



***UNIÓN DE ALEACIONES DE ALUMINIO CON TENDENCIA A LA  
FISURACIÓN EN CALIENTE (2014-T6, 6061-T6), POR MEDIO DE  
SOLDADURA DE ARCO INDIRECTO, INSTRUMENTACIÓN Y  
MODELACIÓN.***

**TESIS PRESENTADA POR**

**Ricardo Rafael Ambriz Rojas.**

PARA OBTENER EL GRADO DE:

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

ASESOR:

**Dr. Gerardo Barrera Cardiel.**

UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO

JUNIO DE 2008.

**A MI ESPOSA,**

POR SU APOYO, DEDICACIÓN, TENACIDAD, PACIENCIA, CARIÑO Y AMOR  
NENA, ERES EL AMOR DE MI VIDA, TE ADORO...

**A PAU Y MARIFER,**

PEQUEÑAS, SON UNA MOTIVACION PERMANENTE PARA SU PAPI,  
GRACIAS POR SER MIS HIJAS...

**A MIS PADRES,**

CON GRAN ADMIRACION Y RESPETO

**A MIS HERMANOS,**

POR SER LOS MEJORES

## **AGRADECIMIENTOS**

**A MI ASESOR: Dr. Gerardo Barrera Cardiel.**

Por su asesoría en el desarrollo de la presente tesis.

**A MI PROFESOR: Dr. Rafael García Hernández.**

Por su valiosa colaboración, asesoría, apoyo, interés y dedicación a la presente investigación.

AL INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALURGICAS

AL INSTITUTO TECNOLOGICO DE MORELIA

A MI AMIGOS

AL CONSEJO NACIONAL DE CIENCIA Y TECNOLOGÍA (CONACYT) POR EL APOYO  
ECONOMICO OTORGADO



INSTITUTO DE INVESTIGACIONES  
METALURGICAS

Morelia, Mich., Mayo 20 del 2008.

**M.C. RICARDO RAFAEL AMBRIZ ROJAS  
PRESENTE**

Esta Dirección del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informar a usted que se aprueba el desarrollo y tema de tesis titulado:

***“UNION DE ALEACIONES DE ALUMINIO CON TENDENCIA A LA FISURACION  
EN CALIENTE (2014-T6,6061-T6) POR MEDIO DE SOLDADURA DE  
ARCO INDIRECTO, INSTRUMENTACION Y MODELACION”***

Para presentar su examen de Grado de *Doctorado en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales*.

La tesis se desarrollará de acuerdo al siguiente capitulado:

Índice General  
Lista de Figuras y Tablas  
Resumen (Abstract)  
Introducción  
Justificación  
Objetivos  
Hipótesis  
**CAPITULO I. REVISION BIBLIOGRAFICA**  
**CAPITULO II. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL**  
**CAPITULO III. RESULTADOS Y DISCUSION**  
**CAPITULO IV. CONCLUSIONES**  
Recomendaciones y Sugerencias para Trabajo Futuro  
Referencias Bibliografiías  
Anexos

Sin otro particular, me es grato saludarle muy cordialmente.

Atentamente

**DR. JOSE LEMUS RUIZ**  
**DIRECTOR**  
**INST. DE INVEST. METALURGICAS**





INSTITUTO DE INVESTIGACIONES  
METALURGICAS

Morelia, Mich., Mayo 20 del 2008.

**M.C. RICARDO RAFAEL AMBRIZ ROJAS  
P R E S E N T E**

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de Doctorado en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales, con la tesis titulada *"UNION DE ALEACIONES DE ALUMINIO CON TENDENCIA A LA FISURACION EN CALIENTE (2014-T6,6061-T6) POR MEDIO DE SOLDADURA DE ARCO INDIRECTO, INSTRUMENTACION Y MODELACION"*, le ha sido asignado la siguiente mesa sinodal:

|           |  |              |
|-----------|--|--------------|
| 7700254-7 | DR. GERARDO BARRERA CARDIEL              | (Presidente) |
| 9700394-8 | DR. ALBERTO RUIZ MARINES                 | (Vocal)      |
| 8200860-4 | DR. RAFAEL GARCIA HERNANDEZ              | (Vocal)      |
| 9300267-0 | DR. IGNACIO MEJIA GRANADOS               | (Vocal)      |
| 0300379-5 | DR. HECTOR GUILLERMO CARREON GARCIDUEÑAS | (Vocal)      |
| 0500269-9 | DR. VICTOR HUGO LOPEZ MORELOS            | (Suplente)   |

