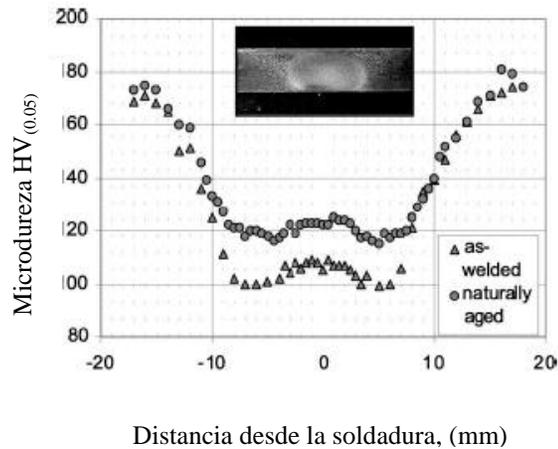


Figura 1.5 Microdureza obtenida por Lityska después de haber soldado y después de 14 días de envejecimiento natural[13].

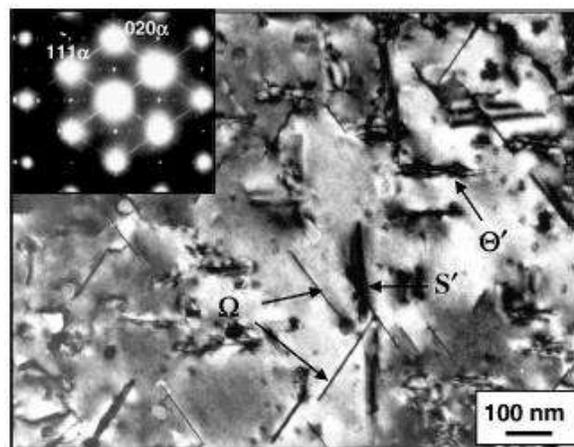


Figura 1.6 Micrografía obtenida por TEM en la zona afectada térmicamente[13].

Se puede decir que todas las aleaciones de aluminio tratables térmicamente presentan problemas similares durante la soldadura como es manifestado por R.Y. Hwang y colaboradores [14], quienes investigaron las propiedades mecánicas y microestructurales en la zona afectada térmicamente (ZAT) en la aleación de aluminio 7075-T651, utilizando especímenes de 3 mm de espesor, los cuales fueron unidos mediante el proceso de

soldadura GTAW (Gas Tugsten Arc Welding) por sus siglas en inglés, además usaron termogramas DSC para caracterizar la transformación de los precipitados  $\eta'$  a  $\eta$  los cuales son responsables del decaimiento de propiedades mecánicas en la aleación, en experimentos con DSC, encontraron varios picos de temperatura, los cuales representaban la disolución de las fases  $\eta'$  en las zonas GP además de la transformación de los precipitados, también caracterizaron las fracturas por medio de SEM, producto de los ensayos de tensión realizados, encontrando precipitados  $\eta$  en las cavidades, concluyendo que las cavidades dúctiles se relacionan a la precipitación de la fase  $\eta$ , y la fractura semi frágil es relacionada a la precipitación de la fase  $\eta'$ .

## 1.2 CLASIFICACIÓN DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

La designación del aluminio y de sus aleaciones en estado de forja fue normalizada por la Aluminum Association en 1954. Esta designación esta realizada mediante cuatro dígitos, de los cuales el primero indica el tipo de la aleación, ver tabla I.2, y el segundo la modificación de la aleación original o los límites de impurezas; el cero designa la aleación original y los dígitos del 1 al 9 expresan distintas modificaciones en la aleación. En el grupo 1XXX, correspondiente a los tipos de aluminio con un grado de pureza del 99.00%, las dos últimas cifras expresan la diferencia entre la pureza del aluminio considerado y la mínima en centésimas. Así con la designación 1060 se indica un material, en el cual la pureza del aluminio es 99.60% y en el cual no se ejerce control especial sobre las impurezas [15].

Tabla I.2 Designación de las aleaciones de aluminio según la Aluminum Association

Principal Elemento de Aleación	Designación de Aleación No.
99.00% de grado de pureza o mayor	
Cobre	1XXX
Manganeso	2XXX
Silicio	3XXX
Magnesio	4XXX
Magnesio-Silicio	5XXX
Zinc	6XXX
Otros elementos	7XXX
Serie no utilizada	8XXX
	9XXX

Existe además otra forma de clasificar a las aleaciones de aluminio, las que responden a tratamiento térmico y las que son endurecidas por otros medios, como deformación o inoculación, en la primera entran las aleaciones de la serie 2XXX, 6XXX y 7XXX respectivamente, las cuales pueden ser sometidas a una diversidad de tratamientos térmicos que se explicaran más detalladamente.

### 1.2.1 Designación del estado del material.

Según este sistema, los distintos tratamientos básicos se indican mediante una letra, seguida por uno o más dígitos, salvo en los estados de recocido y tal como se fabricó, que no va seguido por ninguno. Los estados básicos son cuatro, los cuales vienen presentados como sigue [16]:

**F Tal como se fabrico:** Se aplica a los productos en el que el material sufre alguna modificación como consecuencia de las operaciones normales de fabricación. En este estado no existe ninguna seguridad en cuanto a las propiedades mecánicas del material.

**O Recocido.** En este estado las aleaciones forjadas presentan la dureza mínima. Se aplica a aquellos productos que son recocidos para obtener propiedades de ductilidad y estabilidad dimensional. La letra O puede ser seguida por un dígito diferente de cero.

**W Tratamiento Térmico de Solución:** Este es un tratamiento metaestable, aplicable sólo a las aleaciones que envejecen espontáneamente a temperatura ambiente después de un tratamiento térmico de solución. Esta designación es sólo cuando el período de envejecimiento natural es indicado; por ejemplo: W ½ h.

**T Tratado Térmicamente:** Se aplica a los productos que son tratados térmicamente para obtener estados estables con o sin endurecimiento por deformación en frío posterior.

La T es siempre seguida por uno o más dígitos del 2 al 10, inclusive, para expresar la serie de operaciones fundamentales sufridas por el material. Al variar deliberadamente las condiciones del tratamiento se obtienen en el material características totalmente diferentes, viniendo expresadas por uno o más dígitos que se añaden a la designación básica.

**T1 Enfriado desde elevada temperatura en un proceso de conformado y envejecido naturalmente hasta un estado de condición estable:** Se aplica a los productos que no son deformados en frío.

**T2 Enfriado desde elevada temperatura en un proceso de conformado, deformado en frío, y envejecido naturalmente hasta un estado de condición estable:** Se aplica a los productos que no son deformados en frío para no promover endurecimiento después del enfriamiento desde temperatura elevada.

**T3 Sometido a un tratamiento térmico de solubilización, deformado en frío, y envejecido naturalmente hasta un estado de condición estable:** Se aplica a los productos que son deformados en frío para mejorar el endurecimiento después del tratamiento térmico de solubilización.

**T4 Sometido a un tratamiento térmico de solubilización y envejecido natural hasta un estado de condición estable:** Se aplica a los productos que no son deformados en frío después de un tratamiento térmico de solubilización.

**T5 Enfriado desde elevada temperatura de un proceso de conformado y después envejecido artificialmente:** Se aplica a los productos que no son deformados en frío después de un proceso de conformado.

**T6 Sometido a un tratamiento térmico de solubilización y después envejecido artificialmente:** Se aplica a los productos que no son deformados en frío después de un tratamiento térmico de solubilización.

**T7 Sometido a un tratamiento térmico de solubilización y estabilizado:** Se aplica a los productos que son estabilizados después del tratamiento de solubilización para llevarlos más allá de su punto máximo de endurecimiento para proveer el control de alguna característica en especial.

**T8 Sometido a un tratamiento térmico de solubilización, deformado en frío, y después envejecido artificialmente:** Se aplica a los productos que son deformados en frío para mejorar su endurecimiento.

**T9 Sometido a un tratamiento térmico de solubilización, envejecido artificialmente, y después deformado en frío:** Se aplica a los productos que son deformados en frío para mejorar sus propiedades.

**T10 Enfriado desde elevada temperatura de un proceso de conformado, deformado en frío, y después envejecido artificialmente:** Se aplica a los productos que son deformados en frío para mejorar sus propiedades mecánicas.

### 1.2.2 Tratamiento térmico de solubilización

El propósito del tratamiento térmico de solubilización es de dar las máximas propiedades de endurecimiento de solutos tales como cobre, magnesio, silicio, o zinc en solución sólida en la matriz de aluminio. Para algunas aleaciones, la temperatura a la cual el soluto es soluble corresponde a la temperatura eutéctica. Consecuentemente, las temperaturas deberán ser limitadas por seguridad a un nivel debajo del máximo para prevenir consecuencias por precalentamiento y fusión parcial. La aleación 2014 exhibe esta característica. La figura 2.2 ilustra el efecto de la temperatura de solubilización sobre las propiedades mecánicas en las aleaciones 2014-T4 y 2014-T6. Otras aleaciones como la 7029 son más diluibles con respecto a su máxima solubilidad, y son permitidas mayores temperaturas. Sin embargo, el límite superior debe ser aplicado con cuidado debido a los efectos de crecimiento de grano, efectos superficiales y operación económica[16].

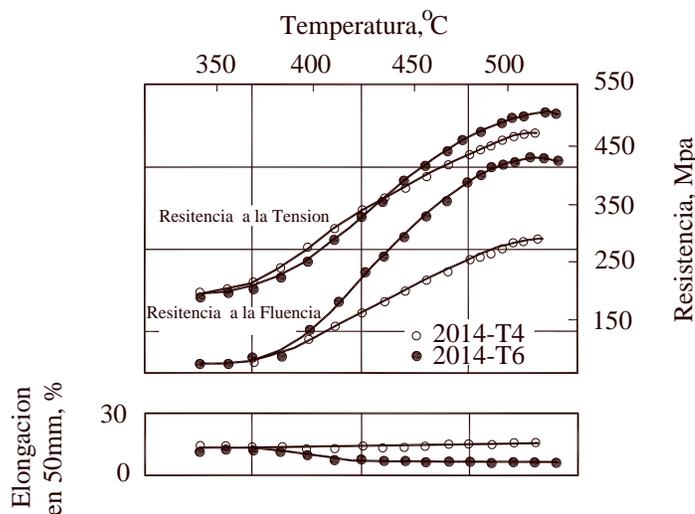


Figura 2.2. Efecto de la temperatura de solubilización sobre las propiedades de tensión en lamina 2014-T4 y 2014-T6 [16].

El tamaño de grano se ve influenciado por la introducción de la deformación en frío antes del tratamiento térmico de solubilización. En general, el tamaño de grano disminuye a medida que la deformación en frío antes de la solubilización incrementa. Con pequeñas deformaciones en frío, normalmente menos del 15%, los granos pueden ser grandes. Aunque las propiedades mecánicas de aleaciones de aluminio tratables térmicamente son generalmente sensibles al tamaño de grano, las propiedades son afectadas bajo estas condiciones. Este fenómeno se ilustra en la figura 2.3 para la aleación 7475 después de la laminación. Debido a este efecto crítico de resistencia, deben ser tomadas precauciones en partes formadas de un tratamiento de recocido [16].

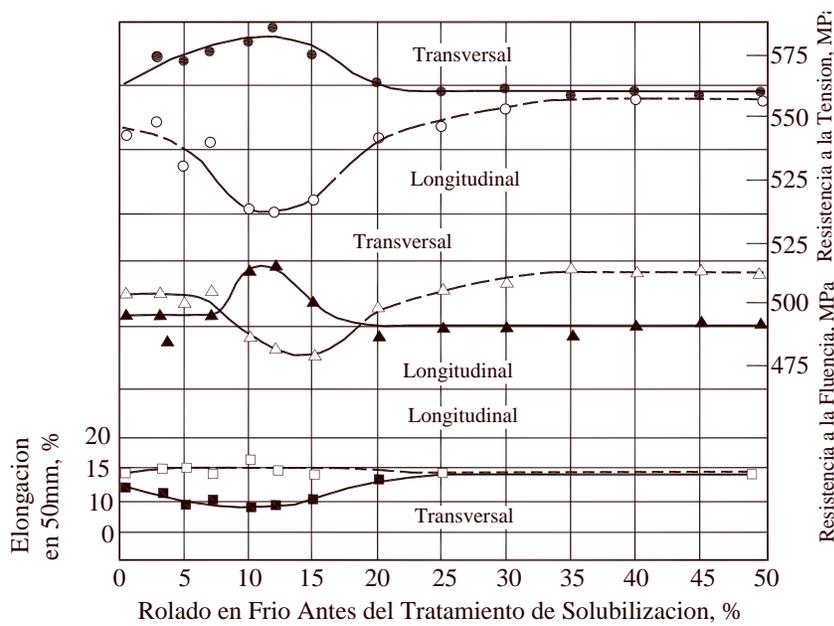


Figura 2.3 Efecto del trabajado en frío antes del tratamiento de solubilización sobre la aleación 7475-T6.

Para los productos que son recocidos y deformados en frío antes del tratamiento térmico, el recocido y la velocidad de calentamiento hasta la temperatura de Solubilización también afecta el tamaño de grano. Los tamaños de grano fino son favorecidos por la práctica de recocido que da una distribución de precipitados gruesos y por altas velocidades de calentamiento. Los precipitados gruesos sirven como sitios de nucleación para la recristalización, y las altas velocidades de calentamiento garantizan que la nucleación comience antes de que los precipitados se disuelvan.

El tiempo requerido para la solubilización depende del tipo de producto, aleación, fundición y procedimiento de fabricación utilizado y en algunas ocasiones el espesor. Estos factores establecen las proporciones del soluto que están dentro o fuera de solución y el tamaño y distribución de las fases precipitadas. Las fundiciones en moldes de arena son comúnmente retenidas a temperaturas de solubilización por tiempos de 12 horas.

### **1.2.3 Templado**

El templado es en gran medida el paso más crítico en la secuencia de operación del tratamiento térmico. El objetivo del templado es de mantener la solución sólida formada a la temperatura de solubilización, mediante un enfriamiento rápido a una temperatura mas baja, normalmente a temperatura ambiente. Esta declaración no solamente se aplica para retener los átomos de soluto en solución, sino también para mantener el menor número posible de vacancias en sitios de la red. Los átomos de soluto que precipitan en cualquiera de los límites de grano, dispersoides, u otras partículas, tal como las vacancias que emigran (con extrema rapidez) para distorsionar regiones.

Como una generalización clara, los elevados endurecimientos alcanzables y las mejores combinaciones de resistencia y endurecimiento son aquellos asociados con las rápidas velocidades de templado. La resistencia a la corrosión y a la fractura bajo tensión son otras características que son generalmente mejoradas por la máxima rapidez del templado. Algunas de las aleaciones utilizadas para envejecimiento artificial y en particular las aleaciones libres de cobre (aleaciones 7XXX) son la excepción para esta regla.

El argumento para la máxima velocidad de temple no es enteramente desigual, debido a que el grado de distorsión que ocurre durante el temple y la magnitud de los esfuerzos residuales que se presenta en los productos tienden a incrementarse con la velocidad de enfriamiento. Además, la máxima velocidad alcanzable de temple decrece a medida que el espesor del producto incrementa [16].

### **1.2.4 Rango de temperatura crítica**

Los fundamentos involucrados en el templado de las aleaciones endurecidas por precipitación están basados en la teoría de nucleación aplicada para las reacciones de difusión controlada en estado sólido. Los efectos de la temperatura sobre la cinética de

precipitación isotérmica dependen principalmente del máximo grado de supersaturación y la velocidad de difusión. Estos factores varían opuestamente con la temperatura, como se ilustra en la figura 2.4 para una aleación que tiene una composición  $C_1$  en un sistema con una curva de solvus  $C_s$ . El grado de supersaturación después del tratamiento de solubilización ( $C_1 - C_s$ ) está representado por la curva S y la velocidad de difusión por la curva D. Cuando una de las curvas S o D es baja, la velocidad de precipitación, representada por la curva P, es baja. A temperaturas intermedias, los factores de la velocidad de enfriamiento son favorables, y puede esperarse una alta velocidad de precipitación [16].

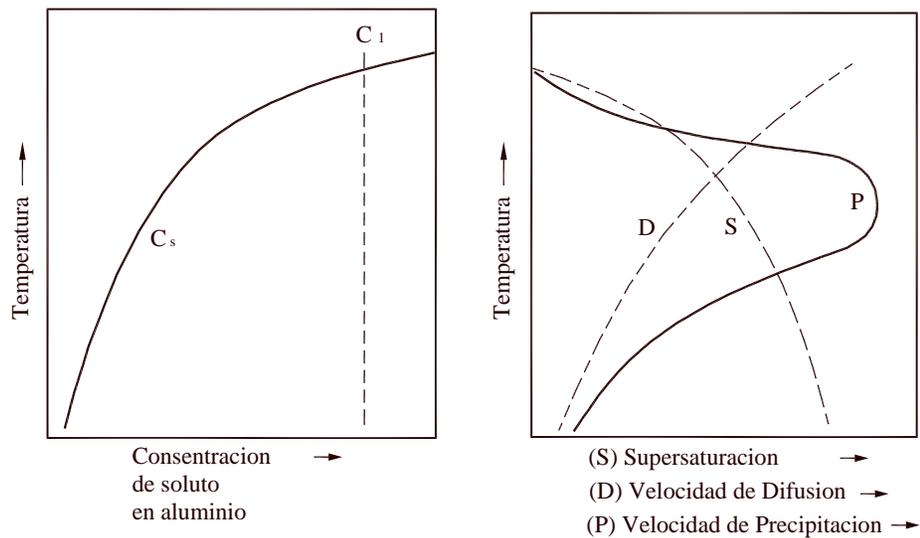


Figura 2.4. Representación esquemática del efecto de la temperatura sobre factores que determinan la velocidad de precipitación.

Fink y Willey fueron los pioneros que intentaron describir el efecto del temple sobre las propiedades en aleaciones de aluminio. Utilizando técnicas de temple isotermico, revelaron las curvas C de resistencia para la aleación 7075-T6 y comportamiento a la corrosión en la aleación 2024-T6. Las curvas C fueron trazadas en el tiempo requerido a diferentes temperaturas, para precipitar suficientes átomos de soluto para reducir la resistencia mediante un cambio del comportamiento a la corrosión intergranular. La inspección de las curvas revelo el rango de temperatura que dio las velocidades de precipitación más altas. Fink y Willey llamaron a esto rango de temperatura crítica.

Los investigadores usaron el rango de temperatura crítica en conjunto con propiedades de templado continuamente, desde elevadas temperaturas de solubilización, para comparar relaciones sensitivas de aleaciones en la condición de temple. La resistencia, en función de la velocidad de temple, fue determinada para un gran número de aleaciones de aluminio comerciales tratables térmicamente, mediante el templado de laminas y placas de varios espesores para producir un amplio rango de velocidades de enfriamiento, por medio del rango de temperatura crítica. Datos representativos de resistencia a la tensión para varias aleaciones se presentan en la figura 2.5. La reducción de resistencia para decrementos específicos en diferentes velocidades de enfriamiento de una composición a otra [16].

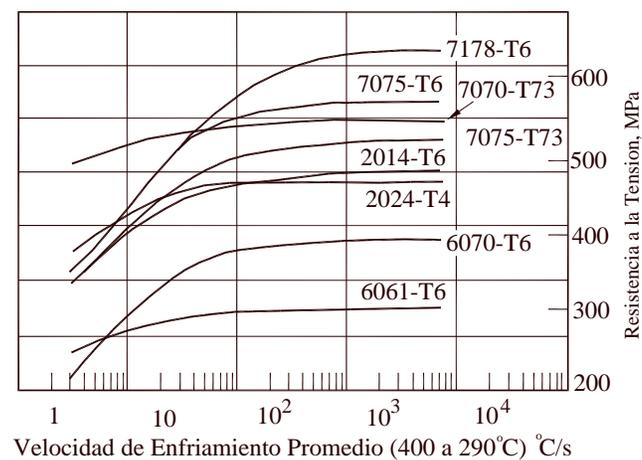


Figura 2.5. Resistencia a la tensión de 8 aleaciones en función de la velocidad de enfriamiento promedio durante el temple.

### 1.2.5 Medio de temple

El agua es el medio de temple más efectivo y comúnmente usado. Como se muestra en la figura 2.6, en un templado por inmersión, las velocidades de enfriamiento pueden reducirse mediante el incremento de la temperatura en el agua. Condiciones que incrementan la estabilidad de una capa de vapor alrededor de la parte donde ocurre el enfriamiento rápido. Un enfriamiento más lento también resulta del uso polialcalin glicol que forma una capa contenida sobre el metal caliente. Un medio orgánico de temple provee velocidades de enfriamiento más bajas que el agua. Sales fundidas y puntos eutécticos de fusión isotérmica, han sido utilizados para investigaciones experimentales de tratamientos

térmicos de temple; estos pueden tener alguna ventaja para tratamientos térmicos continuos de aleaciones que son adversamente afectadas por la demora, entre el templado y el envejecido. El movimiento del aire es suficiente para el temple mínimo de aleaciones sensitivas a la dilución, aleaciones tales como 6063, cuando son extruidas en secciones de pared delgadas [16].

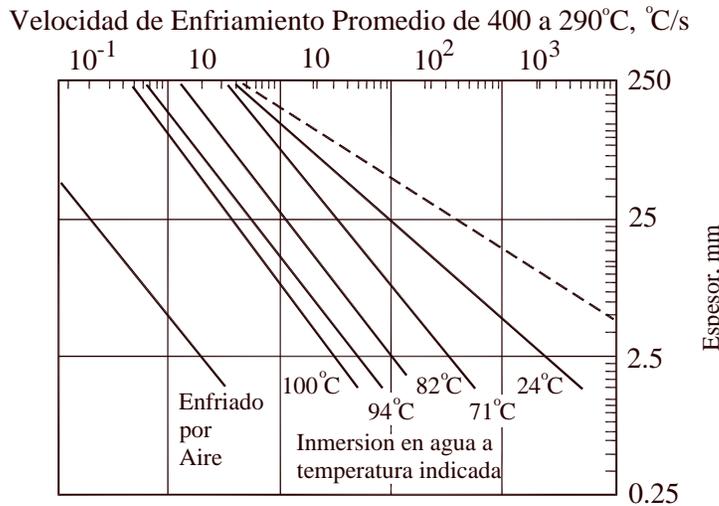


Figura 2.6. Efecto del espesor y el medio de temple sobre el las velocidades de enfriamiento promedio en el plano medio de una aleación de aluminio de las temperaturas de solubilización.

### 1.2.7 Envejecido natural

La mayoría de las aleaciones tratables térmicamente exhiben endurecimiento por envejecido a temperatura ambiente, después del temple. La velocidad y tiempo de endurecimiento varía de una aleación a otra. En este proceso las aleaciones son expuestas a temperatura ambiente durante tiempos prolongados (horas, días, meses e incluso años) hasta alcanzar el equilibrio, que es donde el material presenta sus propiedades óptimas. Cabe señalar que este proceso no es muy común que se aplique debido a los prolongados periodos de tiempo utilizados. Algunas de las aleaciones de aluminio comerciales que son endurecidas mediante envejecido natural son 2014, 2024, 6061, 7075 entre otras. Los cambios de resistencia a la tensión para estas tres aleaciones comerciales se muestran en la figura 2.7 Algunas de las aplicaciones que se le puede dar a este tipo de materiales, es en partes de automóviles como monoblocks, cabezales, etc.

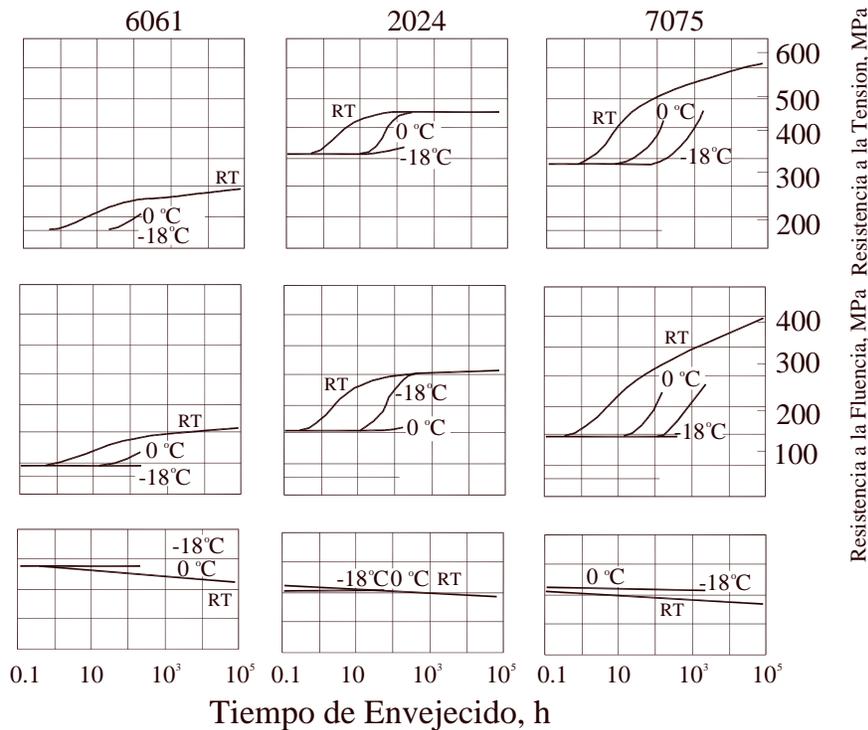


Figura 2.7. Características de envejecimiento de aleaciones de aluminio a temperatura ambiente. 0°C y -18°C.

En las aleaciones 2024 y 2036, su máximo endurecimiento ocurre dentro de un día a temperatura ambiente; las propiedades mecánicas son esencialmente estables después de cuatro días. Estas aleaciones son comúnmente usadas en los tratamientos de envejecimiento artificial: T4, T3, y T651, para la aleación 2024-T4 y para la aleación 2036. Las aleaciones 6061, 6009, y 6010 envejecen más lentamente. La aleación 6061 puede ser usada con el tratamiento T4; sin embargo es más frecuentemente encontrarla con el tratamiento térmico de precipitación T6. Por otro lado, las aleaciones 6009 y 6010 son más comunes encontrarlas con el tratamiento térmico T4. Sin embargo, estas aleaciones son comúnmente usadas en aplicaciones automotrices, donde la pintura orneada es típicamente usada. Consecuentemente, obtienen significativos incrementos de resistencias durante su ciclo térmico, el cual es equivalente al ciclo de envejecimiento artificial. La aleación 7075 y otras aleaciones de la serie 7XXX continúan endureciéndose indefinidamente a temperatura ambiente; debido a su inestabilidad y son comúnmente usadas con el tratamiento W.

Debido a que las aleaciones tratadas térmicamente son más blandas y dúctiles inmediatamente después del templeado que después del envejecimiento, los procesos de conformado o laminado pueden ser mejorados más rápidamente. Para varias aleaciones, los tiempos de producción deben permitir estos procesos antes de que el endurecimiento natural ocurra. Como una alternativa, las partes pueden ser puestas bajo refrigeración para retardar el envejecimiento [16].

La conductividad térmica y eléctrica disminuye en la mayoría de las aleaciones tratables térmicamente con el proceso de envejecimiento natural. Esto es un repentino contraste para los cambios que ocurren durante el envejecimiento a elevada temperatura. Datos de conductividad eléctrica para estas aleaciones se presenta en la figura 2.8. Debido a que la reducción del contenido de soluto en solución sólida normalmente incrementa la conductividad térmica y eléctrica, las disminuciones observadas son consideradas como una evidencia significativa de que el envejecimiento natural es un proceso de formación de zonas de G.P. y no ciertamente precipitación [16].

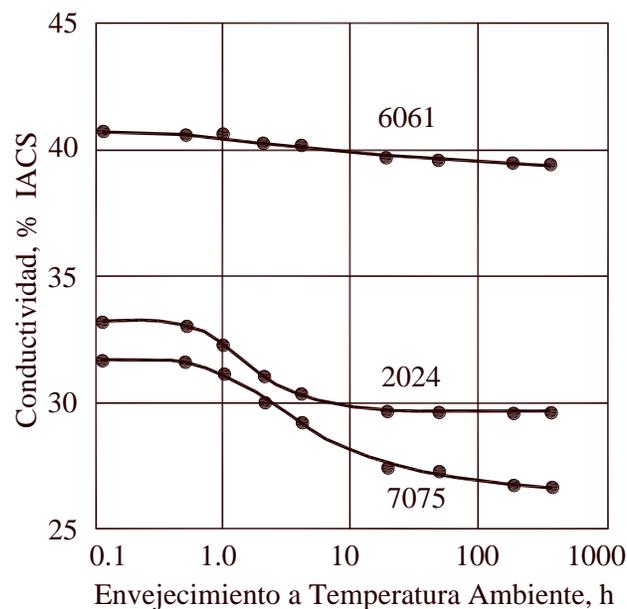


Figura 2.8. Efecto de la temperatura ambiente sobre la conductividad eléctrica de aleaciones de aluminio templadas.

Las fundiciones son utilizadas en el tratamiento de envejecido natural T4, en relativamente pocas instancias donde la alta ductilidad de este tratamiento es de gran valor. El endurecimiento ocurre con el tiempo después del temple, las velocidades varían considerablemente con la composición. Las aleaciones aluminio-magnesio de la serie 220, normalmente utilizada con tratamiento T4, muestra un incremento gradual en la resistencia después de un período de años. Las aleaciones fundidas aluminio-zinc-magnesio, las cuales son utilizadas sin tratamiento térmico, exhiben un rápido cambio en propiedades mecánicas durante las primeras tres o cuatro semanas a temperatura ambiente. En estas aleaciones, una concentración suficiente de soluto es retenida en solución por la velocidad de enfriamiento en el molde, después de la solidificación para permitir incremento en endurecimiento.

### **1.2.8 Envejecimiento artificial**

El efecto de la precipitación sobre las propiedades mecánicas es muy acelerado, y comúnmente acentuado por recalentamiento del material templado a temperaturas de alrededor de 95 y 205° C. Los efectos no son atribuibles solamente a la reacción de cambio de velocidad, los cambios estructurales ocurridos a elevadas temperaturas difieren de varias maneras de aquellas que se llevan a cabo a temperatura ambiente. Estas diferencias son reflejadas en características mecánicas y algunas propiedades físicas. Una característica importante que ocurre a temperaturas elevadas de envejecido sobre resistencia a la tensión, es que el incremento del límite de fluencia es más pronunciado que el incremento de resistencia a la tensión. También, la ductilidad y endurecimiento decrecen. De esta manera, una aleación en el tratamiento T6 tiene la máxima resistencia pero baja ductilidad que la misma aleación con el tratamiento T4.

El sobre-envejecimiento disminuye la resistencia a la tensión y la cedencia, pero generalmente la ductilidad no se recupera en proporción con la resistencia, así que la combinación de estas propiedades reveladas por el sobre-envejecido son consideradas inferiores a aquellas que prevalecen en el tratamiento T6. Sin embargo, otros factores pueden favorecer grandemente el uso del tratamiento de sobre-envejecido. En ciertas aplicaciones, por ejemplo, factores de resistencia son de gran importancia como criterio para la selección del tratamiento por la resistencia a la fractura en la corrosión bajo tensión, la cual mejora notablemente con el sobre-envejecido, para algunas aleaciones. En ambientes

corrosivos, la resistencia al crecimiento de las fracturas en fatiga bajo constante amplitud y bajo varias condiciones, el espectro de carga incrementa con un incremento en el grado de sobre-envejecido en aleaciones de la serie 7XXX. Este desarrollo fue el factor de mayor influencia en la decisión de utilizar la aleación 7475-T73 en una reciente aplicación de aviones de combate [16].

### **1.2.9 Naturaleza de los precipitados y fuentes de endurecimiento.**

Amplias investigaciones por décadas han resultado en una acumulación de conocimiento concerniente a los cambios atómico y cristalográfico que ocurre en las soluciones solidadas supersaturadas (ssss) durante la precipitación y los mecanismos a través de los cuales se altera la forma y las propiedades de la aleación. En la mayoría de los sistemas endurecidos por precipitación, una compleja secuencia de cambios en tiempo y temperatura se ven involucrados. A temperaturas relativamente bajas y durante los periodos iniciales de envejecimiento artificial a temperaturas moderadamente elevadas, el cambio principal es la redistribución de átomos de soluto dentro de la red de solución sólida que forman agrupamientos o zonas de G.P. (Guinier-Preston), que están considerablemente enriquecidas en soluto. Esta segregación local de átomos de soluto produce una distorsión en los planos de la red. Con un incremento en el número o densidad de las zonas G.P., el grado de distorsión en la regularidad y periodicidad de la red aumenta. El efecto de endurecimiento de las zonas resulta de la interferencia producida por el movimiento de las dislocaciones cuando estas cortan las zonas de G.P. Esto puede ser debido a la resistencia química (el producto de nuevas partículas en la matriz) y el incremento en el esfuerzo requerido para mover una dislocación a través de la región distorsionada por esfuerzos coherentes. El endurecimiento progresivo incrementa con el tiempo de envejecimiento natural, ha sido atribuido a un incremento en el tamaño y número de las zonas de G.P.

En la mayoría de los sistemas, como las temperaturas de envejecimiento o tiempo incrementan, las zonas son convertidas o reemplazadas por partículas que tienen una estructura cristalina distinta de aquellas que están en solución sólida y también son diferentes en la estructura de la fase que está en equilibrio. Esto se refiere a una transición de los precipitados. En la mayoría de las aleaciones, estos tienen una orientación cristalográfica específica con la solución sólida. Los efectos de resistencia de esas

estructuras coherentes en transición, son relacionados a la impedancia del movimiento de dislocaciones debidas a la presencia de esfuerzos en la red y partículas precipitadas. El endurecimiento continua incrementándose a medida que el tamaño de los precipitados aumenta, tanto como las dislocaciones continúen cortando los precipitados [16].

### 1.2.10 Cinética de solubilización y precipitación.

La velocidad a la cual la solubilización y la precipitación ocurre con diferente soluto, depende de las respectivas velocidades de difusión, además de la solubilidad y el contenido de aleación. La mayoría de los coeficientes de difusión en los elementos para las aleaciones de aluminio comerciales, está determinado por varios métodos experimentales. Un resumen de estos datos se muestra en la figura 2.9. El cobre, magnesio, silicio y zinc son los principales solutos involucrados en las reacciones de endurecimiento por precipitación, los cuales tiene relativamente altas velocidades de difusión en el aluminio [16].

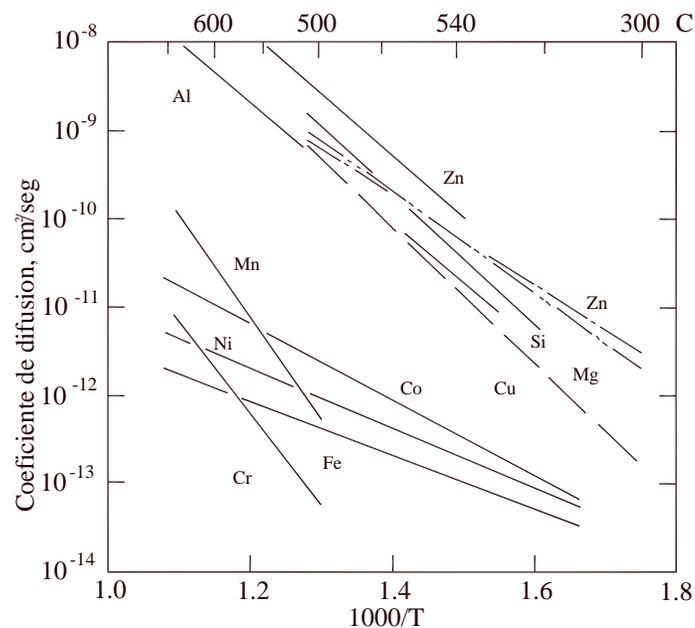


Figura 2.9. Coeficientes de difusión para varios elementos en aluminio.

**1.2.10.1 Vacancias.** Las vacancias juegan un rol importante y significativo en la formación de las zonas de G.P. Es requerido explicar el orden de las velocidades de formación de zonas que son observadas a temperaturas relativamente bajas, y velocidades

de difusión. Mediciones precisas de resistividad eléctrica y cambios relativos en densidad y condiciones de red con temperatura, han sido usadas para determinar el equilibrio de concentración de vacancias en aluminio esta varía con la temperatura, aproximadamente como se ilustra en la figura 2.10.

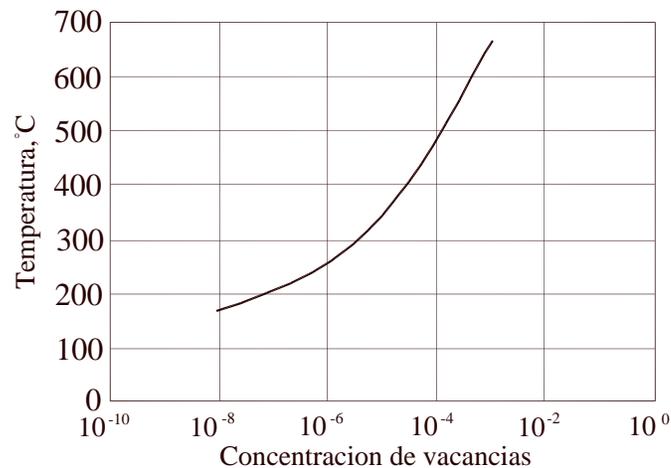


Figura 2.10. Concentración de vacancias en equilibrio en aluminio puro en función de la temperatura.

El incremento de la movilidad del soluto a baja temperatura requerido para explicar la alta velocidad de formación de las zonas, fue explicado como un mecanismo de difusión de vacancia asistida, hecho posible por la retención de una concentración de no equilibrio de altas vacancias a temperatura baja. En adición para este rol general de vacancias, varias interacciones específicas entre vacancias y átomos de soluto influye la cinética de envejecido y hace que el efecto de los elementos sea importante. El magnesio aparece para jugar un rol especial en este proceso [16].

**1.2.10.2 Nucleación.** La formación de zonas puede ocurrir dentro de una red cristalina continua por procesos de nucleación homogénea. Varias investigaciones muestran evidencia de que la concentración crítica de vacancias es requerida para estos procesos. La nucleación de una nueva fase es gratamente influenciada por discontinuidades en la red, tales como límites de grano, sublímites de grano, dislocaciones, y límites de la interfase. Debido a que estos sitios son lugares de gran desorden y de mayor energía que la matriz en solución sólida. El soluto que precipita de una manera inestable durante el temple no esta

disponible para la subsecuente precipitación incluso a temperatura ambiente o elevadas temperaturas, por lo tanto la precipitación durante el temple puede afectar el mejoramiento de las propiedades del material. El efecto en el endurecimiento por precipitación durante el temple sobre el límite de grano, sublímite de grano, y partículas dispersas sobre el orden de 0.5  $\mu\text{m}$  o más grandes es generalmente insignificante.

Aunque los precipitados en los límites de grano no tienen un gran efecto en alcanzar endurecimiento, estos pueden tener un efecto dañino sobre la resistencia a la corrosión del material e incrementa la tendencia a fracturar. La precipitación en los límites de grano es generalmente acompañada por la formación de zonas de precipitación libre, similares a aquellas vistas adyacentes a las partículas dispersas. Relaciones de potencial electroquímico entre partículas intergranulares precipitadas, partículas agotadas o líneas de zonas de G.P. agotadas, y granos interiores son fundamentales para la teoría electroquímica de fractura por corrosión intergranular bajo esfuerzo [16].

Investigaciones de estructuras precipitadas mediante microscopía electrónica de transmisión, han demostrado que las dislocaciones formadas por la condensación de vacancias o por la introducción de deformación plástica son también sitios potenciales de nucleación. Variaciones en la densidad de dislocaciones resultado de diferentes velocidades de temple son factores que determinan la velocidad de temple sobre el endurecimiento. La introducción de dislocaciones mediante el trabajado en frío después del temple, acelera la precipitación en las aleaciones 2XXX e incrementa el endurecimiento obtenido durante el envejecimiento artificial.

### **1.2.11 Precipitados fuera de equilibrio durante el envejecimiento.**

Durante el envejecimiento de las aleaciones de aluminio, se forma una serie de precipitados antes de que se produzca la fase  $\theta$  de equilibrio. Al inicio del envejecimiento los átomos de cobre están en los planos  $\{100\}$  de la matriz de  $\alpha$  y producen aglomeraciones muy delgadas de átomos de cobre llamados zonas de Guinier-Preston, o bien GP-I. Conforme continúa el envejecimiento, se difunden más átomos de cobre al precipitado y las zonas de GP-I crecen formando discos delgados, o zonas de GP-II. Posteriormente, las

zonas de GP-II se disuelven y se forma la fase  $\theta'$ , que es similar a la fase estable  $\theta$ . Finalmente,  $\theta'$  se disuelve y se precipita la fase estable  $\theta$ .

Los precipitados que no están en equilibrio GP-I, GP-II y  $\theta'$  son precipitados coherentes. La resistencia de la aleación se incrementa con el tiempo de envejecimiento conforme estas fases coherentes crecen en tamaño durante las etapas iniciales del tratamiento térmico. Cuando se encuentran presentes estos precipitados coherentes, la aleación se encuentra envejecida.

Cuando se precipita la fase  $\theta$  no coherente, la resistencia de la aleación decrece. La aleación se encuentra ahora sobre envejecida. La fase  $\theta$  aún proporciona algo de endurecimiento por dispersión, pero al transcurrir el tiempo, las partículas de  $\theta$  crecen pero son menos numerosas e incluso disminuye el efecto de endurecimiento por dispersión simple [16].

### **1.2.12 Requisitos que se deben cumplir para el endurecimiento por precipitación.**

Se deben satisfacer cuatro condiciones para que una aleación tenga una respuesta verdadera al endurecimiento por precipitación o envejecimiento durante el tratamiento térmico [17].

1. El diagrama de fases debe mostrar solubilidad sólida decreciente al decrecer la temperatura. En otras palabras la aleación debe formar una sola fase al calentarse por encima de la línea de solvus, y luego pasar a una región bifásica al enfriarse.
2. La matriz debe ser relativamente blanda y dúctil, y el precipitado duro y frágil. En la mayoría de las aleaciones endurecidas por envejecimiento, el precipitado es un compuesto intermetálico duro y frágil.
3. La aleación debe ser templeable. No es posible templear algunas aleaciones suficientemente rápido como para suprimir la formación de la segunda fase.
4. El precipitado que se forma debe ser coherente con la estructura de la matriz para desarrollar la máxima resistencia y dureza. Además debe controlarse su tamaño, forma y distribución.

### 1.2.13 Precipitación en el sistema de aleación aluminio-magnesio-silicio.

Son varios los sistemas de aleación de aluminio que han sido sujetos de una cuidadosa investigación de las estructuras que se forman, hablaremos específicamente de las aleaciones de la serie 6XXX.

Ocurre apreciable endurecimiento en estas aleaciones sobre un período extenso a temperatura ambiente. Este endurecimiento probablemente implica la formación de zonas de G.P. Tiempos cortos a temperaturas arriba de 200 °C (390 °F). La microscopía electrónica indicó zonas que tienen diámetros de aproximadamente 6 nm y de 20 a 100 nm de longitud. Otra investigación indicó que las zonas son inicialmente de una superficie esférica y después se convierten a formas de agujas. Demasiado envejecimiento causa la aparición y crecimiento de zonas tridimensionales de partículas con superficie en forma de varillas con una relación estequiométrica bien definida  $Mg_2Si$ . A elevadas temperaturas, esta transición de fase, designada como  $\beta'$ , experimenta difusión y transformación en equilibrio [16].

No se ha encontrado evidencia directa de la deformación coherente en la zona o etapa de transición. Se ha sugerido que el incremento de resistencia es debido al movimiento de dislocaciones. La secuencia de precipitación para este tipo de aleación puede ser como sigue:



## 1.3 SOLDADURA POR ARCO DE METAL Y GAS (GMAW)

### 1.3.1 Introducción.

La soldadura por arco de metal y gas (gas metal arc welding, GMAW), es un proceso de soldadura que emplea un arco entre un electrodo continuo de metal de aporte y la piletta de soldadura. El proceso se realiza bajo una atmósfera de gas suministrado externamente y sin aplicación de presión[18].

El concepto básico GMAW surgió en la década de 1920, y en 1948 ya estaba disponible comercialmente. En un principio se le consideraba básicamente como un proceso de soldadura de electrodo de metal desnudo, de diámetro pequeño con alta

densidad de corriente que emplea un gas inerte para proteger el arco. La aplicación primaria de este proceso fue en la soldadura de aluminio. Por lo anterior, se le denominó el término *MIG* (metal gas inerte) y todavía algunos lo usan para referirse a este proceso.

Entre los avances posteriores del proceso, están la operación con bajas densidades de corriente y con corriente pulsada continua, la aplicación a una gama más amplia de materiales y el empleo de gases, así como la mezcla de gases reactivos (sobre todo CO<sub>2</sub>). Este último avance condujo a la aceptación formal del término *soldadura por arco de metal y gas* (GMAW) para el proceso, ya que se usan gases tanto inertes como reactivos.

Todos los metales de importancia comercial, tales como el acero al carbono, aceros de baja aleación y alta resistencia mecánica (HSLA), acero inoxidable, aluminio, cobre, titanio y aleaciones de níquel, se pueden soldar en cualquier posición con este proceso eligiendo el gas protector, electrodo y variables operativas de soldadura apropiados.

El proceso MIG o GMAW puede ser utilizado de tres formas distintas:

**Semiautomático.** La tensión de arco (voltaje), velocidad de alimentación del microalambre, intensidad de corriente (amperaje) y flujo de gas se regulan previamente. La velocidad de soldadura se realiza manualmente.

**Automático.** Todos los parámetros, incluso la velocidad de avance de la antorcha, se regulan previamente, y se aplican en forma automática.

**Robotizado.** Este proceso de soldadura se puede robotizar a escala industrial. En este caso, todos los parámetros y las coordenadas de localización de la unión a soldar, se programan mediante una unidad de control numérico. La soldadura la realiza un robot al ejecutar la programación.

### **1.3.2 Usos y ventajas.**

Los usos del proceso de soldadura, desde luego, están regidos por sus ventajas; las más importantes de estas son:

- Es el único proceso de electrodo consumible que puede servir para soldar todos los metales y aleaciones comerciales.

- El proceso de soldadura GMAW no tiene la restricción de tamaño de electrodo limitado que presenta con la soldadura por arco de metal protegido.
- Puede soldarse en todas las posiciones, algo que no es posible con la soldadura por arco sumergido.
- Se logran tasas de deposición bastante más elevadas que con la soldadura por arco de metal protegido, SMAW.
- Las velocidades de soldadura son más altas que con soldadura por arco de metal protegido SMAW, gracias a la alimentación continua del electrodo y a las mayores tasas de deposición del metal de aporte.
- Casi no requiere limpieza después de la soldadura porque no se produce mucha escoria.

Estas ventajas hacen al proceso ideal para aplicaciones de soldadura en alto volumen de producción y automatizadas. Esto se ha hecho cada vez más obvio con la llegada de la robótica, donde GMAW ha sido el proceso predominante.

### **1.3.3 Limitaciones.**

Como en cualquier proceso de soldadura, hay ciertas limitaciones que restringen el uso de la soldadura por arco de metal y gas. Entre ellas están las siguientes:

- El equipo de soldadura es más complejo, más costoso y menos transportable que el de SMAW.
- GMAW es más difícil de usar en lugares de difícil acceso porque la antorcha es más grande que un portaelectrodos de arco de metal protegido y la antorcha debe estar cerca de la unión (entre 10 y 19mm) para asegurar que el metal de soldadura este bien protegido.
- El arco de soldadura debe protegerse contra corrientes de aire que pueden dispersar el gas protector. Esto limita las aplicaciones en exteriores a menos que se coloquen barreras protectoras alrededor del área de soldadura.
- Los niveles relativamente altos de calor radiado y la intensidad del arco pueden hacer que los operadores se resistan a utilizar el proceso.