Agradeciendo de antemano las atenciones que se sirvan prestar a la presente, aprovecho para enviarle un cordial saludo.

A T E N T A M E N T E

**DR. JOSE LEMUS RUIZ**  
**DIRECTOR**  
**INST. DE INVEST. METALURGICAS**

D E  
INVESTIGACIONES  
METALURGICAS



INSTITUTO DE INVESTIGACIONES  
METALURGICAS

Morelia, Mich., Mayo 28 del 2008.

**M.C. RICARDO RAFAEL AMBRIZ ROJAS**  
**P R E S E N T E**

La dirección del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, hace de su conocimiento que le ha sido aprobada la tesis titulada:

**“UNION DE ALEACIONES DE ALUMINIO CON TENDENCIA A LA FISURACION  
EN CALIENTE (2014-T6,6061-T6) POR MEDIO DE SOLDADURA DE  
ARCO INDIRECTO, INSTRUMENTACION Y MODELACION”**

A fin de obtener el Grado de Doctorado en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales. Por tal razón se le autoriza a usted la *Impresión Definitiva* de la misma, en base al oficio recibido de la mesa sinodal para realizar su examen.

Sin otro particular por el momento, me es grato saludarle muy cordialmente.

Atentamente

**DR. JOSE LEMUS RUIZ** **T O**  
**DIRECTOR** **D E**  
**INST. DE INVESTIGACIONES METALURGICAS**  
**METALURGICAS**

JLR/letg'

## Resumen

El actual trabajo de tesis doctoral se enfocó al desarrollo de una nueva técnica de unión para la soldadura de aleaciones de aluminio, denominada arco eléctrico indirecto modificado, AEIM, la cual permite la aplicación de un solo paso de soldadura en secciones de 12.7 mm de espesor, esta técnica utiliza el proceso de soldadura GMAW. La experimentación se centró en la unión por medio de AEIM y posterior comparación con la forma tradicional de soldadura por pasos múltiples, mediante arco eléctrico indirecto, AED, de dos aleaciones de aluminio tratables térmicamente por solubilización y envejecimiento artificial (2014-T6 y 6061-T6).

Los resultados obtenidos en cuanto a propiedades mecánicas ponen de manifiesto la notable mejoría de estas, debido al incremento en resistencia a la tensión y límite de fluencia de las juntas soldadas por AEIM en comparación con las uniones por AED. En el caso de la aleación 6061-T6 se obtuvieron valores de resistencia a la tensión de aproximadamente un 35% para las uniones por AED con respecto al material base, mientras que para las soldaduras por AEIM, estos valores alcanzaron un 55%, respecto a la resistencia del material base.

Las características propias de enfriamiento, solidificación y bajos aportes térmicos en soldadura por AEIM, contribuyeron para obtener una microestructura de tamaño de grano fino en la zona fundida debido a la nucleación heterogénea, disminución de la tendencia a la fisuración en caliente, debido a las altas proporciones de dilución del material de aporte con el metal base, disminución de la formación de porosidad por la eliminación de pasos múltiples de soldadura y anchos de la ZAT más cortas por el empleo de un solo paso de soldadura.

Por otra parte, la aplicación de la teoría para la distribución de temperaturas, considerando los modelos matemáticos para placas gruesas y placas delgadas, ha demostrado que el segundo tiene un mayor grado de aproximación con los ciclos térmicos de enfriamiento medidos en tiempo real durante la soldadura por AEIM, no obstante las restricciones inherentes del modelo empleado.