### 1.3.4 Fundamentos del proceso.

**Principios de operación.** El proceso GMAW se basa en la alimentación automática de un electrodo continuo consumible que se protege mediante un gas de procedencia externa. El proceso se ilustra en la figura 3.1. Una vez que el operador ha hecho los ajustes iniciales, el equipo puede regular automáticamente las características eléctricas del arco. Por todo esto, en efecto, los únicos controles manuales que el soldador requiere para la operación semiautomática son los de velocidad y dirección del desplazamiento, así como también el posicionamiento de la antorcha. Cuando se cuenta con equipo y ajustes apropiados, la longitud del arco y la corriente se mantienen automáticamente.

### 1.3.5 Equipo necesario para el proceso de soldadura (GMAW).

El equipo necesario para GMAW se muestra en la figura 3.2. Los componentes básicos del equipo son la unidad de la antorcha de soldadura y cables de conexión, la unidad de alimentación del electrodo, la fuente de potencia y la fuente de gas protector.

La antorcha guía el electrodo consumible y conduce la corriente eléctrica y el gas protector al trabajo, de modo que proporciona la energía para establecer y mantener el arco y fundir el electrodo, además de la protección necesaria contra la atmósfera del entorno.

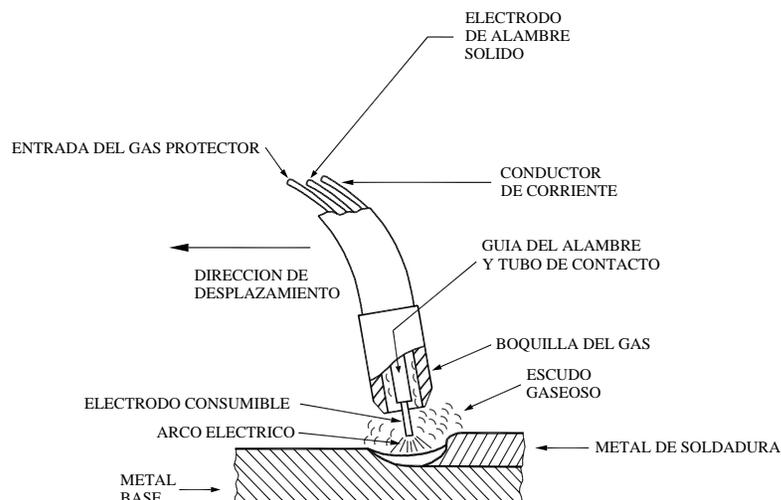


Figura 3.1 Muestra el proceso de soldadura GMAW.

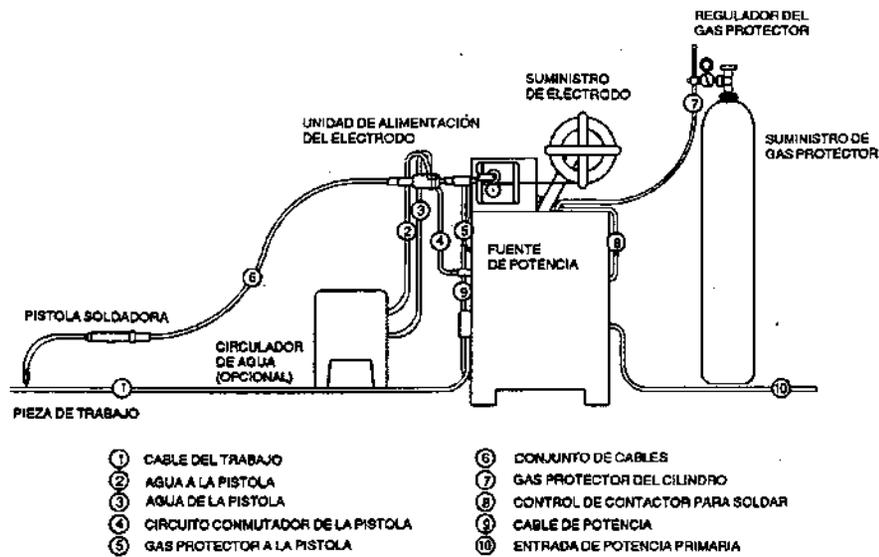


Figura 3.2 Muestra el diagrama del equipo para soldadura por arco de metal y gas.

### 1.3.6 Mecanismos de transferencia del metal.

Las características del proceso de soldadura GMAW se describen mejor en términos de la transferencia del metal fundido, del electrodo a la pieza de trabajo. La cual depende de la intensidad de la corriente, del diámetro del electrodo, longitud del arco, fuente de poder y gas de protección.

#### 1.3.6.1 Transferencia en cortocircuito.

Este tipo de transferencia abarca el intervalo más bajo de corrientes de soldadura y de diámetros de electrodos asociados al proceso GMAW. La transferencia en cortocircuito produce una pileta de soldadura pequeña, de rápida solidificación, que generalmente es apropiado para unir secciones delgadas, soldar fuera de posición y pasadas de raíz anchas. El metal se transfiere del electrodo de trabajo sólo durante el período en que la gota del extremo del electrodo hace contacto con la pileta de soldadura; no se transfiere metal a través del espacio del arco.

El electrodo hace contacto con la pileta de soldadura a razón de 20 a más de 200 veces por segundo. La secuencia de sucesos durante la transferencia de metal, la corriente y el voltaje correspondientes, se muestran en la figura 3.3. Cuando el alambre toca el metal

de soldadura, la corriente aumenta (A), (B), (C), (D) en la figura 3.3. El metal fundido en la punta del alambre se estrangula en (D) y (E), iniciando un arco como se aprecia en (E) y (F). La rapidez con que aumenta la corriente debe ser suficiente para calentar el electrodo promover la transferencia del metal, pero lo bastante baja como para minimizar las salpicaduras causadas por la separación violenta de la gota de metal. Esta tasa de aumento de la corriente se controla ajustando la inductancia de la fuente de potencia.

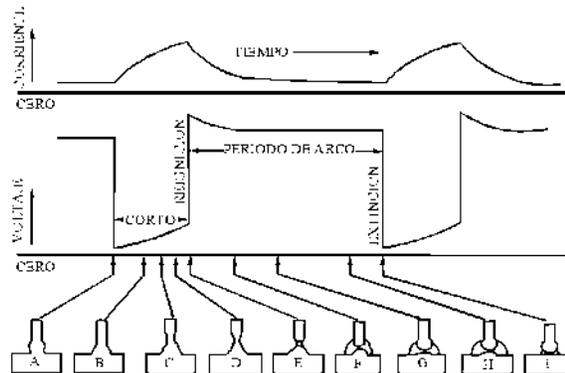


Figura.3.3 Representación esquemática de la transferencia de metal en cortocircuito.

### 1.3.6.2 Transferencia globular.

Hay transferencia globular cuando la corriente es relativamente baja, sea cual sea el gas protector empleado. Sin embargo, con dióxido de carbono y helio, este tipo de transferencia ocurre con todas las corrientes de soldadura útiles. La transferencia globular se caracteriza por un tamaño de gota mayor que el diámetro del electrodo. La gravedad actúa fácilmente sobre esta gota grande, por lo que en general sólo hay transferencia útil en la posición plana.

Con corrientes medias, sólo un poco mayores que las empleadas para la transferencia en cortocircuito, es posible lograr transferencia globular en dirección axial con una protección de gas más o menos inerte. Si el arco es demasiado corto (bajo voltaje), la gota en crecimiento puede hacer corto con la pieza de trabajo, sobrecalentarse y desintegrarse, produciendo una buena cantidad de salpicaduras. Por lo tanto, el arco debe de tener la longitud suficiente para asegurar que la gota se desprenda antes de que haga contacto con la pileta de soldadura.

La protección con dióxido de carbono produce transferencia globular en dirección aleatoria, cuando la corriente y el voltaje de soldadura están por encima del intervalo para la transferencia por corto circuito. La desviación respecto a la transferencia axial esta regida por fuerzas electromagnéticas, generadas por la corriente de soldadura al actuar sobre la punta fundida, como se muestra en la figura 3.4. Las más importantes de estas fuerzas son las fuerzas de estrangulamiento electromagnético (P) y la fuerza de reacción (R).

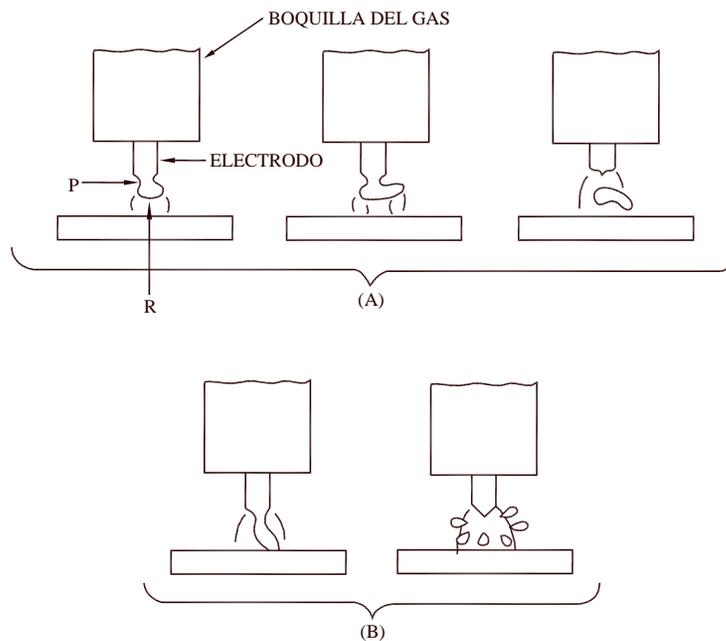


Figura 3.4. Transferencia Globular no Axial.

### 1.3.6.3 Transferencia por rocío.

Con una atmósfera rica en Argón, es posible producir una modalidad de transferencia de “rocío axial” muy estable y libre de salpicaduras, como se ilustra en la figura 3.5. Para esto es preciso usar corriente continua con el electrodo positivo y un nivel de corriente por encima de un valor crítico conocido como corriente de transición. Por debajo de este nivel, la transferencia se realiza en la modalidad globular antes descrita, a razón de unas cuantas gotas por segundo. Por encima de la corriente de transición, la transferencia se efectúa en forma de gotas muy pequeñas que se forman y se desprenden a razón de centenares por segundo. Se aceleran axialmente a través del espacio del arco.

El modo de transferencia por rocío produce un flujo altamente direccional de gotas discretas aceleradas por las fuerzas del arco hasta alcanzar velocidades que vencen los efectos de la gravedad. Por esta razón y en ciertas condiciones, el proceso puede usarse en cualquier posición. Como las gotas son más pequeñas que la longitud del arco, no hay cortocircuitos y las salpicaduras son insignificantes, si es que no se eliminan del todo.

Otra característica de la modalidad de transferencia por aspersion es la penetración de “dedo” que produce. Aunque el dedo puede ser profundo, acusa el efecto de los campos magnéticos, los cuales deben controlarse para que siempre este situado en el centro del perfil de penetración de la soldadura.

La modalidad de transferencia por arco de rocío, figura 3.5, puede servir para soldar casi cualquier metal o aleación gracias a las características inertes del gas argón. Sin embargo, puede ser difícil aplicar el proceso a láminas delgadas por las altas corrientes que se necesitan para producir la transferencia por rocío.

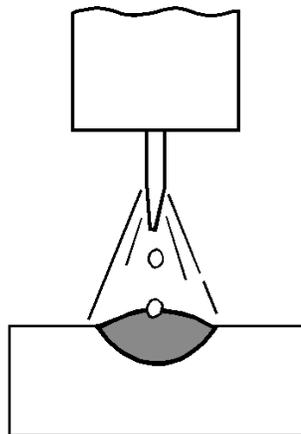


Figura 3.5. Transferencia por aspersion axial.

#### **1.3.6.4 Transferencia por corriente pulsada.**

Esta transferencia se debe a la incorporación de un aditamento especial diseñado para las fuentes de poder del proceso de soldadura GMAW. El aditamento es un switch de baja corriente con pulsos de alta corriente en un tiempo del orden de los milisegundos. Este aditamento crea un arco eléctrico en condiciones muy estables, con baja corriente. El metal es transferido únicamente con los pulsos de alta corriente, en forma de pequeñas gotas

similares a las de la transferencia por rocío, produciendo muy pocas salpicaduras. Idealmente una gota es transferida con cada pulso, ver figura 3.6.

Este proceso ofrece las ventajas de la transferencia por rocío, pero la pileta de soldadura no es lo bastante fluida. Esto permite un control de la pileta de soldadura cuando las uniones son de espesores gruesos y delgados, ya que los pulsos pueden ser controlados, por ejemplo de 4.5 a 8.5 mseg. para frecuencias de 50 a 120 hz (20) y es de excelente aplicación para la soldadura del aluminio y sus aplicaciones en todas las posiciones.

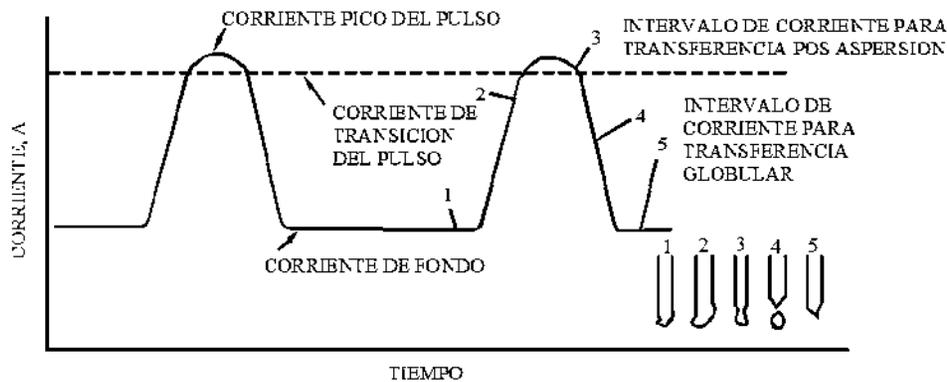


Figura 3.6 Muestra la transferencia por corriente pulsada.

### 1.3.7 Variables del proceso.

Las variables que afectan la penetración de la soldadura, la geometría de la franja y la calidad global de la soldadura:

- 1.- Corriente de soldadura (velocidad de alimentación del electrodo).
- 2.- Polaridad.
- 3.- Voltaje del arco (longitud del arco).
- 4.- Velocidad de avance de la soldadura.
- 5.- Extensión del electrodo.
- 6.- Orientación del electrodo (ángulo respecto a la dirección del desplazamiento).
- 7.- Posición de la unión que se va a soldar.
- 8.- Diámetro del electrodo.
- 9.- Composición y tasa de flujo del gas protector.

El conocimiento y control de estas variables es indispensable para producir consistentemente soldaduras de buena calidad. Estas variables no son del todo independientes, y cuando se modifica una casi siempre es necesario modificar una o más de las otras para obtener los resultados que se buscan. Se requiere considerable habilidad y experiencia para seleccionar los valores óptimos para cada aplicación. Estos valores son afectados por (1) el tipo de metal base, (2) la composición del electrodo, (3) la posición en que se solda y (4) los requisitos de calidad. Por tanto, no hay un conjunto único de parámetros que produzca resultados óptimos en todos los casos.

### 1.3.8 Corriente de soldadura.

Si todas las demás variables se mantienen constantes, el amperaje de soldadura varía con la velocidad de alimentación del electrodo o con la rapidez de fusión siguiendo una relación no lineal. Al variarse la velocidad de alimentación, el amperaje de soldadura varía de manera similar, para este proceso se emplea una fuente de potencia de voltaje constante. Esta relación entre corriente de soldadura y la velocidad de alimentación del electrodo para un electrodo ER4043 se muestra en la figura 3.7. Para diámetros de electrodos pequeños la relación es casi lineal. Sin embargo, para diámetros mayores la relación es no lineal. Esto es atribuido al incremento de resistividad por calentamiento del electrodo en la extensión libre. La curva puede ser representada aproximadamente por la siguiente ecuación.

$$WFS = aI + bLI^2$$

donde:

$WFS$  = velocidad de alimentación del electrodo, mm/s

$a$  = constante de proporcionalidad para el calentamiento anódico catódico. Su magnitud depende de la polaridad, la composición y otros factores, mm/(s\*A)

$b$  = constante de proporcionalidad para el calentamiento por resistencia eléctrica, s<sup>-1</sup> A<sup>-2</sup>

$L$  = extensión del electrodo, mm

$I$  = corriente de soldadura, A

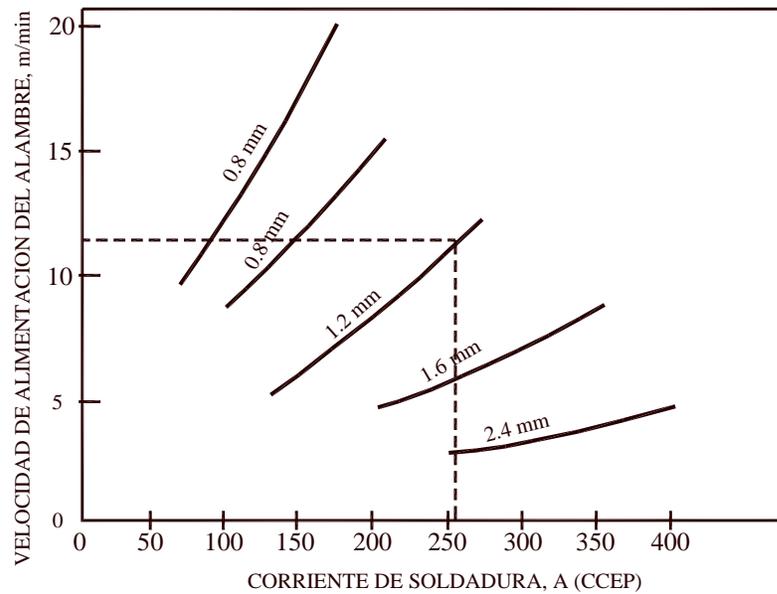


Figura 3.7 Muestra la relación de la corriente de soldadura con la velocidad de alimentación del electrodo ER4043.

Como se puede ver la intensidad de corriente de soldadura es dependiente de la velocidad de alimentación del electrodo, el cual es uno de los problemas fuertes en la soldadura del aluminio y sus aleaciones, debido a la ductilidad de los electrodos y el sistema de alimentación, el cual causa deformación del electrodo si no se selecciona el sistema adecuado, causando interrupción en la alimentación y fusión en retroceso. Por esta razón se requiere un sistema especial y una guía de conducción también.

### 1.3.9 Tamaño del electrodo.

El diámetro del electrodo influye en la configuración de la soldadura. En la soldadura del aluminio, al igual que en otros materiales se inicia con la selección del material de aporte. La primera consideración es el diámetro que puede variar de 0.635mm a 6.35mm. Los diámetros mayores son más fáciles de alimentar, por lo que se recomienda el uso de los mayores diámetros.

El segundo factor en la selección del material de aporte es del tipo de aleación. Dos tipos básicos de electrodos son usados en la soldadura de aluminio, los cuales son: el ER4043 y el ER5356. El ER4043 es más dúctil y, por consiguiente, más difícil para alimentarse. El ER5356 es recomendable si la aplicación es apta, desde luego este electrodo

es más rígido y puede alimentarse más fácilmente. El tipo de electrodo debe de ser compatible con la aleación a soldar y proveer la tensión y ductilidad requeridas, en la tabla I.3 se dan los electrodos más usados y su composición química.

Tabla I.3 Composición Química de Electrodo de Aluminio.

CLASIFICACIÓN	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Al
AWS										
ER1100	<0.95	<0.95	0.05-0.2	0.05	-	-	-	0.1	-	99.0
ER1188	0.06	0.060	0.005	0.01	0.01	-	-	0.03	0.01	99.88
ER2319	0.2	0.3	5.8-6.8	0.2-0.4	0.02	-	-	0.1	0.1-0.2	BASE
<b>ER4043</b>	<b>4.5-6.0</b>	<b>0.8</b>	<b>0.3</b>	<b>0.05</b>	<b>0.05</b>	-	-	<b>0.1</b>	<b>0.2</b>	<b>BASE</b>
ER4047	11-13	0.8	0.3	0.15	0.1	-	-	0.2	-	BASE
ER4145	9.3	0.8	3.3-4.7	0.15	0.15	-	-	0.2	-	BASE
ER4643	3.6-4.6	0.8	0.1	0.05	0.1-0.3	-	-	0.1	0.15	BASE
ER5183	0.4	0.4	0.1	0.5-1.0	4.3-5.2	0.05-0.25	-	0.25	0.15	BASE
<b>ER5356</b>	0.25	0.4	0.10	0.05-0.2	4.5-5.5	0.05-0.2	-	0.1	0.06-0.2	<b>BASE</b>
ER5554	0.25	0.4	0.1	0.5-1	2.4-3.0	0.05-0.2	-	0.25	0.05-0.2	BASE
ER5556	0.25	0.4	0.1	0.5-1	4.7-5.5	0.05-0.2	-	0.25	0.05-0.2	BASE
ER5654	<0.45	<0.45	0.05	0.01	3.1-3.9	0.15-0.35	-	0.2	0.05-0.015	BASE

### 1.3.10 Gas protector.

El Argón y el Helio son gases inertes. Estos dos gases y las mezclas entre ellos son usados para soldar el aluminio y sus aleaciones, así como también otros materiales. Las diferencias físicas entre el Argón y el Helio son la densidad, conductividad térmica y las características del arco.

El Argón es aproximadamente 1.4 veces más denso que el aire, mientras que la densidad del Helio es aproximadamente 0.14 veces la densidad del aire. El peso del Argón lo hace más afectivo como gas de protección en soldaduras de posición plana.

Se requiere aproximadamente de dos a tres veces más flujo de Helio para proveer la misma protección que el Argón.

El Helio tiene mayor conductividad térmica que el Argón y produce un gas plasma en el cual la energía del arco más uniformemente distribuida, por tener un potencial de ionización de 24.46 electrón volts, comparado con el potencial de ionización de el Argón

que es de 15.68 eV, lo que significa que al usar Helio como gas de protección el voltaje del arco es mucho más elevado que si se usa Argón. Esto da como resultado un mayor ancho del cordón de soldadura y menor penetración, ver figura 3.10.

El Helio presenta problemas en la ionización durante el inicio del arco, produciendo mayor número de salpicaduras y una rugosidad superficial más apreciable, que la que se presenta cuando se usa Argón.

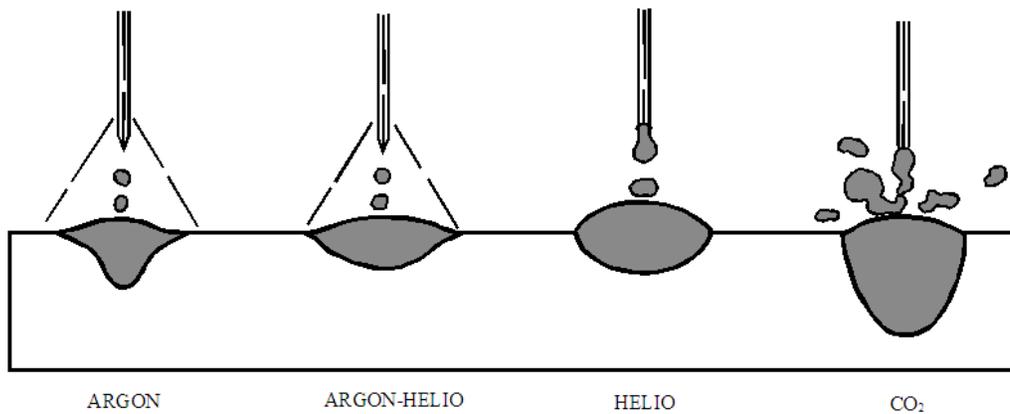


Figura 3.10 Perfil del cordón de soldadura y patrones de penetración para diversos gases protectores.

## CAPITULO II

### DESARROLLO EXPERIMENTAL

El metal base fue caracterizado por diferentes técnicas, microestructura, microdureza, resistencia a la tensión. También medí el ciclo térmico de soldadura en la zona de falla, que es parte esencial para la interpretación de los resultados. Para entender el proceso de envejecimiento artificial fue necesario trazar la curva de microdureza, por lo que fue necesario someter probetas testigo a temperatura constante y diferentes tiempo. Cada juego de 2 placas fueron sometidas a un tratamiento térmico de envejecimiento parcial y posteriormente se soldaron empleando el proceso de soldadura GMAW.

El desarrollo experimental se dividió en varias etapas, las cuales se describen a continuación:

#### 2.1 Caracterización microestructural.

Para el desarrollo del presente proyecto de investigación, se utilizó la aleación 6061-T6, en placa de 6.4 mm de espesor, la cual fue caracterizada para corroborar lo establecido por las características nominales de la misma, para lo cual se cortaron muestras de dimensiones de 10x10x6 mm. Las muestras de aluminio fueron pulidas mediante desbaste estándar con papel de carburo de silicio de diferente granulometría, posterior, fueron pulidas con un acabado espejo empleando una pulidora semiautomática con pasta de diamante de 6, 3 y 1 $\mu$ m. Después las muestras fueron terminadas con sílica coloidal para un acabado final. Posteriormente se procedió a revelar la microestructura, utilizando una técnica de anodizado, haciendo uso de una fuente de potencial variable, aplicando un voltaje de 14V, en una solución de ácido tetrafluorborico  $\text{HBF}_4$  para realizar el ataque por inmersión durante 2 minutos [19], y utilizando luz polarizada en un microscopio óptico, se tomaron las microestructuras a 50X.

La tabla II.1, muestra la composición química de la aleación 6061-T6 y el metal de aporte ER-4043, donde es de notarse el contenido de Si y Mg, en el metal base, así como el contenido de Si en el metal de aporte.

Tabla II.1-Composición Química del Metal Base y Metal de Aporte.

Elemento (%-peso)									
Metal	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn
Base 6061	97.68	0.067	0.310	0.289	0.986	0.052	0.561	0.018	0.024
Aporte 4043	Bal.	0.050	0.170	0.240	0.050	0.050	4.80	0.05	0.05

## 2.2 Microdureza en el metal base.

Para corroborar la microdureza en el metal base se realizaron un total de 10 mediciones en diferentes puntos, por medio de un microdurometro digital, en escala Vickers aplicando una carga de 10 gramos por un tiempo de 15 segundos para cada medición, el valor promedio de microdureza nominal para la aleación 6061-T6 es de 107 Vickres [20].

## 2.3 Resistencia a la tensión del metal base.

Uno de los parámetros mas importantes que describen las propiedades mecánicas de un material es la resistencia a la tensión, para la aleación 6061-T6 se hicieron un total de 3 ensayos de tensión de acuerdo a la norma ASTM B 557M [21], para lo cual se utilizo una maquina universal, con una capacidad de 300KN.

## 2.4 Ciclo térmico de envejecimiento artificial T6.

Para conocer el comportamiento del metal base al tratamiento térmico de envejecimiento y sobre-envejecimiento, fue necesario llevar a cabo el tratamiento térmico T6 (solubilización, temple y envejecimiento Artificial). Se utilizaron 20 probetas testigo de dimensiones de 12.5x12.5x6 mm, las cuales fueron solubilizadas y envejecidas en un horno, con una capacidad de 1400°C. El ciclo térmico fue llevado a una temperatura de 530°C para solubilización como se muestra en la figura 4.1, y posteriormente se sometieron 160°C para envejecimiento artificial [22]. Según lo establecido por la literatura, el tiempo de permanencia para propiedades máximas en la aleación es de 21hrs, por lo que fue

necesario diseñar un tratamiento térmico con varias probetas a diferentes tiempos de envejecido, 15, 16, 17, 18, 19, 20, 21, y 22 hrs. ver figura 4.2, para encontrar el pico máximo de dureza de la aleación en cuestión. Posteriormente se procedió realizar la prueba de microdureza Vickers, haciendo un total de 10 mediciones en cada una de las probetas testigo y obteniendo un promedio, se trazo la curva Microdureza-Tiempo de envejecido a una temperatura constante.

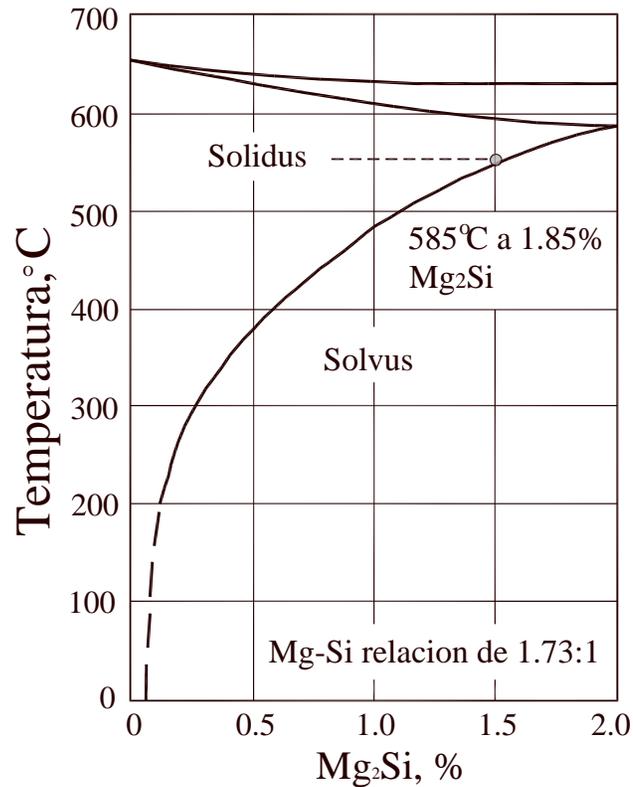


Figura 4.1 Temperatura de solubilización de la aleación 6061 para  $Mg_2Si$ . [22]

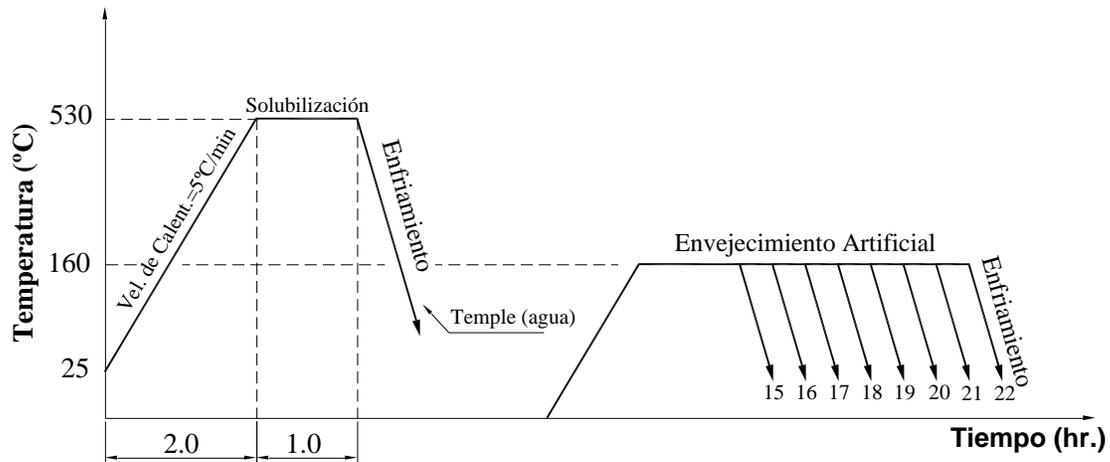


Figura 4.2 Temperatura de solubilización y envejecimiento artificial de la aleación 6061.

## 2.5 Tratamiento térmico de envejecimiento parcial.

Antes de unir el metal base, fue necesario realizar una serie de tratamientos térmicos de envejecimiento parcial, es decir a diferentes tiempos de envejecido, para lo cual fue preciso tratar térmicamente un total de 8 pares de placas, las cuales fueron sometidas a un tratamiento de solubilización aplicando una rampa de 5 °C/min. hasta llegar a una temperatura 530° C [22] con tiempo de duración a la temperatura de tratamiento de 1hr., posterior a ello las muestras fueron templadas en agua aplicando agitación durante el temple para uniformizar el enfriamiento en toda la pieza.

Una vez templadas la placas y enfriado el horno hasta temperatura ambiente, se procedió a realizar el tratamiento térmico de envejecimiento parcial, iniciando nuevamente con una rampa de 5 °C/min., hasta llegar a una temperatura de 160 °C. El primer par de placas fue retirado del horno a un tiempo de envejecido de 13hrs., después cada hora se fueron retirando las placas, en 15, 15:30, 16, 16:30, 17, 18, y 19 hrs. respectivamente como se ilustra en la figura 4.3, hasta completar el ciclo térmico de envejecimiento, las muestras fueron enfriadas al aire hasta llegar a temperatura ambiente.

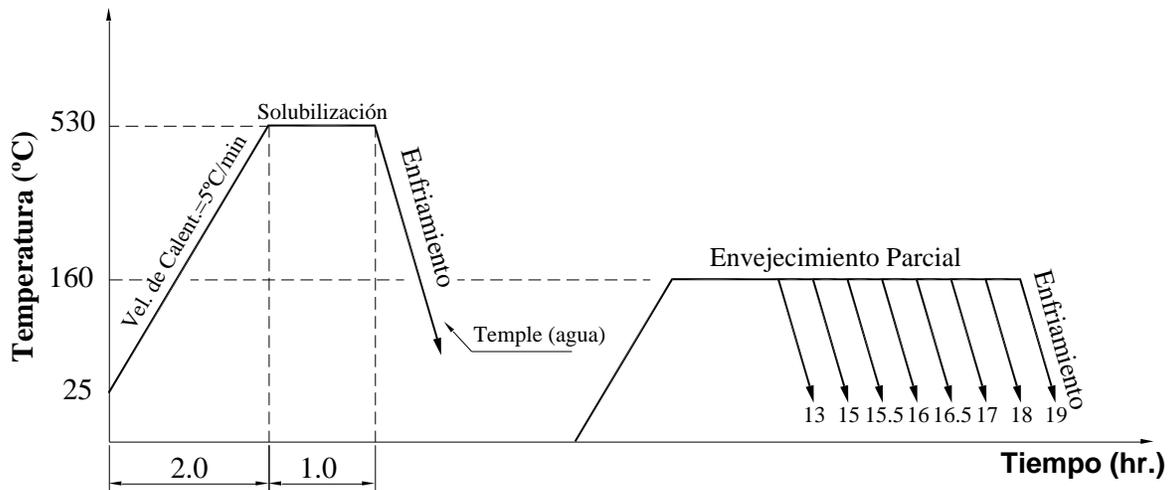


Figura 4.3 Temperatura de solubilización y envejecimiento parcial de la aleación 6061.

### 2.6 Unión del metal base.

Las placas de metal base en condición T6 se biselaron de acuerdo a lo establecido en la junta precalificada de la norma internacional ANSI/AWS D1.2/D1.2M:2003 (Structural Welding Code-Aluminum) [23] del anexo B, figura B1, la figura 4.4 muestra la preparación de la junta utilizada. El ángulo de ranura fue de 70° mientras que la apertura de raíz y el talón de 2 mm respectivamente.

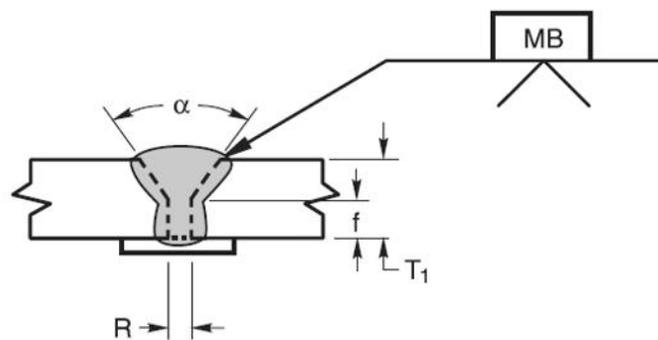


Figura 4.4 Preparación de la junta.

Las placas biseladas que se utilizaron fueron de 70 mm de ancho por 152 mm de largo y 6.4 mm de espesor como se muestra en la figura 4.5, las cuales fueron unidas mediante el proceso de soldadura GMAW, con transferencia de metal por rocío. Para lo cual se utilizó una placa de respaldo de acero al carbono. El depósito de la soldadura se hizo de un sólo paso de forma automática, es decir solamente se necesitó de un operador para hacer los depósitos y no de un soldador calificado. Las variables operativas utilizadas se muestran en la tabla II.2.

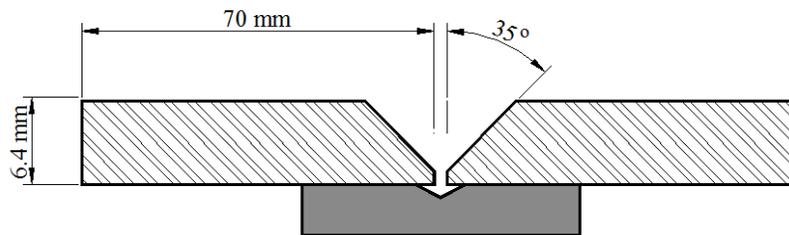


Figura 4.5 Dimensiones y preparación de la junta.

Tabla II.2-VARIABLES OPERATIVAS DE SOLDADURA

Soldadura	Corriente	Voltaje	V. A.	V. D.	F. de G	Stick Out	Calor Aportado
ID	(A)	(V)	(mm/s)	(mm/s)	(lt/min)	(mm)	(J/mm)
MB	190	23	180	3.6	22	12	971

V.A.: Velocidad de Alimentación del Electrodo.  
V.D.: Velocidad de Desplazamiento.

Al igual que en el MB, las placas que fueron tratadas térmicamente y envejecidas a 15, 15:30, 16, 16:30, 17, 18, y 19 hrs. se soldaron mediante el procedimiento antes mencionado. En la tabla II.3 podemos ver las variables operativas de soldadura utilizadas para cada tratamiento.

Tabla II.3-Variables Operativas de Soldadura

Soldadura ID	Corriente (A)	Voltaje (V)	V. A. (mm/s)	V. D. (mm/s)	F. de G (lt/min)	Stick Out (mm)	Calor Aportado (J/mm)
T-15h	180	23.5	180	3.6	22	12	940
T-15:30h	185	23	180	3.6	22	12	946
T-16h	185	23.5	180	3.6	22	12	966
T-16:30h	170	23.5	180	3.6	22	12	888
T-17h	200	23	180	3.6	22	12	1022
T-18h	198	23	180	3.6	22	12	1012
T-19h	195	22.5	180	3.6	22	12	975

V.A.: Velocidad de Alimentación del Electrodo.  
V.D.: Velocidad de Desplazamiento.

Una vez realizados los cordones de soldadura, con el proceso de soldadura GMAW, se hicieron cortes transversales, para la caracterización macro y micro estructural, medición de perfiles de microdureza y ensayos de tensión de acuerdo a la norma ASTM B-557M [21], ver figura 4.6, correlacionando los perfiles de microdureza con la falla en los ensayos de tensión.

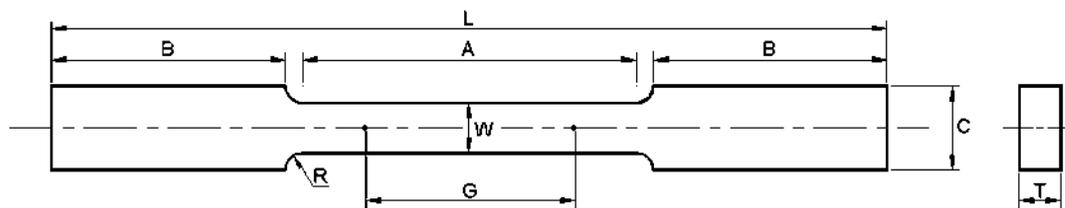


Figura 4.6 Especímenes de acuerdo a ASTM B-557M.

Las uniones que se realizaron fueron macroatacadas con una solución a base de 75ml de HCl, 25ml de HNO<sub>3</sub>, 5ml de HF y 25 de H<sub>2</sub>O, para revelar tanto el cordón de soldadura así como la zona afectada térmicamente (ZAT).

## 2.7 Localización de la zona de falla.

De acuerdo la literatura revisada[4], la ubicación de la distancia exacta en donde ocurre la falla en el material después de la soldadura, esta se ubica fuera de la ZAT. La figura 4.7, nos muestra esquemáticamente la distancia donde se da la fractura del material.

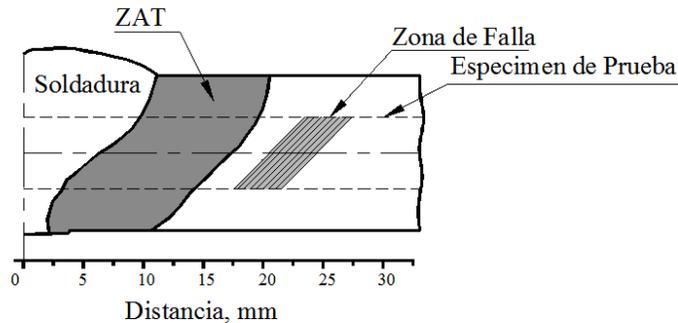


Figura 4.7 Ubicación de la zona de falla.

## 2.8 Medición de corriente.

A efecto de conocer el calor aportado durante el proceso de soldadura, se hizo medición de corriente en tiempo real, para lo cual se utilizó un sensor de efecto Hall. El sensor de corriente fue conectado directamente en el polo negativo (-) del equipo para soldar, además de que la adquisición de datos se hizo con una tarjeta para puerto USB, de 10 canales digital conectada a una computadora. La fase de adquisición de datos se llevó a cabo utilizando un paquete comercial conocido como LabVIEW[24] antes mencionado, con un programa basado en lenguaje de programación gráfico, ver figura 4.8.

## 2.9 Registro de ciclos térmicos en la ZAT.

Se realizó un barrido de medición de los ciclos térmicos para conocer los picos de temperatura alcanzados y la velocidad de enfriamiento en los mismos, así como su ubicación después de la línea de fusión, se utilizaron 5 termopares, los cuales fueron colocados a una profundidad de 3 mm y una distancia entre ellos de 4 mm, la figura 4.9 muestra la ubicación de los termopares.



Figura 4.8 Ilustra la forma en que se hizo la medición de corriente.

Se utilizaron termopares tipo K (Cromel-Alumel), los cuales operan en un rango de  $-100$  a  $1370^{\circ}\text{C}$ , con una exactitud de  $1.3^{\circ}\text{C}$  y una resolución de  $0.37^{\circ}\text{C}$  [25]. Para hacer la medición de temperatura en la zona de falla, fue preciso utilizar una tarjeta de adquisición de datos (DAC) de 20 canales, que opera una velocidad de 20 lecturas/segundo en cada canal. La tarjeta que se utilizó para medir temperatura fue conectada a una computadora personal, por un puerto PCI. Se obtuvieron un total de 6000 lecturas en cada canal, el tiempo de duración del experimento fue de 5 minutos y la información fue procesada posteriormente en una hoja de cálculo para crear la grafica representativa de la medición.

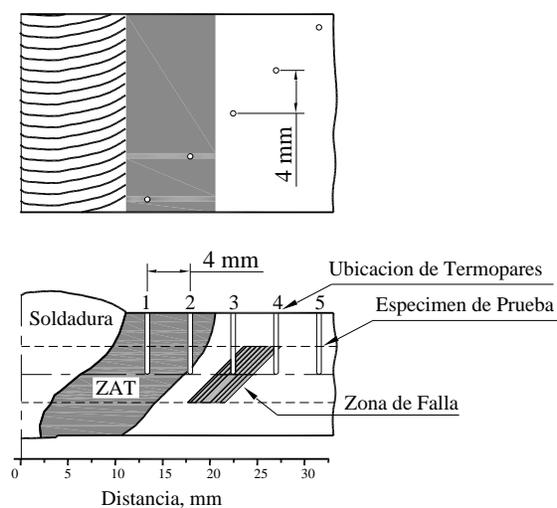


Figura 4.9 Ubicación de termopares en la zona de falla, desde el centro de las palcas en forma longitudinal.

## **2.10 Observación de las fracturas.**

Finalmente las fracturas producto del ensayo de tensión de las uniones soldadas, fueron observadas en el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB), en modo de electrones secundario. También se llevo acabo un microanálisis en algunas de las partículas encontradas.

## CAPITULO III

### RESULTADOS Y DISCUSION

#### 3.1 Microestructura del metal base.

La figura 5.1 muestra la microestructura del material base, donde se aprecia que el tamaño de grano promedio de la aleación es de 177  $\mu\text{m}$ , por otra parte en la figura 5.2 se muestran las zonas de medición de los granos, el cual se hizo por medio del software SIGMASCAN [26], y en la tabla III.1 se muestran los resultados obtenidos de dichas mediciones, apreciándose el tamaño de grano promedio, desviación estándar, tamaño mínimo y máximo del grano.

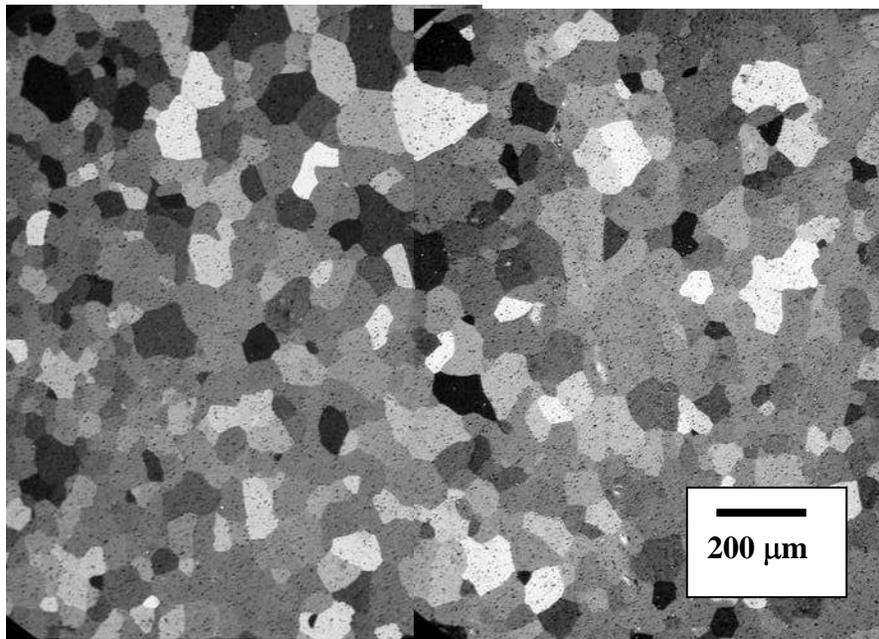


Figura 5.1 Microestructura del metal base Al 6061-T6.

Por otra parte la tabla III.2 muestra los resultados de las mediciones de microdureza del metal base.

Tabla III.1 Estadística del tamaño de grano medido en el metal base Al 6061-T6.