## **Abstract**

The present doctoral thesis has as a main goal the development of a novel joining technique named modified indirect electric arc, MIEA. This technique is used to weld aluminum alloys by means of one pass of welding in plates of 12.7 mm of thickness. The MIEA employs the GMAW welding process. The experimentation was based in the welding of 2014-T6 and 6061-T6 aluminum alloys by MIEA, and it was compared with the traditional multi pass welding, DEA.

Mechanical properties obtained by MIEA welding technique shows a great improvement, due to the increment of yield and tensile strength in comparison with the DEA process. In the case of 6061-T6 aluminum alloy the tensile strength obtained by DEA was approximately 35%, with regards to the base material, in contrast with MIEA welds, which rose a 55% with respect to base material tensile strength.

The MIEA welding characteristics like cooling, solidification, and low heat inputs contributed to obtain a fine grain size microstructure in the melted zone due to a heterogeneous nucleation phenomenon. Also, the hot cracking tendency was minimized due to the high dilution percent of the filling material with base material. In the same way, the porosity formation has a substantially diminish, in comparison with the multi pass welding process, and the wide heat affected zone (HAZ) was shorter when a single welding pass was used.

On the other hand, the application of the temperature distribution theory by means of mathematical models for thick and thin plates, have proved that the thin plate model has the best approximation in comparison with thermal cycles obtained experimentally in MIEA welds, regardless the inherent restrictions of the used model.

## Contenido

|   |            |
|---|------------|
| <b>Resumen</b> .....  | <b>i</b>   |
| <b>Abstract</b> .....   | <b>ii</b>  |
| <b>Lista de Símbolos</b> .....  | <b>vi</b>  |
| De Microestructuras. ....   | vi         |
| De Ecuaciones y Modelos Matemáticos. ....                                 | vi         |
| <b>Lista de Figuras</b> .....   | <b>x</b>   |
| <b>Lista de Tablas</b> .....  | <b>xvi</b> |
| <b>Capítulo 1</b> .....   | <b>1</b>   |
| 1.1. Introducción. ....   | 1          |
| 1.2. Justificación. ....  | 3          |
| 1.3. Objetivo General. ....   | 4          |
| 1.4. Objetivos Particulares. ....   | 4          |
| 1.5. Hipótesis. ....  | 5          |
| <b>Capítulo 2. Antecedentes.</b> .....                                    | <b>7</b>   |
| 2.1. Estado del Arte. ....  | 7          |
| 2.2. Aleaciones de Aluminio. ....   | 20         |
| 2.2.1. Aleaciones de la Serie 2XXX (Al-Cu). ....                          | 22         |
| 2.2.2. Aleaciones de la Serie 6XXX (Al-Si-Mg). ....                       | 24         |
| 2.3. Endurecimiento por Precipitación de las Aleaciones de Aluminio. .... | 26         |
| 2.3.1. Aspectos Generales. ....   | 26         |
| 2.3.2. Precipitación en Aleaciones Al-Cu. ....                            | 28         |
| 2.3.3. Precipitación en Aleaciones Al-Si-Mg. ....                         | 29         |
| <b>Capítulo 3. Desarrollo Experimental.</b> .....                         | <b>30</b>  |
| 3.1. Dimensiones y Preparaciones de Junta. ....                           | 30         |
| 3.2. Análisis Químico. ....   | 31         |
| 3.3. Equipo de Soldadura y Variables Operativas. ....                     | 32         |
| 3.4. Análisis Microestructural. ....                                      | 34         |
| 3.4.1. Preparación para Análisis Microscópico. ....                       | 34         |
| 3.4.2. Análisis Metalográfico. ....                                       | 34         |
| 3.5. Análisis Macroestructural de las Uniones Soldadas. ....              | 35         |
| 3.6. Ensayos Mecánicos. ....  | 36         |
| 3.6.1. Ensayo de Tensión. ....  | 36         |
| 3.6.2. Microdureza. ....  | 37         |