Promedio	Desviación Std.	Error Std.	Mínimo	Máximo
177	75.2	3.3	57.5	418.5

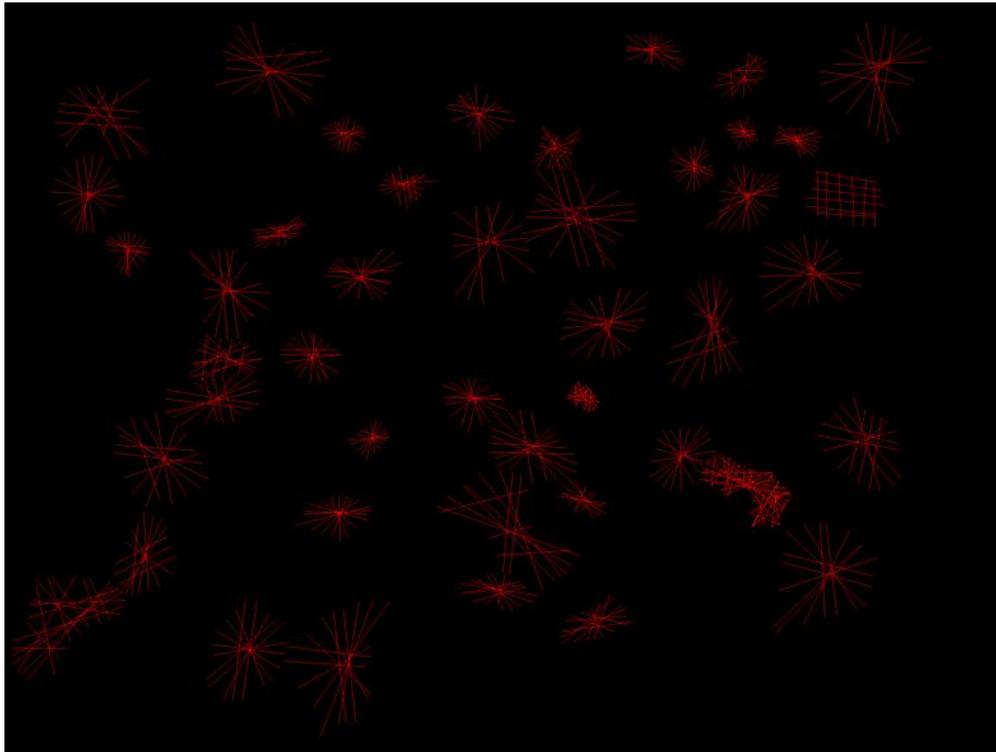


Figura 5.2 Zonas de medición de tamaño de grano.

Tabla III.2-Resultados de microdureza en el metal base.

Medición	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Dureza Hv <sub>10</sub>	106	108	105	118	108	116	110	110	111	111
Promedio	110.3 Hv									

### 3.2 Inspección visual de la soldadura.

En la figura 5.3 se muestra la vista superior de uno de los cordones de soldadura realizados, apreciándose un acabado superficial bueno y uniforme, sin ningún tipo de posible socavado, rugosidad superficial o sobremonta excesiva. Este tipo de apariencia fue obtenido en todos los cordones de soldadura depositados, utilizando las mismas variables

operativas, las cuales propiciaron un calor aportado de 966J/mm con una eficiencia del proceso del 80%, este calor aportado se calculó utilizando la ecuación 3.1.

$$C = \frac{IV}{v} \eta \quad 3.1$$

Donde:

$C$ =Calor aportado en J/mm.

$V$ =Voltaje en Volts

$I$ = Intensidad de Corriente en Amp.

$v$ =Velocidad de soldadura en mm/s

$\eta$ =Eficiencia del proceso %

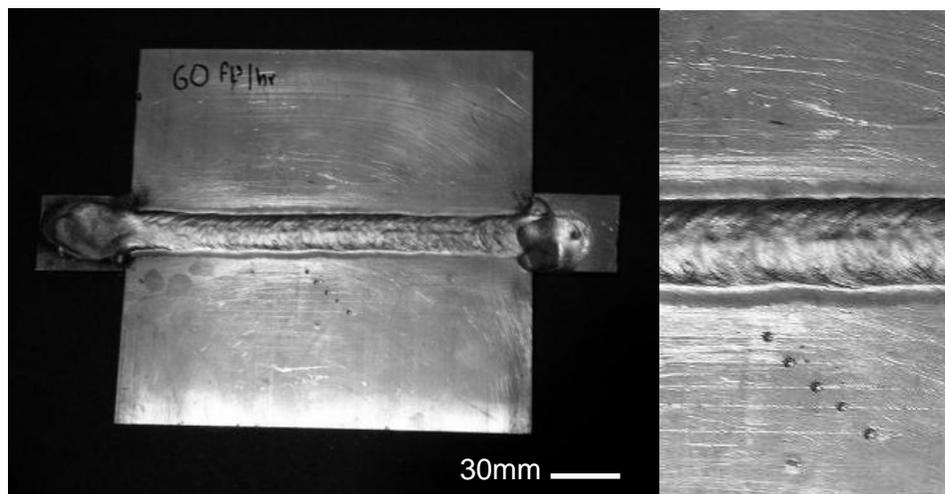


Figura 5.3 Acabado superficial de placas de Al-Si-Mg 6061 soldadas por el proceso GMAW.

Por otra parte la figura 5.4 muestra la forma del perfil de uno los cordones de soldadura, observándose una uniformidad adecuada del cordón de soldadura, así como el ancho de la zona afectada térmicamente. Se aprecia una excelente continuidad entre la soldadura y el metal base, sin la presencia de posibles defectos como, falta de fusión, falta de penetración, porosidad y excesiva sobremonta, por lo que se puede afirmar que las

variables operativas utilizadas son adecuadas para soldar de un sólo paso espesores de 6.4 mm de la aleación de aluminio 6061-T6.

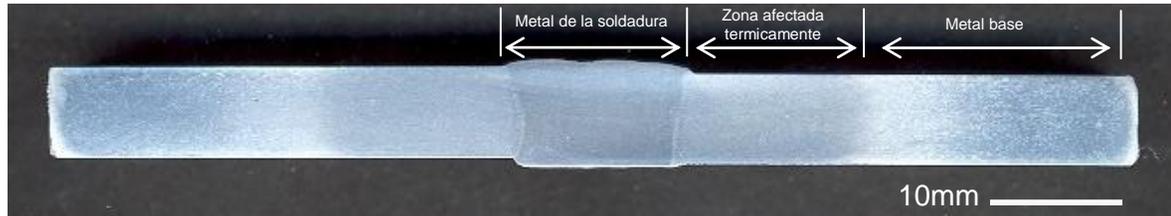


Figura 5.4 Perfil transversal de uno de los cordones de soldadura.

### 3.3 Resultados de medición de corriente.

La figura 5.5 nos muestra la gráfica de la medición de la corriente de soldadura, en la cual presenta algo de ruido por lo que se le deberá de aplicar alguna rutina para disminuirlo.

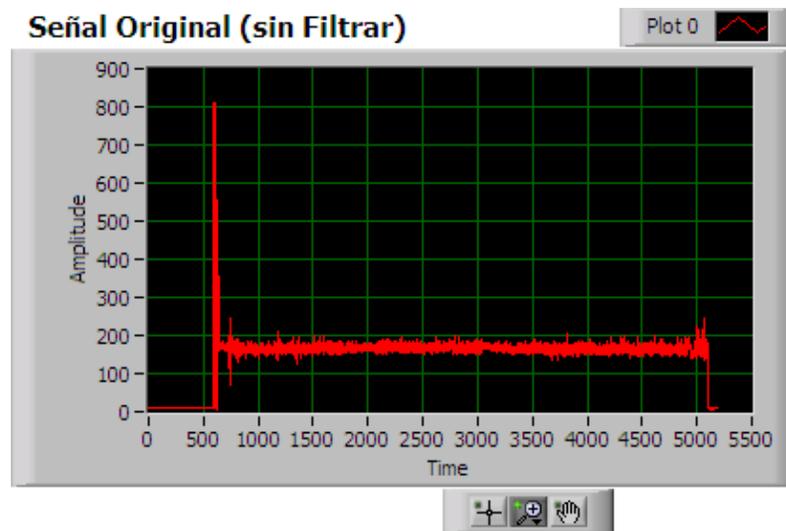


Figura 5.5 Señal obtenida durante la medición de corriente.

Para disminuir el ruido se implemento una rutina para tratar la señal ya digitalizada, en la que se utilizó un filtro de Media (Median Filter), con un rango de 0 a 180. Con la señal obtenida se calcula el valor medio de la corriente y esta se utiliza para el cálculo del calor aportado por el proceso de soldadura, suministrado al material para cada unión, ver figura 5.6.



Figura 5.6 Señal corregida de la medición de corriente.

### 3.4 Análisis metalográfico de la soldadura.

En cuanto a la interfase de la soldadura y zona afectada térmicamente, la figura 5.7 muestra la microestructura típica de las soldaduras por fusión en las aleaciones de aluminio, unión que se realizó después de haber sido envejecida por un tiempo de 17 hrs. y posteriormente soldada.

Se puede apreciar que a partir de la línea de fusión y hacia la soldadura se presenta un tipo de solidificación epitaxial, característico en la mayoría soldaduras por fusión. Una de las características principales es que la dirección de solidificación se da a partir de los granos parcialmente fundidos, en una dirección cristalográfica definida por el metal base  $\langle 100 \rangle$ . Esto se presenta en los materiales con estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (BCC), como puede observarse en la figura 5.7 cada grano crece sin cambiar de dirección [27]. Además se puede apreciar que más allá de la línea de fusión se presenta crecimiento columnar dendrítico competitivo. Durante la soldadura, la solidificación de los granos tiende a crecer en una dirección perpendicular a la piletta de soldadura debido a que ésta es la dirección del gradiente de temperatura máximo y de ahí la extracción máxima de calor.

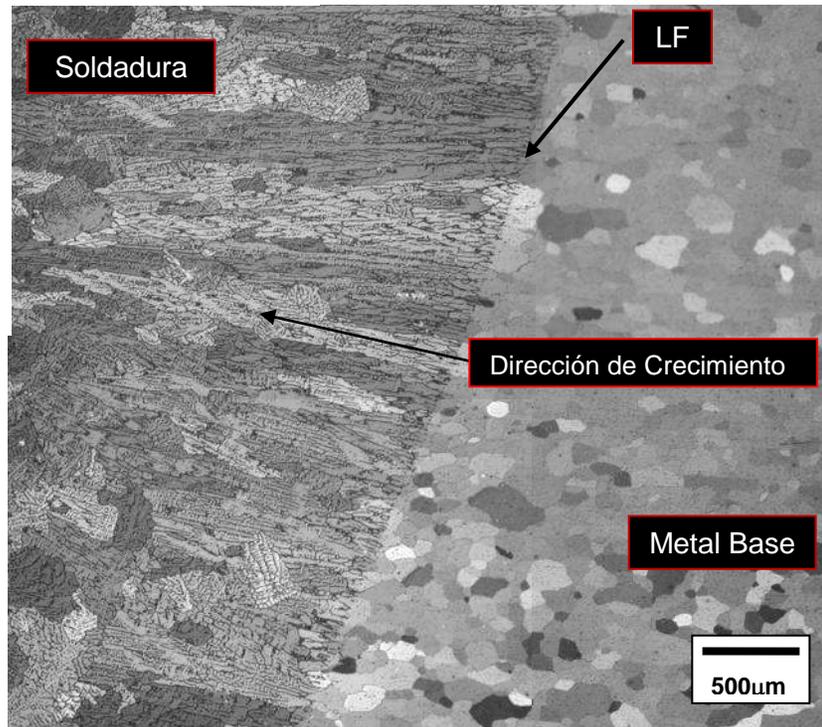


Figura 5.7 Metalografía de la aleación 6061 con 17 hrs. de envejecido.

Se obtuvieron metalografías para cada unión que se hizo a diferentes tiempos, en los cuales se obtuvo un comportamiento similar al mostrado en la figura 5.7, en el anexo 1 se muestran las imágenes que se obtuvieron para los diferentes tiempos de envejecido. Además en general la observación microestructural del metal de la soldadura no reveló la presencia considerable de microporosidades, lo cual es resultado del minucioso cuidado que se tuvo en la preparación de la junta y durante la ejecución de la soldadura.

### 3.5 Propiedades mecánicas.

En la tabla III.3 se muestran los resultados obtenidos de los ensayos de tensión de la aleación de aluminio 6061, tanto del material base como de las soldaduras que se realizaron después del TTEP. En donde podemos apreciar que fueron diez condiciones diferentes.

De las muestras que fueron soldadas se obtuvieron un total de 20 especímenes, 2 por cada tiempo, para hacer el ensayo de tensión en los tratamientos a 13, 15.5, 16, 16.5, 17, 18, y 19 hrs. además del metal base.

Tabla III.3 Resultados de Tensión

Ensayo No.	ID	% Elongación	Fluencia (MPa)	Esfuerzo Máximo (MPa)
1	MB1	9.4	294	330
2	MB2	10	287	321
3	1-MB1-T6	11.2	145	163
4	2-MB2-T6	10.7	141	158
5	1-13 hrs.	11	139	156
6	2-13 hrs.	11.3	146	164
7	1-15 hrs.	11.6	96	108
8	2-15hrs.	11.8	146	164
9	1-15.5 hrs.	11.8	173	194
10	2-15.5 hrs.	12	172	193
11	1-16 hrs.	11	196	221
12	2-16 hrs.	11.2	202	226
13	1-16.5 hrs.	11.4	137	153
14	2-16.5 hrs.	11.5	135	152
15	1-17 hrs.	10.3	137	154
16	2-17 hrs.	10.7	152	170
17	1-18 hrs.	10.3	150	168
18	2-18 hrs.	10.4	151	170
19	1-19 hrs.	9.3	132	149
20	2-19 hrs.	8.9	123	138

Para el Metal Base, ensayos 1 y 2, tenemos valores máximos de 330 y 321 MPa. respectivamente, dichos valores se encuentran dentro de lo establecido por las especificaciones internacionales, ya que el valor de resistencia máxima a la tensión para esta aleación en la condición T6 es de 310 MPa. [28].

En los ensayos 3 y 4 se muestran los valores de resistencia máxima a la tensión para la condición T6 después de soldar. Respecto a los valores nominales de la aleación existe una disminución de propiedades mecánicas de aproximadamente 52% después de haber soldado.

Continuando con el análisis de los ensayos vemos que para los ensayos 5, 6, 7, y 8 que corresponden a un tiempo de 13 y 15 hrs. de envejecimiento, el comportamiento es muy similar debido a que el efecto de aporte térmico proveniente del proceso de soldadura no fue suficiente para completar el ciclo de endurecimiento por precipitación de la aleación.

Los ensayos 9 y 10 corresponden a un tiempo de envejecido de 15.5 hrs, donde se obtuvieron valores de 194 y 193 MPa para el esfuerzo máximo, se puede observar que hay un incremento de 30 a 40 MPa respecto a los ensayos anteriores, lo cual sugiere que el mecanismo de endurecimiento en la aleación ha sido reactivado debido al aporte térmico suministrado durante el ciclo térmico de soldadura.

Para los ensayos 11 y 12, el cual corresponde a un tiempo de 16 hrs. de envejecido de las placas, se observa una resistencia máxima a la tensión de 221 y 226 MPa respectivamente, en este punto se obtuvieron las propiedades mecánicas más elevadas. Esto representa un decremento de solamente el 30% de la resistencia nominal de la aleación, mientras que en la condición T6 después de soldar se tiene hasta un 55% de decremento en propiedades mecánicas. El comportamiento mecánico observado en las juntas soldadas con TTEP de 15.5 y 16 hrs. revelan que la hipótesis original de que la secuencia de precipitación interrumpida puede reactivarse o completarse con el ciclo térmico de soldadura, mejorando apreciablemente sus propiedades mecánicas en la zona de falla de las aleaciones de aluminio de la serie 6XXX y muy probablemente para cualquier aleación tratable térmicamente, ya que este tipo de aleaciones presentan el mismo problema después de ser soldadas. Con el tiempo de tratamiento de 16 hrs. se logró incrementar un 25% la eficiencia de la junta, lo cual es muy importante hablando en términos económicos, de tiempo y de diseño.

Continuando con los tiempos de envejecimiento, se tiene un tiempo 16.5 hrs. y después de soldar se ve que nuevamente las propiedades mecánicas decaen hasta 153 y 152 MPa respectivamente. Este resultado indica que el material se ha sobreenvejecido por efecto del ciclo térmico de soldadura.

Para los últimos seis ensayos, 17, 18 y 19 hrs. se ve un comportamiento decadente, es decir que a medida que incrementa el tiempo de envejecido a una temperatura constante, las propiedades mecánicas disminuyen, por lo que se puede deducir que la cinética de

precipitación y crecimiento de los intermetálicos ( $Mg_2Si$ ) no es lineal y mucho menos en proceso no isotérmico como los es la soldadura.

La figura 5.8 nos muestra el resultado de las propiedades mecánicas de las juntas soldadas contra el tiempo de envejecido. Se puede ver que el comportamiento en la gráfica es muy parecido a la curva de dureza en función del tiempo de envejecido que se realizó para la aleación de la figura 5.9, aunque en la gráfica de la figura 5.8 la resistencia máxima se obtuvo en un tiempo de 16 hrs., mientras que en la curva de tratamiento T6 el pico de propiedades máximas se logra en un tiempo de 21 hrs. Para el estado T6 después de soldar vemos que su valor de resistencia esta por debajo de las propiedades obtenidas en los tiempos de 15.5 y 16 hrs. de envejecido, con lo cual se comprueba que es factible realizar este tratamiento a piezas grandes que van a ser soldadas, o piezas que son de difícil acceso después de colocarse en su lugar de operación para un tratamiento térmico posterior.

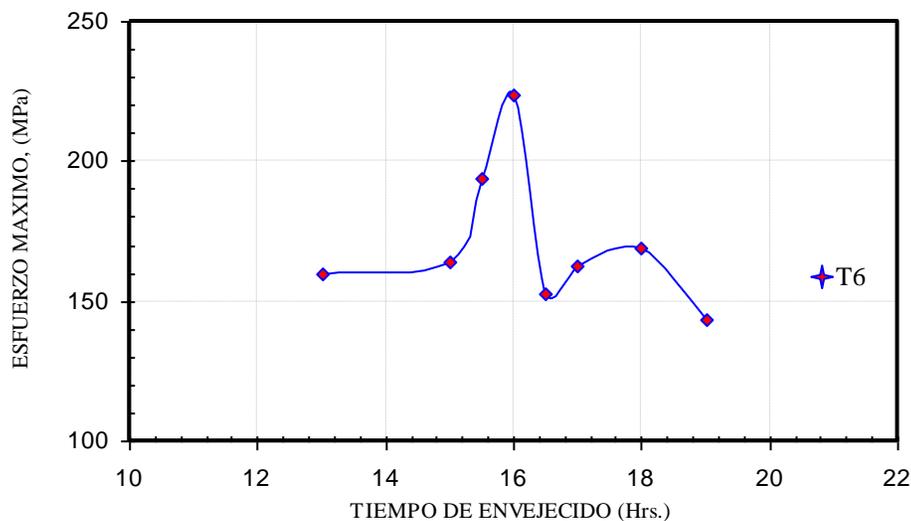


Figura 5.8 Propiedades mecánicas después de soldar.

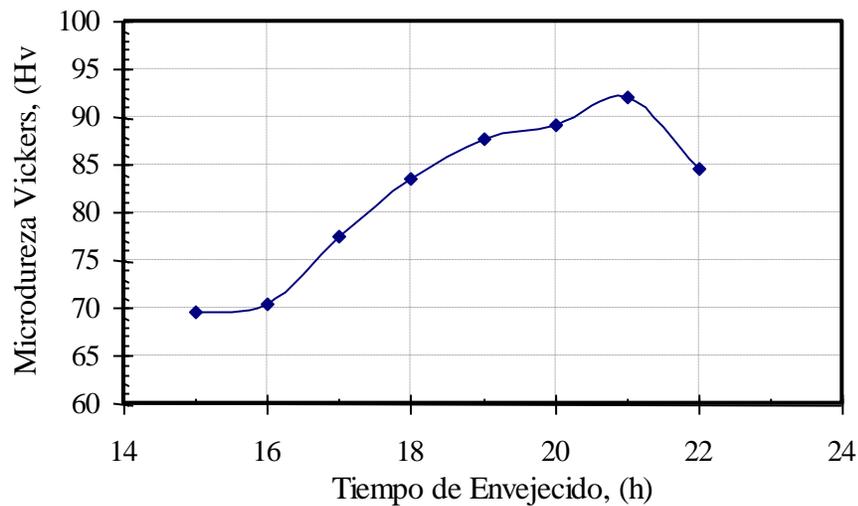


Figura 5.9 Curva experimental de microdureza vickers para la aleación, Al 6061 T6, envejecida artificialmente a diferentes tiempos.

El pico máximo encontrado entre 15.5, 16 y 16.5 hrs. representa el tiempo crítico para obtener buenas propiedades mecánicas en la aleación después de la soldadura, por lo que es de vital importancia el cuidado del tiempo de envejecido para poder lograr resultados positivos en su uso posterior, ya que como se expresó anteriormente la cinética de crecimiento de los intermetálicos no tiene un comportamiento lineal, esto puede ser atribuido a las temperaturas alcanzadas durante la soldadura como se ilustra en la figura 5.15, donde se aprecia que el rango de temperaturas esta entre 210 y 310°C.

En la figura 5.9 se muestra la curva experimental de microdureza para la aleación 6061-T6 en la cual podemos ver el comportamiento que presenta durante el tiempo de envejecimiento artificial, para un tiempo de 17 horas la aleación empieza a mostrar tendencia a incrementar la microdureza, lo cual también se muestra en la figura 5.8 para un tiempo de 15 hrs. donde después de haber sido envejecidas las placas parcialmente y posteriormente soldadas también muestra un comportamiento similar. Para un tiempo de 16 horas de envejecido la aleación aún no ha alcanzado su dureza máxima, sin embargo las placas que fueron soldadas y envejecidas a ese tiempo, mostraron resistencia máxima, mientras que en la curva de dureza la resistencia máxima se obtuvo a un tiempo de 21 horas. En la curva de dureza a un tiempo de envejecido de 22 horas la aleación tiende a

sobre envejecer, lo cual ya ha ocurrido en las placas soldadas en la condición de 19 horas de envejecimiento parcial.

#### **4.6 Perfiles de microdureza.**

La figura 5.10 muestra un perfil de microdureza característico para un cordón de soldadura depositado en la unión de las placas de la aleación de aluminio 6061 con tratamiento T6, el cual consiste en un proceso de solubilización y envejecimiento artificial, para obtener su máximo grado de precipitación y máxima dureza, de acuerdo a la figura 5.9 con un valor de microdureza máximo de 92 vickers, se obtienen valores de resistencia máxima a la tensión de 330 MPa. en el metal base, pero, después de la soldadura los valores de microdureza decaen considerablemente en la ZAT hasta valores de 62 o 63 vickers y por consiguiente, los valores de resistencia mecánica también decaen a valores de 160 MPa. Coincidentemente, la zona donde ocurre la fractura se ubica en el lugar donde los valores de microdureza son más bajos. Por esta razón se postuló como hipótesis que el tratamiento térmico de envejecimiento parcial podría completar el ciclo de envejecimiento durante la soldadura, en la zona de sobre envejecimiento, localizada dentro de la ZAT. Lo cual se obtuvo quizá no con las perspectivas planteadas originalmente, pero si se logró incrementar los valores de microdureza en la zona de sobre envejecimiento a valores de 75 vickers, lo cual representa un incremento del 37.5% respecto a los valores obtenidos de la condición T6 después de la soldadura.

El análisis de microdureza de la figura 5.10 en el metal base soldado en la condición T6, muestra que en la soldadura los valores oscilan entre 85 y 70 vickers, habiendo un ligero incremento desde la línea de fusión hasta la zona afectada térmicamente, pero al llegar a la zona sobre envejecida el decremento es notable, tal y como lo reporta V. Malin [4], zona en la cual se encuentran otras subzonas, a) zona de solución-endurecimiento (ZSE), b) zona de transformación y crecimiento (ZTC) y c) zona de crecimiento (ZC).