|  |            |
|--|------------|
| 3.7. Análisis de Porosidad y Aplicación de Campo Magnético.....  | 38         |
| 3.8. Tratamiento Térmico Posterior a la Soldadura.....   | 39         |
| 3.8.1. Solubilización.....   | 39         |
| 3.8.2. Temple.....   | 40         |
| 3.8.3. Ciclo Térmico de Precipitación (Envejecido Artificial, –T6).....                                    | 41         |
| 3.9. Instrumentación.....  | 41         |
| 3.9.1. Medición de Temperatura.....  | 41         |
| 3.9.2. Digitalización de Datos de Temperatura.....   | 44         |
| 3.9.3. Digitalización de Corriente.....  | 44         |
| 3.10. Volumen de la Pileta de Soldadura y Ancho de la ZAT.....   | 46         |
| 3.11. Eficiencia Térmica del Proceso por AEIM.....   | 46         |
| 3.12. Aplicación de Modelos Adimensionales en Soldadura por AEIM.....                                      | 47         |
| 3.13. Simulación Térmica de las Uniones Soldadas por AEIM.....   | 47         |
| <br>   |            |
| <b>Capítulo 4. Análisis y Discusión de Resultados.....</b>   | <b>51</b>  |
| 4.1. Caracterización de los Materiales de Utilizados.....  | 51         |
| 4.1.1. Análisis Microestructural de los Materiales Utilizados (2014-T6 y 6061-T6).....                     | 51         |
| 4.1.2. Propiedades Mecánicas y Microdureza.....  | 55         |
| 4.1.3. Tipo de Fractura en Materiales Base.....  | 58         |
| 4.2. Soldadura de las Aleaciones de Aluminio 2014-T6 y 6061-T6.....  | 58         |
| 4.2.1. Perfiles Macroestructurales.....  | 59         |
| 4.2.2. Análisis Microestructural de las Uniones Soldadas.....  | 61         |
| 4.2.2.1. Microestructuras de las Uniones Soldadas.....   | 61         |
| 4.2.2.2. Dirección de Crecimiento Cristalino y Refinamiento de Grano.....                                  | 66         |
| 4.2.3. Propiedades Mecánicas de las Juntas Soldadas.....   | 73         |
| 4.2.4. Perfiles de Microdureza.....  | 75         |
| 4.3. Efecto del Tratamiento Térmico Posterior a la Soldadura.....  | 79         |
| 4.4. Análisis de Porosidad y Aplicación de Campo Magnético.....  | 86         |
| 4.5. Mediciones de Corriente del Arco Eléctrico.....   | 91         |
| 4.6. Volumen de la Pileta Líquida de Soldadura y Ancho de la ZAT.....                                      | 95         |
| 4.7. Eficiencia Térmica de las Soldaduras por AEIM.....  | 101        |
| 4.8. Medición de Temperatura y Aplicación de Modelos Matemáticos Adimensionales en Soldadura por AEIM..... | 106        |
| 4.8.1. Mediciones de Temperatura en la ZAT.....  | 106        |
| 4.8.2. Temperatura en la Pileta Líquida de Soldadura.....  | 111        |
| 4.8.3. Gradiente Térmico Respecto al Límite de Fusión.....   | 114        |
| 4.8.4. Mecanismo del Flujo de Calor en Soldadura por AEIM.....   | 116        |
| 4.8.5. Ciclos Térmicos de Enfriamiento.....  | 118        |
| 4.8.6. Secciones Isotérmicas en Soldadura por AEIM.....  | 125        |
| 4.8.7. Mapas Adimensionales de Temperatura en AEIM.....  | 136        |
| 4.9. Simulación Térmica por Medio de Elemento Finito.....  | 137        |
| <br>   |            |
| <b>Capítulo 5. Conclusiones, Recomendaciones y Aportaciones.....</b>                                       | <b>142</b> |
| 5.1. Conclusiones.....   | 142        |
| 5.2. Recomendaciones.....  | 143        |
| 5.3. Originalidad del Trabajo: Aportaciones.....   | 144        |