De acuerdo a Malin [4] en esta zona el intermetálico presente que es responsable del reblandecimiento del material, es la fase  $\beta'$ , debido a que durante el ciclo térmico de soldadura dicha fase se transformó de  $\beta''$  a  $\beta'$ . Y es por esto que el material muestra bajas propiedades mecánicas en la zona de falla, ya que la fase  $\beta''$  tiene una estructura cristalina

bcc y la fase  $\beta'$  hcp. Continuando con la medición de microdureza a lo largo del metal base (MB), observamos que hay un incremento a lo largo del mismo, teniendo un comportamiento uniforme al final de la muestra. Sin embargo, los valores en esta zona están por debajo de la dureza que originalmente tenía el MB, debido al calentamiento que se dio en toda la pieza.

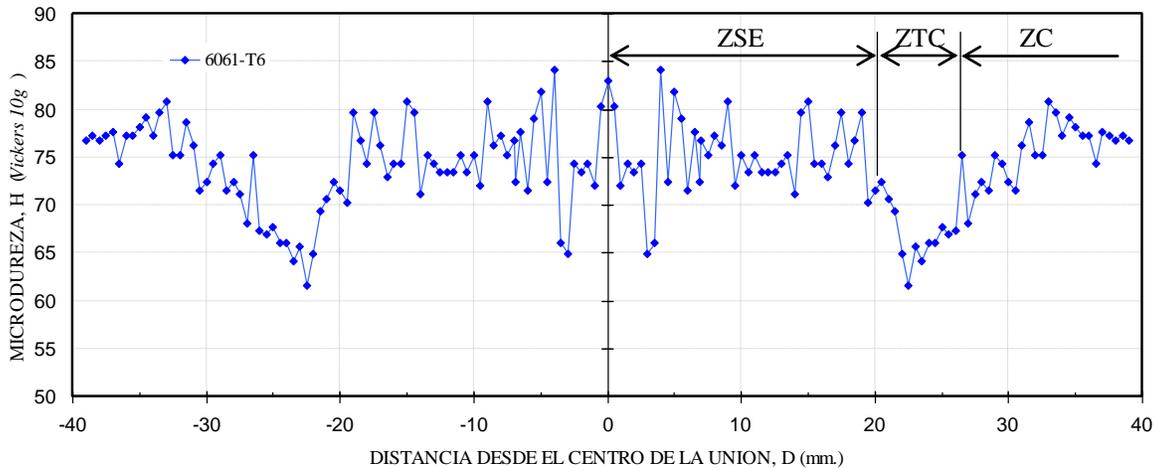
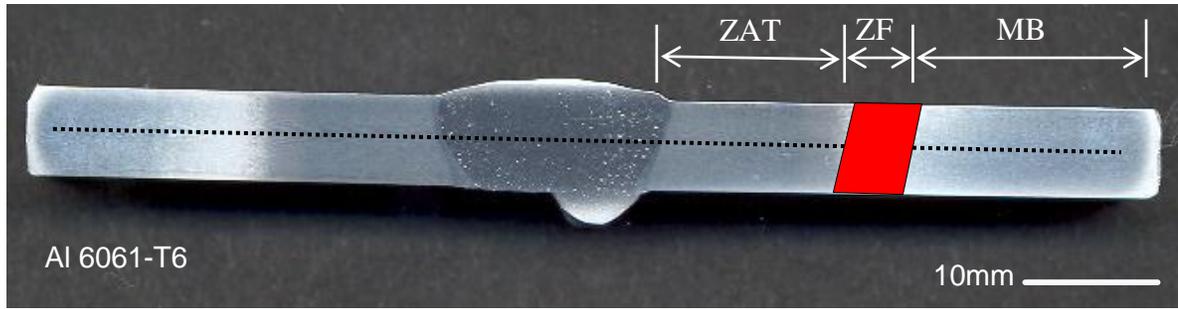


Figura 5.10 Perfil de microdureza en la junta soldada de placas de Al 6061 en la condición T6.

El perfil de la figura 5.11 se obtuvo de la aleación que fue envejecida a 13 hrs. y posteriormente se soldó. En este caso el comportamiento de los valores de microdureza en la soldadura es muy similar hasta la zona tratada por solución, pero al llegar a la zona sobre envejecida, se observó que dicha zona se encontró a una distancia menor desde el centro de la soldadura y con valores más bajos que los obtenidos en la condición T6. Además de que el ancho de la banda donde ocurre la falla para el caso de 13 hrs. se ve más angosto que el obtenido para la condición T6.

Para este estado solamente se hicieron mediciones a una distancia de 26 mm desde el centro de la unión. Los valores encontrados en el metal base o zona de crecimiento, resultaron ser ligeramente mas elevados en el tratamiento de 13 hrs. que en el estado T6, lo cual nos indica que el ciclo térmico de soldadura ayudo a que el material se envejeciera artificialmente en esa zona.

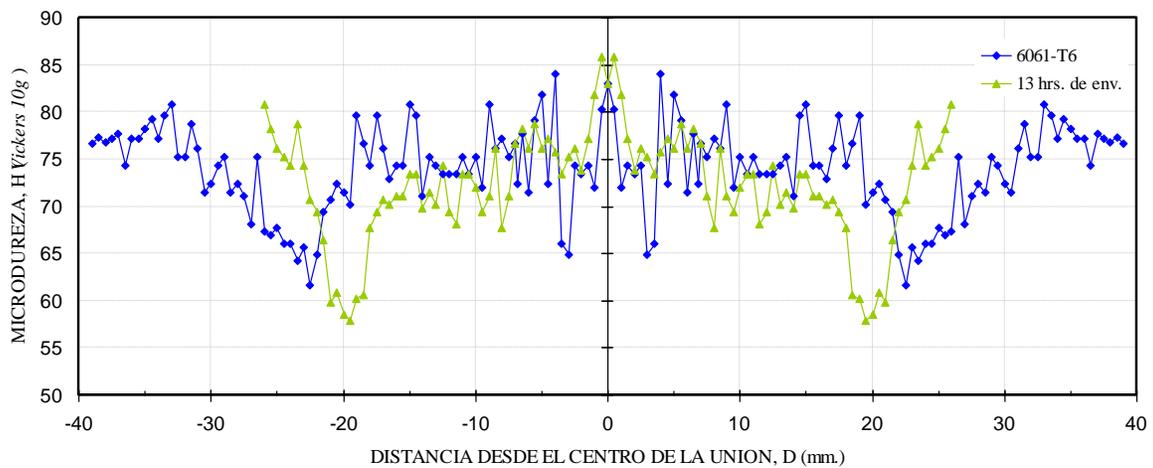
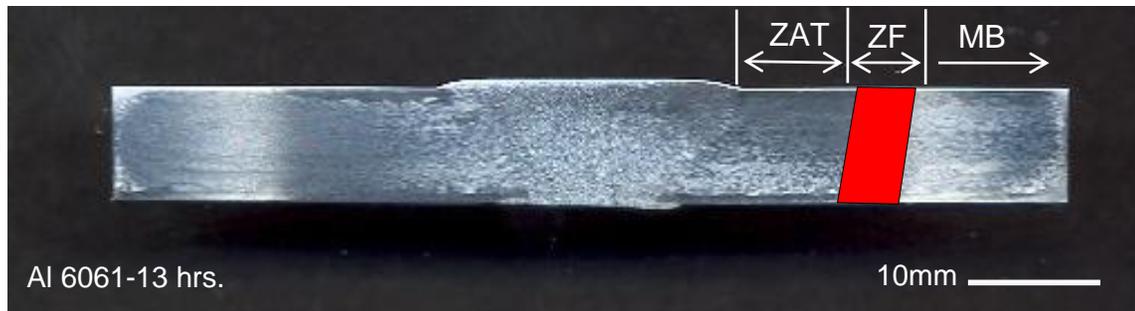


Figura 5.11 Perfil de microdureza en la junta soldada de placas de Al 6061 en la condición de 13hrs. de envejecido.

Para un tiempo de envejecido de 15 hrs. se obtuvo el perfil que se muestra en la figura 5.12, aunque el comportamiento es muy similar en la soldadura, para la condición T6, los valores disminuyen a partir de la línea de fusión, debido a que el material no ha alcanzado su envejecimiento total en esa zona, pero al cruzar por la zona sobre envejecida vemos un decremento más notable que en los casos anteriores, además que el ancho de la zona de transformación es mayor que la zona que se muestra en el estado T6. La pendiente en esta zona se ve más pronunciada que en la condición T6. Sin embargo en el metal base o

zona de crecimiento la dureza se comporta igual que en el tratamiento T6, con valores de microdureza muy similares de 75 a 80 vickers.

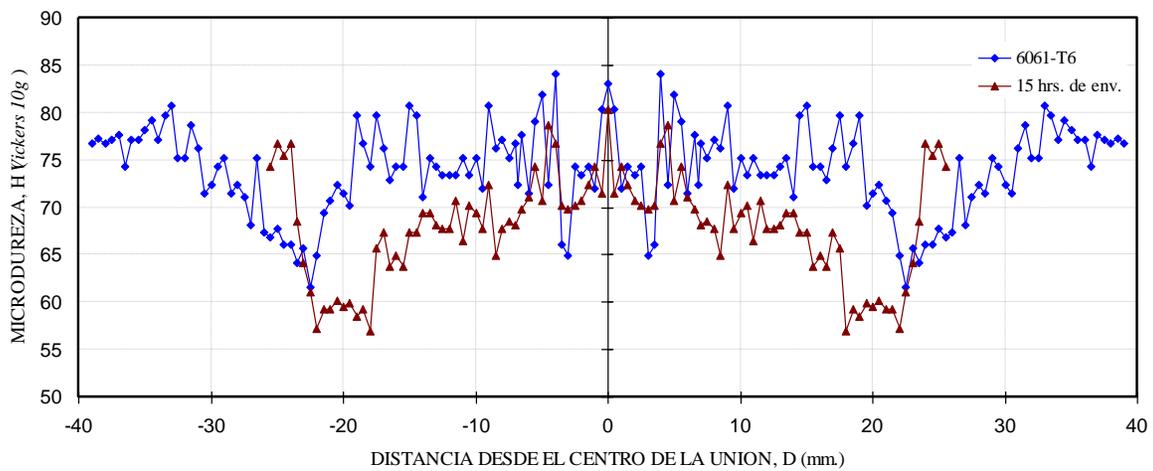
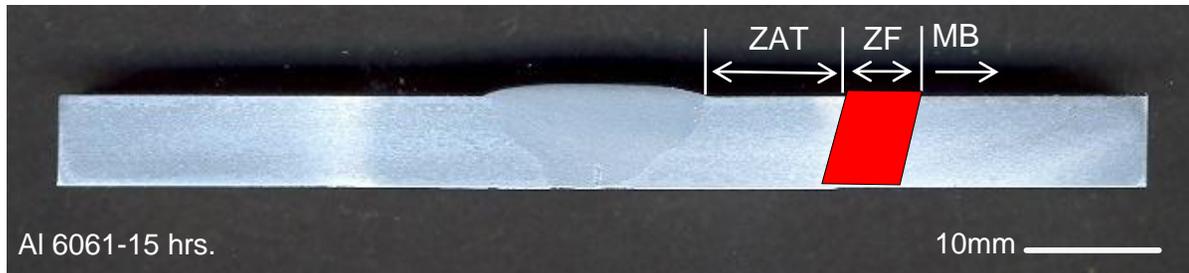


Figura 5.12 Perfil de microdureza en la junta soldada de placas de Al 6061 en la condición de 15 hrs. de envejecido.

Para un tiempo de envejecido de 15.5 horas, que es la transición entre el pico de propiedades mecánicas máximo, vemos en la figura 5.13 que en la zona fundida los valores de dureza no siguen un comportamiento uniforme, más sin embargo, después de la línea de fusión el perfil de mediciones muestra una tendencia a disminuir la microdureza al pasar por la zona de falla, al igual que los otros casos.

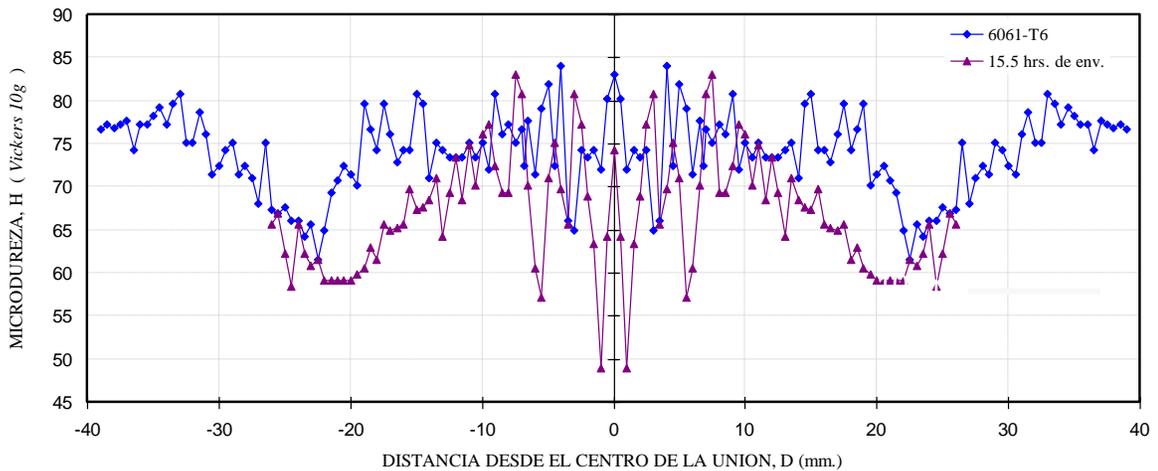
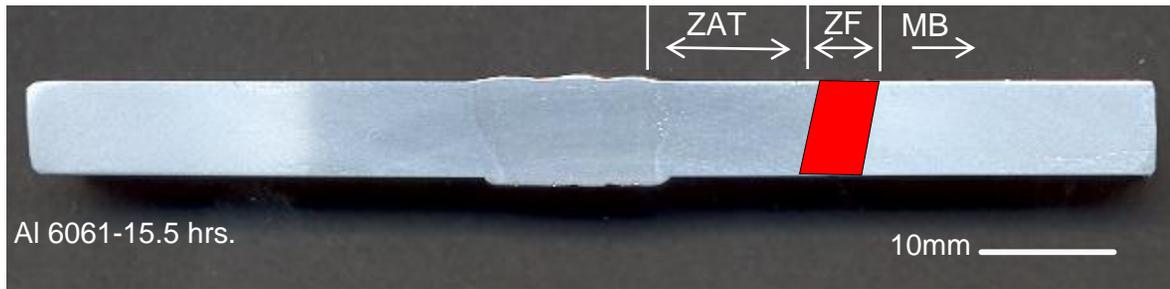


Figura 5.13 Perfil de microdureza en la junta soldada de placas de Al 6061 en la condición de 15.5 hrs. de envejecido.

El cambio más notable se encontró en la unión que se realizó con un tiempo de envejecido de 16 hrs., ver figura 5.14. Desde la soldadura puede verse que los valores de microdureza se elevaron hasta 93 vickers, aunque en la ZAT, los valores no muestran cambio alguno, debido a que aquí se encuentra la zona tratada por solución, donde se han reportado temperaturas de 380°C [4]. Los valores medidos en la zona de falla (ZF) sugieren que en esta zona se completó el ciclo de tratamiento térmico debido al calor aportado por el proceso de soldadura, mostrando un claro incremento de la microdureza en la ZF y por consiguiente una mayor resistencia a la tensión. Lo cual no ocurre en el caso del estado T6, ya que en este caso el aporte térmico afecta excesivamente al material en la zona de falla.

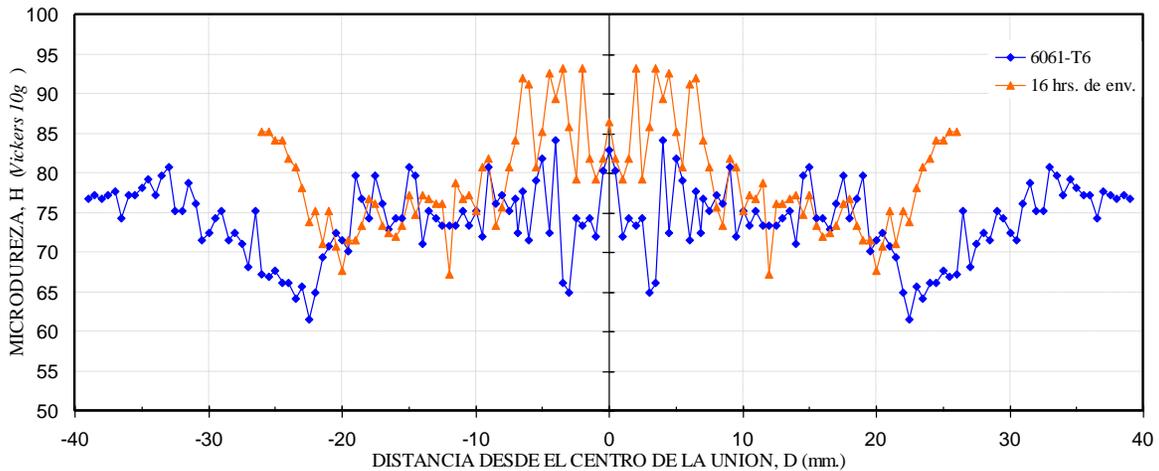
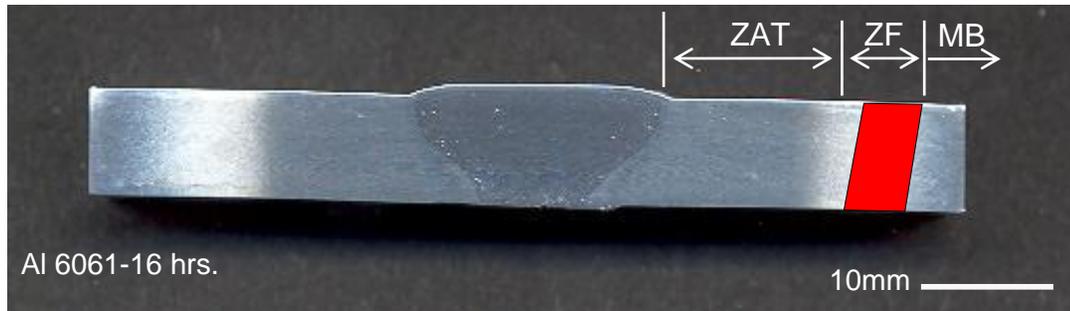


Figura 5.14 Perfil de microdureza en la junta soldada de placas de Al 6061 en la condición de 16 hrs. de envejecido.

En el anexo 2 se muestran los perfiles de microdureza los tiempos de 16.5, 17, 18 y 19 horas donde no se observó algún cambio notable con respecto a la junta soldada en la condición T6.

#### 4.7 Ciclos térmicos de soldadura.

La ubicación de los termopares en la zona de falla y sus alrededores, se hizo con la finalidad de medir y registrar los ciclos térmicos de soldadura que ocurren en esa zona, y poder posteriormente comparar y relacionarlos con el diagrama de transformación de la aleación Al6061-T6.

En la figura 5.15 se muestra el registro de los ciclos térmicos de soldadura en la ZAT a diferentes distancias desde la línea de fusión para determinar el ciclo correspondiente, el termopar número 1, se ubicó en la zona tratada por solución, se registró un valor máximo de 308.3°C, para el termopar 2 que estaba a 4 mm del termopar 1 entre las zona tratada por

solución y la zona de transformación de los intermetálicos se registró un valor máximo de 290.2°C. El termopar 3 se ubicó directamente en la zona de falla a 23 mm desde el centro del cordón, y aquí se registró un valor máximo de 295.4°C, esta zona no cambia con el TTEP sino que la fractura ocurre a la misma temperatura medida para el tratamiento T6, aquí podemos ver que el tiempo en la pendiente de enfriamiento es mayor que en los termopares anteriores y la temperatura es mayor que la obtenida en el termopar 2, debido al calor aportado por el ciclo de soldadura, y a la elevada conductividad térmica de la aleación. La energía disipada por conducción contribuye a que la temperatura se incremente en esa zona. De ahí que al finalizar las uniones el cordón de soldadura se vea ensanchado.

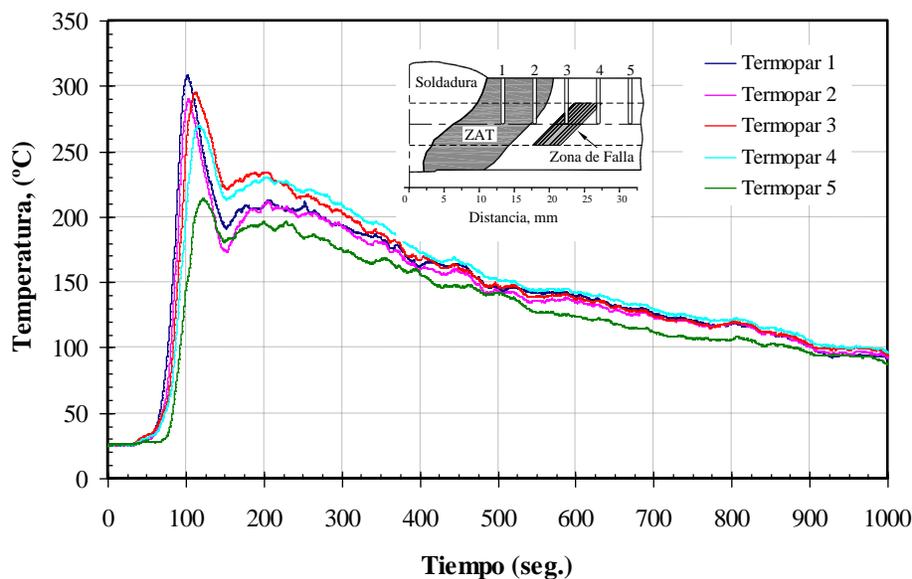


Figura 5.15 Registro de Ciclos Térmicos de Soldadura

La temperatura máxima registrada en los termopares 4 y 5 fue de 270.1°C y 214.1°C respectivamente, estos termopares se localizaron en la zona donde el material comúnmente no falla.

La figura 5.16 muestra el diagrama TTT de la aleación de aluminio 6061-T6, el cual nos indica el ciclo térmico requerido para evitar el crecimiento de los precipitados y su transformación así como el ciclo térmico medido por el termopar 3 en la zona de falla.

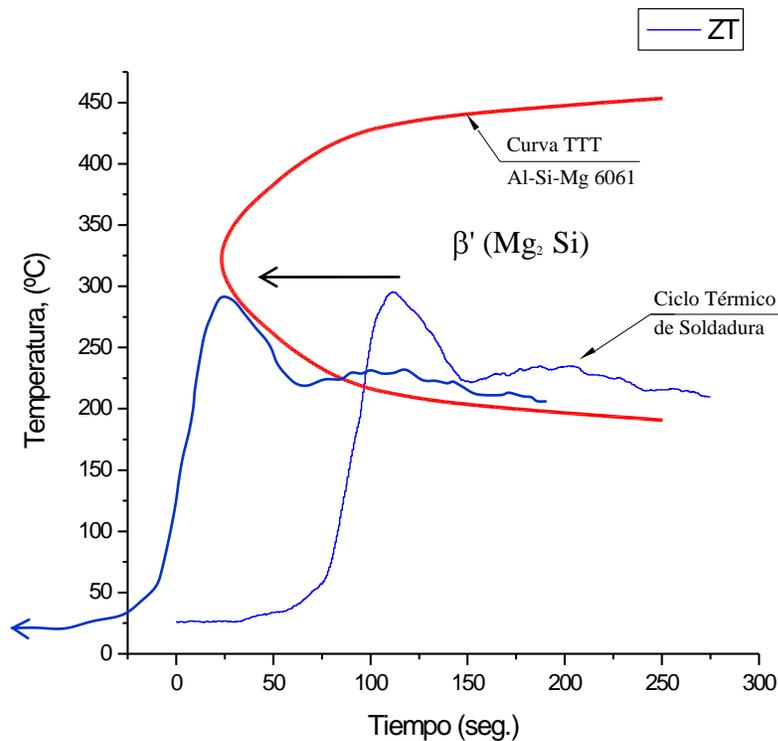


Figura 5.16 Diagrama TTT de la aleación 6061 con el ciclo térmico registrado por el termopar 3.