|   |            |
|---|------------|
| <b>Bibliografía .....</b>   | <b>145</b> |
| <b>Apéndice A. Teoría de Transferencia de Calor. ....</b>                       | <b>154</b> |
| A.1. Método de Diferencias Finitas en Estado Estable.....                       | 154        |
| A.2. Método de Diferencias Finitas en Estado Transiente; Método Explícito. .... | 157        |
| A.3. Método de Diferencias Finitas en Estado Transiente; Método Implícito. .... | 160        |
| A.4. Elemento Finito en Transferencia de Calor.....                             | 161        |
| <b>Apéndice B. Curvas Teóricas de Enfriamiento. ....</b>                        | <b>165</b> |
| <b>Apéndice C. Programa para la Adquisición de Señales de Corriente. ....</b>   | <b>166</b> |
| <b>Apéndice D. Propiedades Termofísicas, Aleaciones 2014-T6 y 6061-T6..</b>     | <b>167</b> |
| <b>Apéndice E. Coeficiente de Convección.....</b>                               | <b>168</b> |
| <b>Apéndice F. Apariencia de las Soldaduras por AED y AEIM. ....</b>            | <b>171</b> |
| <b>Apéndice G. Barrido Microestructural de las Uniones Soldadas.....</b>        | <b>173</b> |
| <b>Apéndice H. Curvas Calorimétricas. ....</b>                                  | <b>181</b> |
| <b>Apéndice I. Programa para Filtrar Señal de Corriente.....</b>                | <b>183</b> |
| <b>Apéndice J. Programas en LabVIEW para Ciclos de Enfriamiento.....</b>        | <b>185</b> |
| <b>Apéndice K. Ciclos Térmicos de Enfriamiento en ZAT. ....</b>                 | <b>187</b> |
| <b>Apéndice L. Secciones Isotérmicas. ....</b>                                  | <b>193</b> |

## Lista de Símbolos

### De Microestructuras.

| <b>Símbolo</b> | <b>Definición y Unidades</b>  |
|----------------|---|
| <i>A</i>       | <i>Porción del diagrama en equilibrio rica en átomos de A</i>                                     |
| <i>B</i>       | <i>Porción del diagrama en equilibrio rica en átomos de B</i>                                     |
| <i>E</i>       | <i>Punto eutéctico del diagrama de equilibrio</i>   |
| <i>GP</i>      | <i>Zonas de Guinier-Preston</i>   |
| <i>L</i>       | <i>Porción líquida</i>  |
| $\alpha$       | <i>Solución sólida rica en aluminio</i>   |
| $\alpha_{ss}$  | <i>Solución sólida sobresaturada</i>  |
| $\beta$        | <i>Fase de equilibrio <math>Mg_2Si</math></i>   |
| $\beta'$       | <i>Precipitados en forma cilíndrica en la secuencia de precipitación para aleaciones Al-Si-Mg</i> |
| $\beta''$      | <i>Precipitados en forma de aguja en la secuencia de precipitación para aleaciones Al-Si-Mg</i>   |
| $\theta$       | <i>Fase de equilibrio <math>CuAl_2</math></i>   |
| $\theta'$      | <i>Precipitado de transición en la secuencia de precipitación para aleaciones Al-Cu</i>           |
| $\theta''$     | <i>Precipitado formado posterior a las zonas GP en la precipitación de aleaciones Al-Cu</i>       |