Podemos observar que efectivamente el ciclo medido logra cruzar la curva TTT de la aleación, por un tiempo aproximado de 250 segundos, tiempo suficiente para que se de la transformación de los precipitados. La pérdida de dureza en la ZAT se debe a la transformación y crecimiento de la fuente de endurecimiento  $\beta''$  en la fase  $\beta'$ . El termopar que se ubicó en la zona de transformación está exactamente al centro del espesor de las placas a unir, lo que nos hace pensar que debido al aporte térmico proveniente del proceso de soldadura afecta aún más al material después de que se midió el ciclo debido a que al final de la placa la temperatura es aún mayor.

El tiempo mínimo que se requeriría para no cruzar la curva TTT de la aleación 6061, es de 0 a 10 segundos, lo cual es casi imposible de lograr debido a la naturaleza del propio proceso de soldadura que se está utilizando. Se podría pensar que utilizando unas zapatas de enfriamiento de cobre puro podría ser otra solución para reducir el sobre envejecimiento

en la ZT lo cual no sería factible si se pretende unir piezas complejas o de gran tamaño, y solamente se desplazaría la ZT hacia una zona donde no se esté enfriando el metal.

Otra posible causa que contribuye al reblandecimiento en la ZAT es la redistribución de los elementos que endurecen la aleación (Mg y Si) a través de la interfase de la soldadura. También conocido como difusión heterogénea [29], ya que puede afectar la soldadura y el metal base fundidos, adyacentes a la interfase entre las fases líquido y sólido. El Si y el Mg pueden haber migrado hacia la soldadura por lo que el metal base adyacente a la soldadura pierde dureza durante el proceso de unión y se ve afectado por los componentes del electrodo.

#### **4.8 Análisis de las fractografías en la zona de falla.**

Las muestras fracturas más relevantes de los ensayos de tensión fueron observadas en el MEB. La figura 5.17 muestra la fractura obtenida en la condición T6 después de la soldadura, debido a la naturaleza del material y al estado en que este se encuentra por efecto del proceso de soldadura se presenta una fractura tipo dúctil, con cavidades equiaxiadas en forma de copa algo característico de estos materiales al ser sometidos a condiciones de carga axial. Nótese que las cavidades están elongadas en la dirección de la extensión de la fractura [30].

Se pueden ver al fondo de los hoyuelos un número considerable de intermetálicos de forma cilíndrica con una longitud de 4 a 5  $\mu\text{m}$  y diámetros de 1 a 1.5  $\mu\text{m}$ , las cuales según algunos autores esta directamente relacionado con el decaimiento de propiedades mecánicas en la aleación.

En la figura 5.18 se muestra la fractura que se obtuvo en la muestra que fue soldada con un tiempo de envejecimiento de 15.5 hrs. el cual muestra el mismo comportamiento que en la condición T6, con fractura tipo dúctil con cavidades de tamaño relativamente uniforme, equiaxiadas y elongadas en la dirección donde se dio la fractura e intermetálicos al centro de los hoyuelos. Esta fractura dúctil no presenta fracturas secundarias en la imagen.

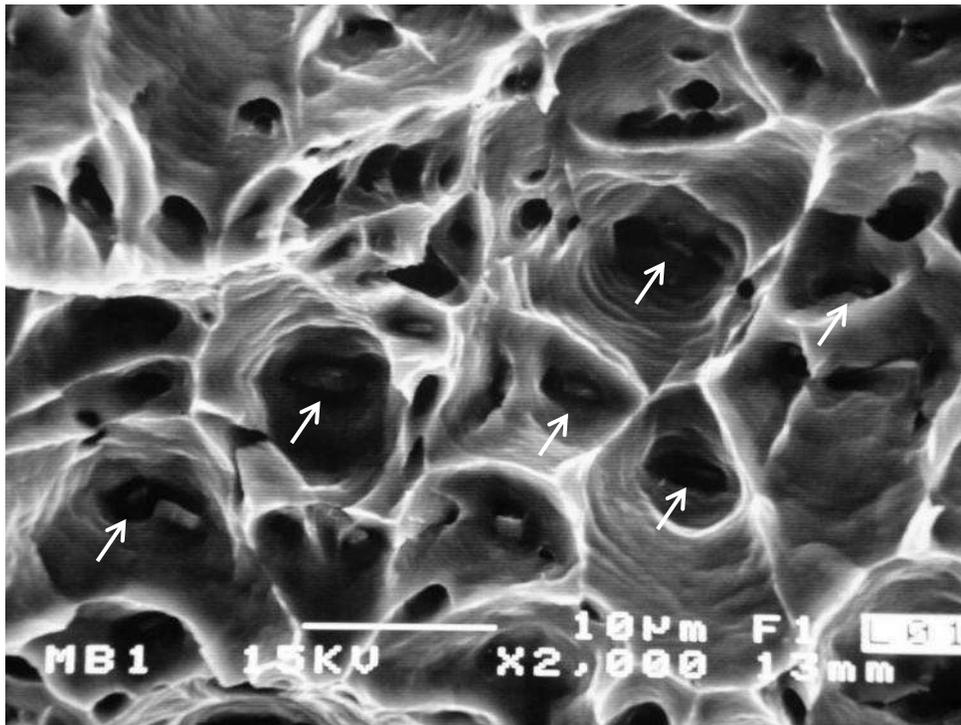


Figura 5.17 Fractura del metal base en la condición T6 después de haber sido soldado.

Nótese que a diferencia de la condición T6, en la condición de 15.5 hrs. la presencia de los precipitados es un poco más aislada, así como el tamaño más pequeño de los mismos. En esta condición fue donde se empezó a notar incremento en las propiedades mecánicas, las cuales se mostraron en la tabla 5.3. A los intermetálicos se les realizó un microanálisis, dando como resultado la presencia de la matriz (aluminio), así como la presencia de elevados contenidos de magnesio (Mg) y poco contenido de hierro (Fe), no se observó la presencia de silicio (Si).

En la figura 5.19 se muestra la fractura que se obtuvo en la muestra que fue soldada con un tiempo de envejecimiento de 16 hrs. el cual muestra el mismo comportamiento que en la condición T6, fractura tipo dúctil con cavidades de tamaño relativamente uniforme, equiaxiadas y elongadas en la dirección donde se dió la fractura e intermetálicos al centro de hoyuelos. Sin embargo, el número, tamaño y profundidad de las cavidades o microvacíos es notablemente menor en comparación con las dos fractografías anteriores.

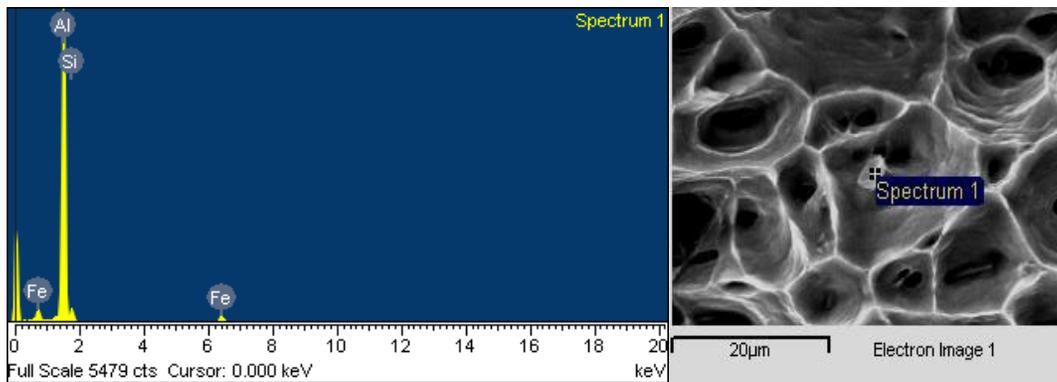
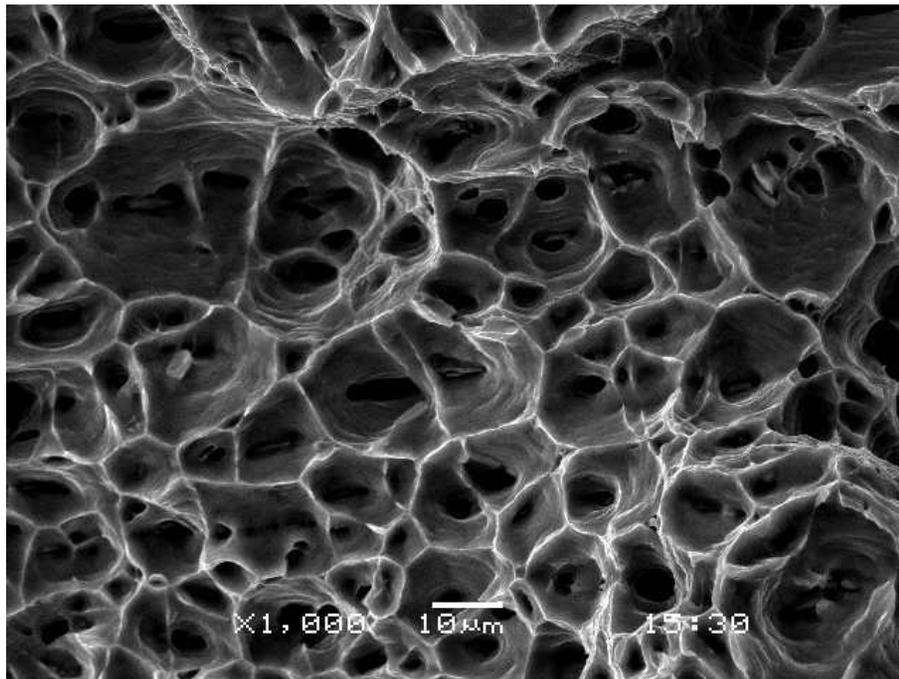


Figura 5.18 Fractura del metal para 15.5 hrs. de envejecimiento después de haber sido soldado.

En la parte de discusión de propiedades mecánicas para este tiempo de envejecido como se mostró, se alcanzó la resistencia máxima de propiedades mecánicas, y esto se relaciona como puede verse en la figura 5.19, a la poca presencia de intermetálicos en la fractura, aunque existen algunos cuantos, el número y tamaño es aun más reducido que el encontrado en el caso anterior. El espectro resultante del microanálisis, muestra la presencia también de aluminio, hierro y magnesio.

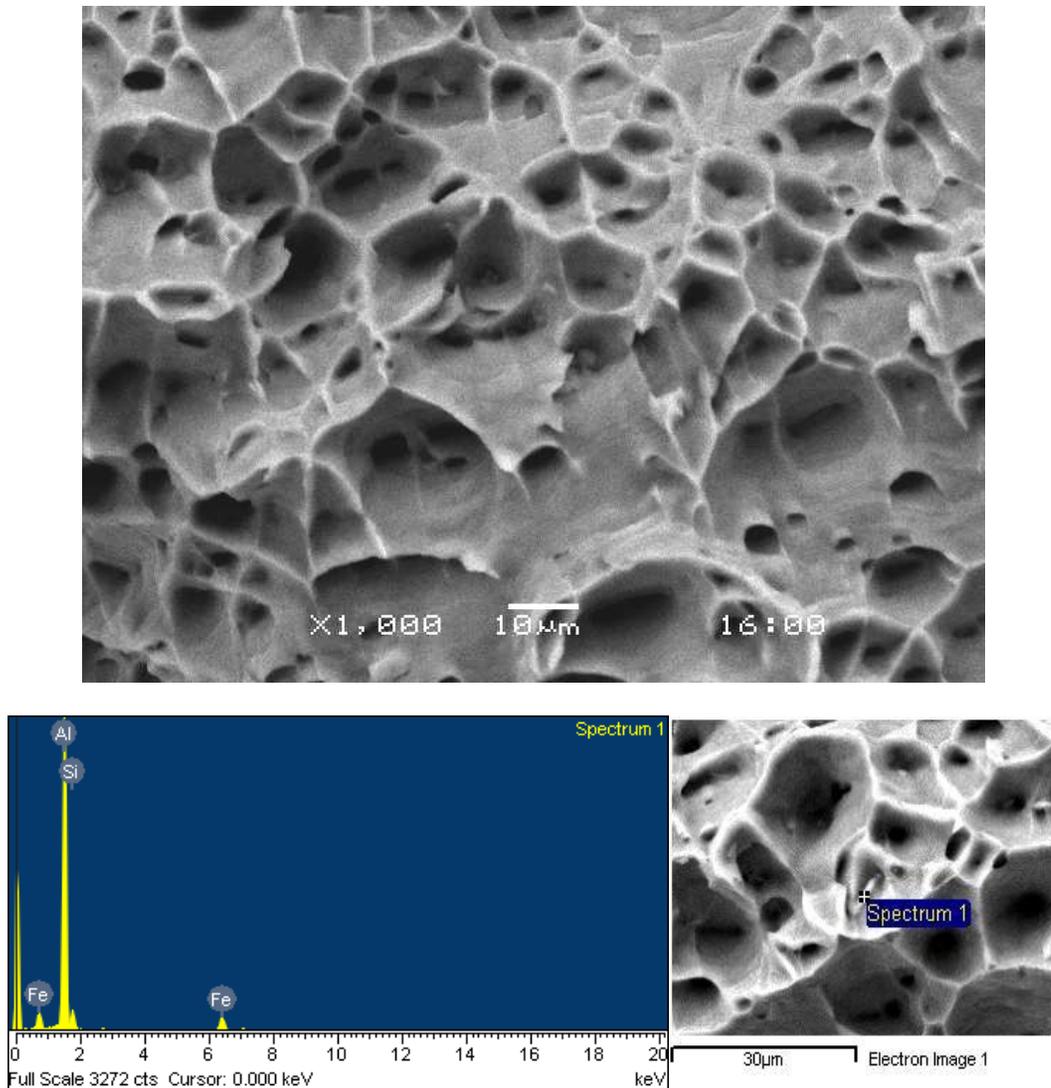


Figura 5.19 Fractura del metal para 16 hrs. de envejecimiento después de haber sido soldado.

La fractura obtenida para un tiempo de envejecido de 16.5 horas se muestra en la figura 5.20, en esta caso se vuelve a ver la presencia de más número de intermetálicos, el comportamiento de la fractura es muy similar al de los figuras 5.17 y 5.18.

El intermetálico analizado muestra picos de aluminio y hierro, más no de silicio y magnesio, tal vez debido a la presencia de alguna impureza en la aleación.

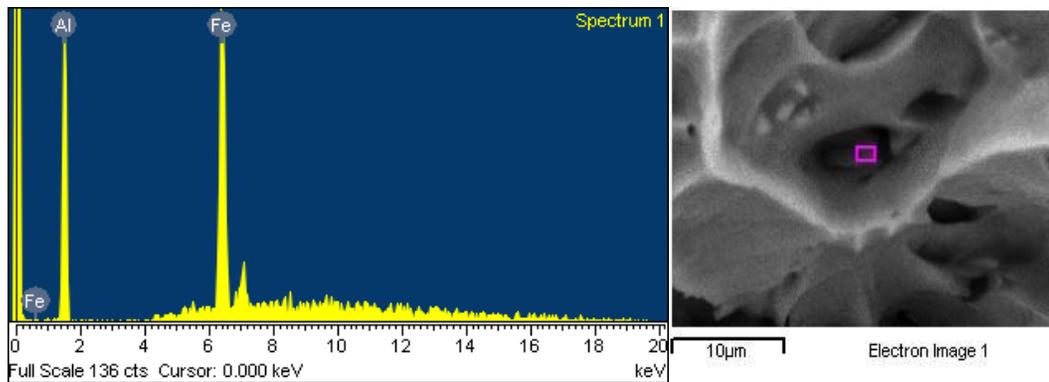
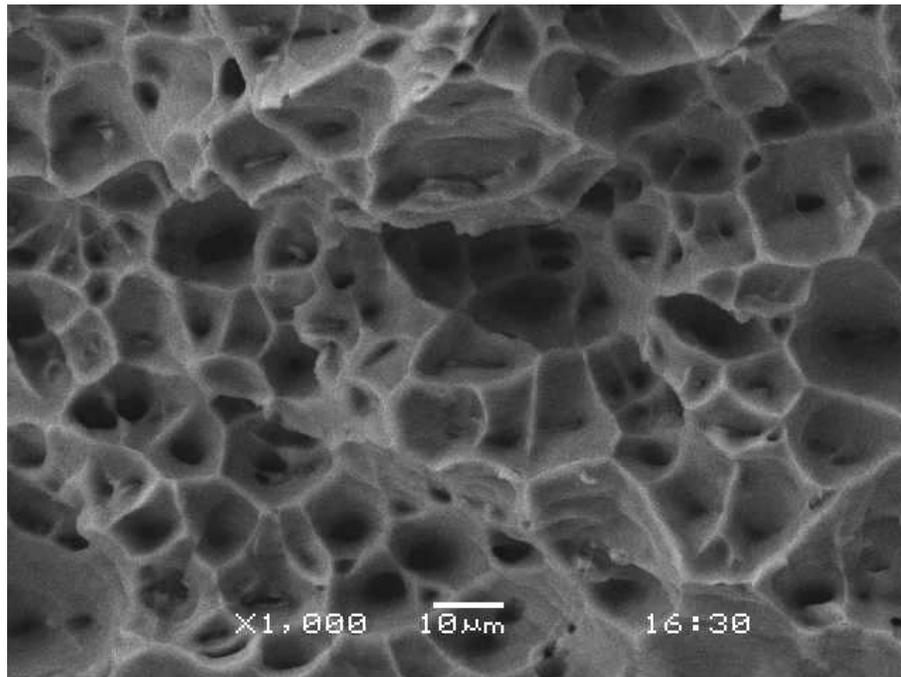


Figura 5.20 Fractura del metal con 16.5 hrs. de envejecimiento después de haber sido soldado.

Finalmente con este análisis de las fractografías podemos decir que, tanto los perfiles de microdureza, ensayos de tensión y ciclos térmicos, justifican la hipótesis del uso de tratamientos térmicos de envejecimiento parcial en el mejoramiento de la zona de falla de la aleación de aluminio 6061-T6 después de la soldadura, y se puede afirmar que las aleaciones de aluminio de la serie 6XXX que van a ser soldadas deben cambiar su tratamiento térmico T6 por uno de envejecimiento parcial a 16 horas de permanencia a la temperatura de 160°C.

## CAPITULO IV

### CONCLUSIONES

1. El uso de tratamientos térmicos de envejecimiento parcial, demostró que después de unir el metal base se incrementan las propiedades mecánicas (resistencia a la tensión) obteniendo valores de 221 a 226 MPa. mientras que la norma ANSI/AWS D1.2 exige un mínimo de 160 MPa. para el metal base, después de soldar, lo que significa un incremento del 40%.
2. En las uniones que fueron envejecidas a 15.5 y 16.5 horas se obtuvieron propiedades mecánicas superiores a la condición T6 y los otros tiempos de envejecido, lo cual sugiere que en estos tiempos en la aleación se reactivó el proceso de precipitación. Sin embargo, este proceso es altamente dependiente de la temperatura por lo que debido al ciclo térmico de soldadura propicia las condiciones para que se de el sobre envejecimiento.
3. La temperatura medida en la zona de falla, ciclo térmico, demuestra que se lleva a cabo una transformación de precipitados en dicha zona. Periodos de tiempo cortos en el rango de 295 a 300°C son suficientes para que se de la transformación de los precipitados, llevando esto a un decaimiento en las propiedades mecánicas del material base.
4. Los valores de microdureza obtenidos en el material envejecido a 16 hrs., muestran una reducción del efecto de sobre envejecimiento, esto indica de que no se dio totalmente las transformación de los precipitados de  $\beta''$  a  $\beta'$  y que no dió lugar a un crecimiento excesivo de estas fases. Se requiere caracterización adicional por microscopia electrónica de transmisión para confirmar o clarificar estos fenómenos.
5. Aunque la zona de falla ocurre en el mismo lugar en todos los casos, la microdureza es muy similar en el metal base y el metal envejecido a 19 hrs. con lo cual se demuestra que el material ya ha alcanzado su resistencia máxima después de la soldadura.
6. En el metal de la soldadura se presentó crecimiento de grano columnar, lo cual no es deseable en las uniones, pero esto no determina las propiedades de resistencia del

material, ya que este se ve afectado directamente por el sobre envejecimiento en la zona adyacente a la ZAT.

7. En las fractografías de la zona de falla, en el material base sobre envejecido, puede observarse que la fractura es del tipo dúctil característico de estas aleaciones, además de que se analizaron los intermetálicos presentes en las de las fracturas, las cuales son las principales causantes del reblandecimiento en la zona adyacente a la ZAT.

## **RECOMENDACIONES**

1. Para una mejor comprensión e interpretación de los resultados obtenidos, será necesario que posteriormente se observen las soldaduras en un microscopio electrónico de transmisión (TEM).
2. Constatar que los precipitados que se encuentran en la zona de falla son de menor tamaño y cantidad que los obtenidos en la condición de soldadura T6.
3. Extrapolar este procedimiento de experimentación a otros sistemas de aleación comercial, tales las aleaciones 2024 o 2014 (Al-Cu) o 7075 (Al-Zn).

## **APORTACIONES**

1. La principal aportación a este proyecto de investigación es el uso de los tratamientos térmicos de envejecimiento parcial para mejorar las propiedades mecánicas en la aleación de aluminio 6061 después de haber sido soldada.
2. El uso de la nueva tecnología como software, tarjetas de adquisición de datos y termopares para lograr seguir los fenómenos con más precisión, y así poder interpretar mejor los resultados obtenidos.

# ANEXO 1

## MICROGRAFIAS PARA DIFERENTES TIEMPOS DE ENVEJECIDO

---

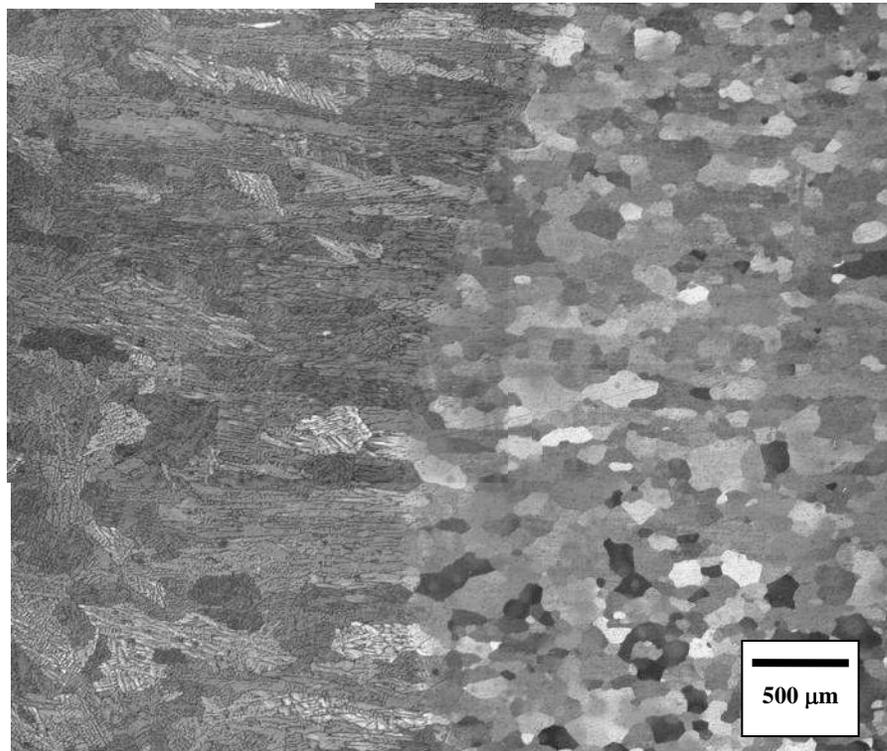


Figura I Metalografía de la interfase en el metal de la soldadura de la aleación 6061 con 18 hrs de envejecimiento.

---

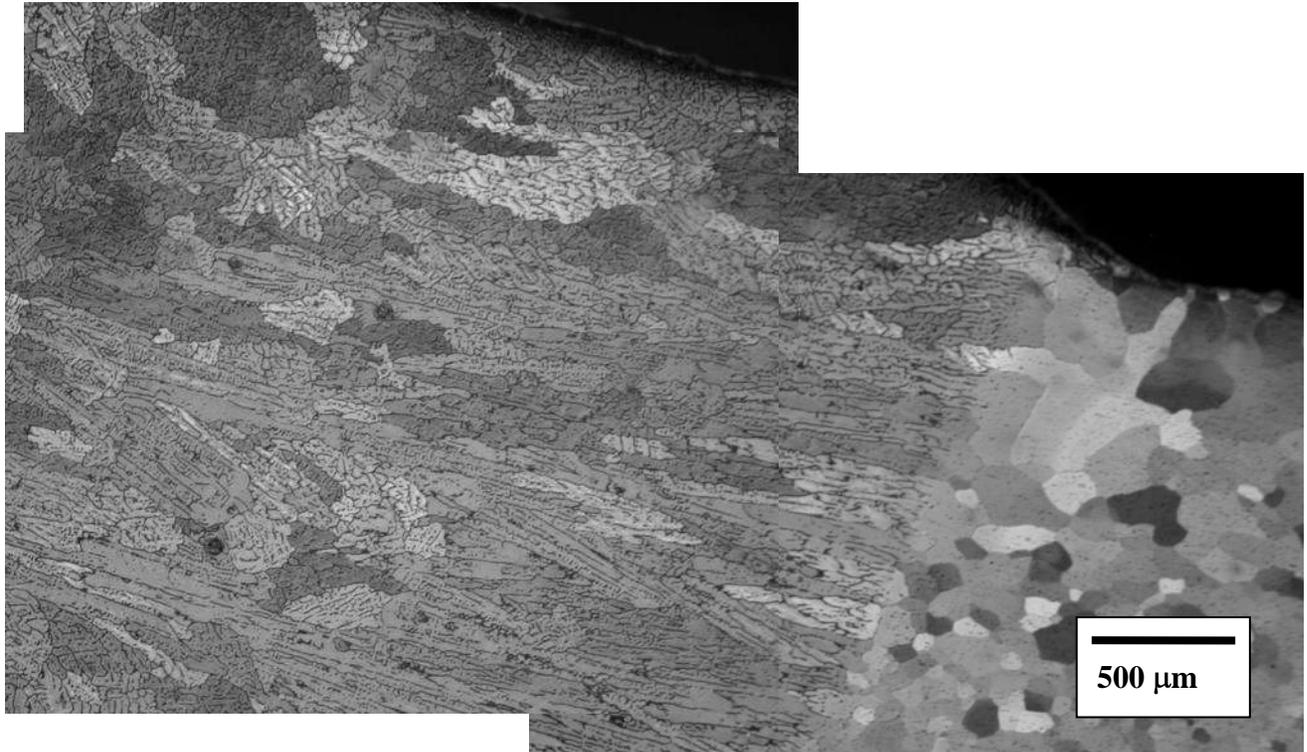


Figura II Metalografía de la interfase en el metal de la soldadura de la aleación 6061 con 19 hrs de envejecimiento.

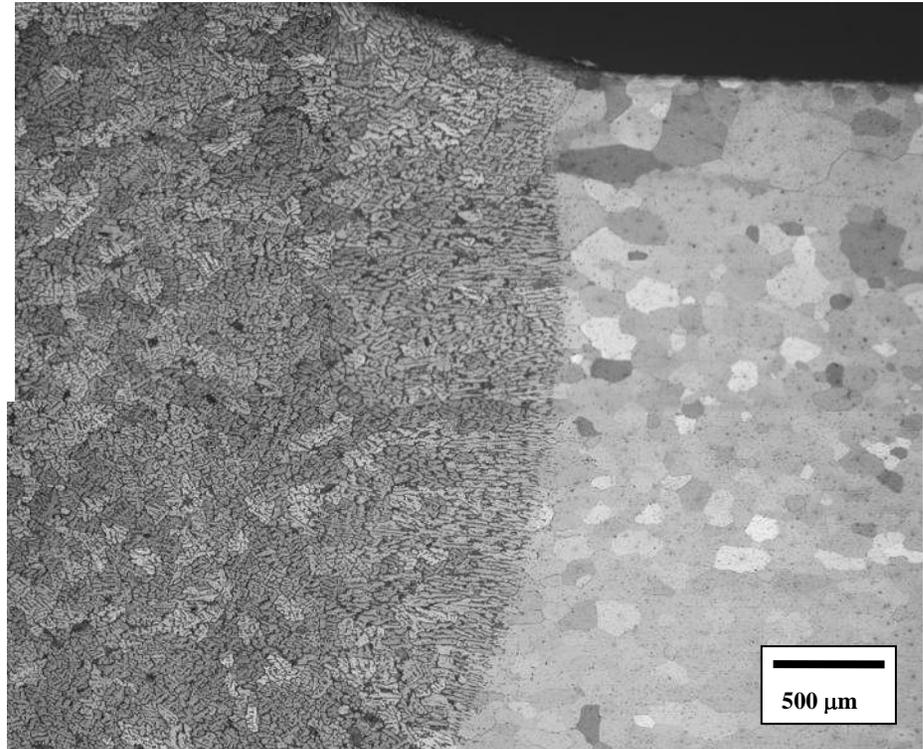


Figura III Metalografía de la interfase en el metal de la soldadura de la aleación 6061 en la condición T6.

## ANEXO 2

### PERFILES DE MICRODUREZA PARA DIFERENTES TIEMPOS DE ENVEJECIDO

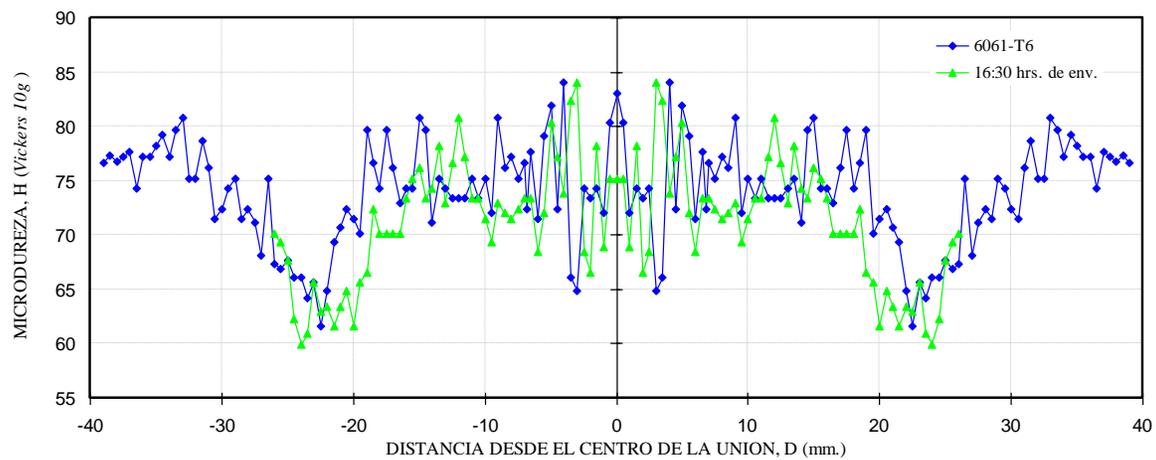
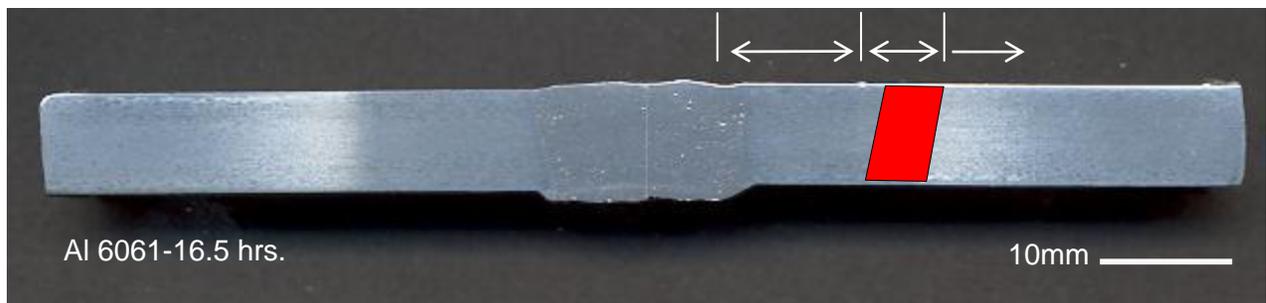


Figura I Perfil de microdureza en la junta soldada de placas de Al 6061 en la condición de 16.5 hrs. de envejecido.

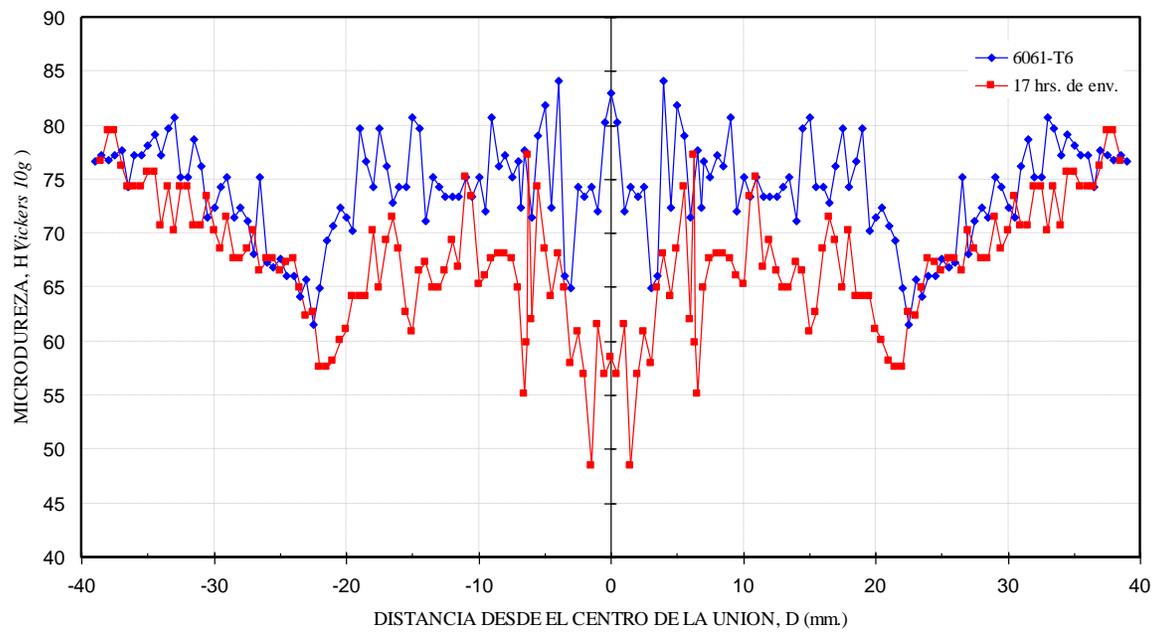
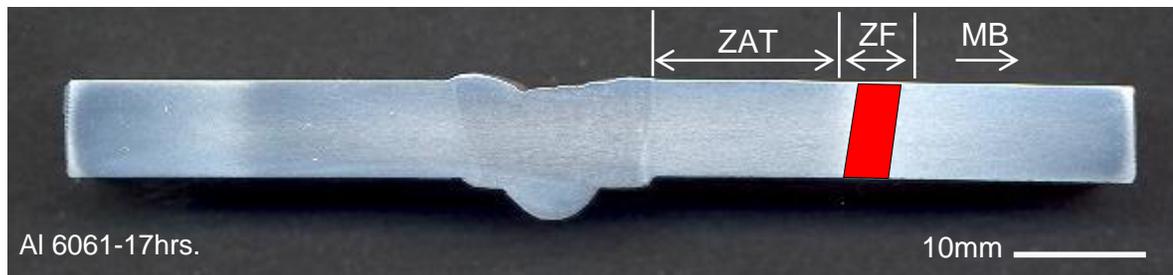


Figura II Perfil de microdureza en la junta soldada de placas de Al 6061 en la condición de 17 hrs. de envejecido.

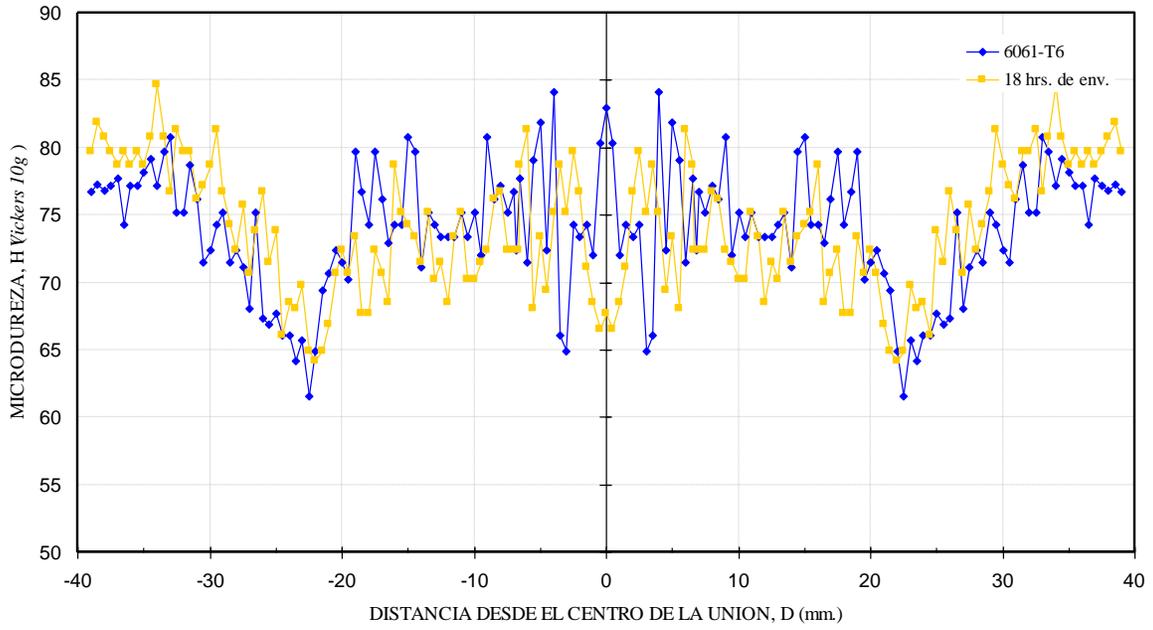
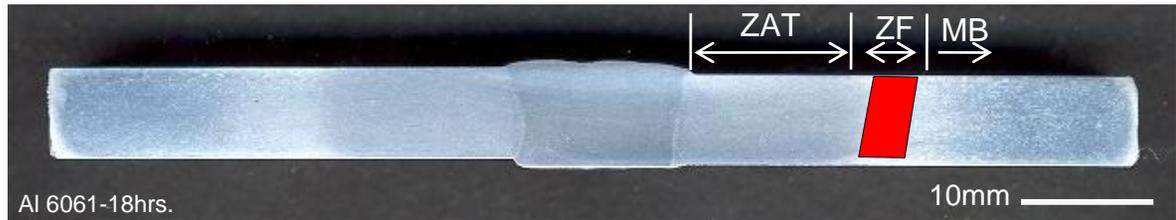


Figura III Perfil de microdureza en la junta soldada de placas de Al 6061 en la condición de 18 hrs. de envejecido.

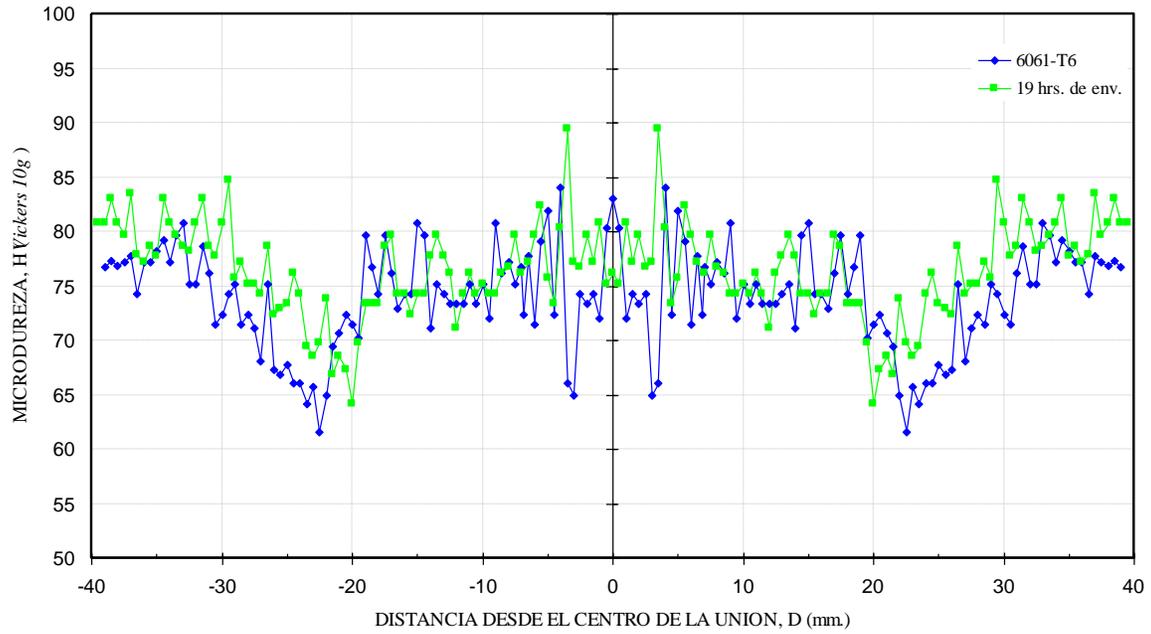
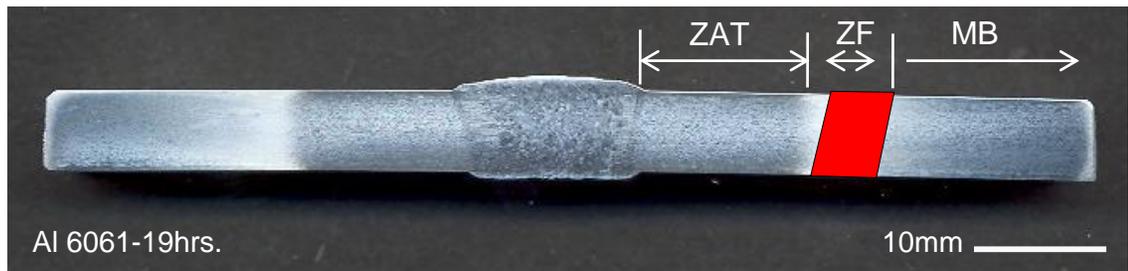


Figura IV Perfil de microdureza en la junta soldada de placas de Al 6061 en la condición de 19 hrs. de envejecido.

## REFERENCIAS

1. Mathers, G., *The welding of aluminium and its alloys*. 2002 ed, ed. C. Press. 2000, Cambridge England: Woodhead Publishing Limited. 242.
2. G.A. Edwards, K.S., G.L. Dunlop, M.J. Couper, *The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys*. Acta Materialia, 1998. **46**(11): p. 3893-3904.
3. C. Menzemer, P.C.L., T.S. Srivatsan, C.F. Wittel., *An investigation of fusion zone microstructures of welded aluminum alloy joints*. Materials Letters, 1999. **41**: p. 192-197.
4. Malin, V., *Study of metallurgical phenomena in the HAZ of 6061-T6 aluminum welded joints*. Welding Journal, 1995: p. 305s-317s.
5. O.R. Myhr, O.G., H.G. Fjaer, C.D. Marioara., *Modelling of the microstructure and strength evolution in Al-Mg-Si alloys during multistage thermal processing*. Acta Materialia, 2004. **52**: p. 4997-5008.
6. O.R. Myhr, O.G., *Procces modelling applied to 6082-T6 aluminium weldments-I. Reaction Kinetics*. Acta Metall. Materialia, 1991. **39**(11): p. 2693-2702.
7. O.R. Myhr, O.G., *Procces modelling applied to 6082-T6 aluminium weldments-II Applications of model*. 1992. **39**(11): p. 2703-2708.
8. W. Kurz, C.B., M. Gaumann., *Columnar to equiaxed transition in solidification processing*. Science and Technology of Advanced Materials, 2001. **2**: p. 185-191.
9. J.L. Murphy, R.A.H., W.E. Lever., *Joint preparation for electron beam welding thin aluminum alloy 5083*. Welding Journal, 1990: p. 125s-132s.
10. Kuroda, T.E.a.T., *Microstructure in Weld Heat Affected Zone of Al-Mg-Si Alloy*. Transactions of JWRI, 1982. **11**(1): p. 61-66.
11. E. Cicala, G.D., H. Andrzejewski, D. Grevey, S. Ignat., *Hot cracking in Al-Mg-Si alloy laser welding-operating parameters and their effects*. Materials Science and Engineering A, 2005.
12. L. Bertini, V.F., G. Straffelini., *Influence of post weld treatments on the fatigue behavior of Al-alloy welded joints*. Int. J. Fatigue, 1998. **20**(10): p. 749-755.
13. L. Litynska, R.B., G. Staniek, C. Dalle Donne, J. Dutkiewicz., *TEM study of the microstructure evolution in a friction stir-welded AlCuMgAg alloy*. Materials Chemistry and Physics, 2003. **81**: p. 293-295.

14. R.Y. Hwang, C.P.C., *The study on microstructural and mechanical properties of weld heat affected zone of 7075-T651 aluminum alloy*. Scripta Materialia, 1997. **38**(2): p. 215-221.
15. Avner, S.H., *Introducción a la metalurgia física*. 1966 ed, ed. M. Hill. 1966, New York. 559.
16. Hatch, J.E., *ALUMINUM: Properties and Physical Metallurgy*. Sixth ed. American Society For Metals. 1993, Ohio: ASM. 424.
17. Askeland, D.R., *La ciencia e ingeniería de los materiales*, ed. G.E. Iberoamérica. 1985, Belmont, California: Oswaldo O. R. 556.
18. Society, A.W., *Manual de Soldadura*. 8 ed. Prentice Hall Hispanoamericana. Vol. I. 1996, Mexico: R. L o Brien. 327.
19. Materials, A.S.o., *Metallography and Microstructures-Handbook*, ed. ASM. Vol. 9. 2004, USA. 2733.
20. ASTM, *Standard Test Method for Microharness of Materials*. E384. 2006, USA.
21. ASTM, *Standard Test Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum and Magnesium Alloy Products (Metric)*. ASTM International. 2002. 15.
22. Materials, A.S.o., *Heat Treating Handbook*. 3 ed. Vol. 4. 1991: ASM. 2173.
23. Society, A.W., *Structural Welding Code-Aluminum*. 4 ed. 1979-2003. 217.
24. Instruments, N., *LabVIEW*, in *Programming G*. 2003.
25. Webster, J.G., *Measurement, instrumentation, and sensors handbook*, ed. CRS. 1999, England. 2585.
26. Pro, S., *Image Analysis*. 1999.
27. Kou, S., *Welding Metallurgy*. 2 ed, ed. W. Interscience. 2003, Canada.
28. [www.matweb.com](http://www.matweb.com).
29. Malin, V.Y., *Migration of carbon from low-carbon base metal into Cr-Ni weld during contact of liquid and solid metal phases*. Transactions of Leningrad Polytechnical Institute, 1968(299): p. 289-294.
30. Materials, A.S.o., *Fractography Handbook*. 2 ed, ed. ASM. Vol. 12. 1992, USA.
31. R.R. Ambriz, G.B., R, Garcia, *Aluminium 6061-T6 welding by means of the modified indirect electric arc process*. Soldagem & Inspecao, 2006. **11**(1): p. 39-46.