### De Ecuaciones y Modelos Matemáticos.

| <b>Símbolo</b> | <b>Definición y Unidades</b>  |
|----------------|---|
| <i>A</i>       | <i>Área de la sección transversal isotérmica, <math>mm^2</math></i>                 |
| $A_B$          | <i>Área de disipación de calor sobre la placa de respaldo, <math>mm^2</math></i>    |
| $A_T$          | <i>Área transversal al flujo de calor de las placas soldadas, <math>mm^2</math></i> |
| <i>B</i>       | <i>Inducción magnética, <math>Wb</math></i>   |

|             |   |
|-------------|---|
| $C_p$       | Calor específico a presión constante, $Jg^{-1}^{\circ}C^{-1}$         |
| $d$         | Espesor de placa, mm  |
| $f_m$       | Frecuencia de muestreo, Hz  |
| $G_c$       | Gradiente térmico, $^{\circ}Cs^{-1}$                                  |
| $G_e$       | Rapidez de enfriamiento, $^{\circ}Cs^{-1}$                            |
| $G_L$       | Gradiente térmico de enfriamiento del líquido, $^{\circ}Cs^{-1}$      |
| $g_c$       | Constante de la aceleración de la gravedad, $9.81 ms^{-2}$            |
| $H$         | Entalpía, J   |
| $H_m-H_o$   | Calor por unidad de volumen, referida al punto de fusión, $J mm^{-3}$ |
| $I$         | Intensidad de corriente, A  |
| $j_i$       | Cambio en el prefijo de los datos de entrada                          |
| $K_0$       | Función de Bessel de segundo tipo y orden cero                        |
| $K_1$       | Función de Bessel de segundo tipo y primer orden                      |
| $k$         | Conductividad térmica, $J s^{-1} mm^{-1} ^{\circ}C^{-1}$              |
| $k_{Acero}$ | Conductividad térmica del acero, $Js^{-1}mm^{-1}^{\circ}C^{-1}$       |
| $k_{Al}$    | Conductividad térmica del aluminio, $Js^{-1}mm^{-1}^{\circ}C^{-1}$    |
| $L_B$       | Longitud de disipación de calor de la placa de respaldo, mm           |
| $L_T$       | Longitud en dirección al flujo de calor transversal, mm               |
| $N$         | Numero de vueltas de una bobina                                       |
| $N_1$       | Lecturas a la temperatura mínima                                      |
| $N_2$       | Lecturas a la temperatura máxima                                      |
| $n$         | Parámetro adimensional de operación                                   |
| $P_a$       | Presión atmosférica, Pa   |
| $P_g$       | Presión de gas, Pa  |
| $q_{cond}$  | Calor disipado por conducción, $Js^{-1}$                              |
| $q_o$       | Calor aportado por el arco eléctrico, $Js^{-1}$                       |
| $R_2$       | Radio respecto a la fuente de calor para una placa delgada, mm        |
| $R_3$       | Radio respecto a la fuente de calor para una placa gruesa, mm         |
| $R_L$       | Velocidad de crecimiento cristalino local, $mms^{-1}$                 |
| $R_N$       | Velocidad de crecimiento cristalino nominal, $mms^{-1}$               |
| $r$         | Distancia radial de las isotermas respecto a una posición fija, mm    |

|              |  |
|--------------|--|
| $r_e$        | <i>Radio de una espiral circular en la aplicación del campo magnético,</i> |
| $r_g$        | <i>Radio crítico de burbuja de gas, mm</i>                                 |
| $r_m$        | <i>Radio máximo de la sección isotérmica, mm</i>                           |
| $T$          | <i>Temperatura, °C</i>   |
| $T_{Amb}$    | <i>Temperatura ambiente, °C</i>  |
| $T_c$        | <i>Temperatura de referencia, °C</i>                                       |
| $T_f$        | <i>Temperatura de fusión, °C</i>   |
| $T_o$        | <i>Temperatura de precalentamiento de la placa, °C</i>                     |
| $T_L$        | <i>Temperatura de líquido, °C</i>  |
| $T_m$        | <i>Temperatura de fusión de la aleación, °C</i>                            |
| $T_p$        | <i>Temperatura pico, °C</i>  |
| $T_{Pr}$     | <i>Temperatura de precalentamiento, °C</i>                                 |
| $t$          | <i>Tiempo, s</i>   |
| $V$          | <i>Voltaje del arco eléctrico, Volts</i>                                   |
| $Vol$        | <i>Volumen de la pileta líquida de soldadura, mm<sup>3</sup></i>           |
| $v$          | <i>Velocidad de avance del arco eléctrico, mm s<sup>-1</sup></i>           |
| $X$          | <i>Dirección de la soldadura, mm</i>                                       |
| $x$          | <i>Coordenada en x, mm</i>   |
| $Y$          | <i>Dirección transversal, mm</i>   |
| $y$          | <i>Coordenada en y, mm</i>   |
| $y_i$        | <i>Secuencia de salida de los datos filtrados</i>                          |
| $y_m$        | <i>Ancho de la zona afectada térmicamente, mm</i>                          |
| $Z$          | <i>Dirección a través del espesor, mm</i>                                  |
| $z$          | <i>Coordenada en z, mm</i>   |
| $\alpha$     | <i>Difusividad térmica, mm<sup>2</sup> s<sup>-1</sup></i>                  |
| $\Delta H_f$ | <i>Calor latente de fusión, Jgmol<sup>-1</sup></i>                         |
| $\delta$     | <i>Parámetro adimensional de espesor de placa</i>                          |
| $\Gamma$     | <i>Parámetro adimensional de volumen</i>                                   |
| $\eta$       | <i>Eficiencia térmica, %</i>   |
| $\kappa$     | <i>Ángulo de desprendimiento de burbuja, °</i>                             |
| $\Lambda_1$  | <i>Parámetro adimensional de la sección transversal isotérmica</i>         |

|            |   |
|------------|---|
| $\mu$      | <i>Permeabilidad magnética del aire</i>                                       |
| $\theta_p$ | <i>Parámetro adimensional de temperatura pico</i>                             |
| $\rho$     | <i>Densidad, <math>\text{kgm}^{-3}</math></i>                                 |
| $\rho_l$   | <i>Densidad del aluminio líquido, <math>\text{kgm}^{-3}</math></i>            |
| $\rho_g$   | <i>Densidad del gas, <math>\text{kgm}^{-3}</math></i>                         |
| $\sigma$   | <i>Vector adimensional de radio</i>   |
| $\sigma^*$ | <i>Energía interfacial entre líquido y vapor, <math>\text{Jm}^{-2}</math></i> |
| $\sigma_m$ | <i>Radio máximo adimensional de la sección isotérmica</i>                     |
| $\xi$      | <i>Parámetro adimensional en la dirección x</i>                               |
| $\xi_m$    | <i>Máximo ancho de la sección isotérmica en x</i>                             |
| $\xi'$     | <i>Distancia hacia el frente de la fuente de calor en x</i>                   |
| $\xi''$    | <i>Distancia hacia la porción trasera de la fuente de calor en x</i>          |
| $\psi$     | <i>Parámetro adimensional en la dirección y</i>                               |
| $\psi_m$   | <i>Ancho máximo de la sección isotérmica en y</i>                             |

## Lista de Figuras

| <b>Figura</b> |   | <b>Pag.</b> |
|---------------|---|-------------|
| 1.1           | Extremo de un diagrama binario, mostrando los tres pasos para el endurecimiento por envejecimiento artificial y el esquema de las microestructuras que se producen. | 2           |
| 2.1           | Porción rica en aluminio del diagrama de equilibrio Al-Cu.  | 23          |
| 2.2           | Porción rica en aluminio del diagrama de equilibrio Al-Mg.  | 24          |
| 2.3           | Porción rica en aluminio del diagrama de equilibrio Al-Si.  | 25          |
| 2.4           | Coefficientes de difusión para varios elementos de aleación en aluminio.  | 27          |
| 3.1           | Preparación de junta, a) AED y b) AEIM.   | 30          |
| 3.2           | Configuración de las placas a soldar, para AED y AEIM.  | 31          |
| 3.3           | Probetas para el ensayo de tensión.   | 36          |
| 3.4           | Representación esquemática de medición de microdureza en las soldaduras.  | 38          |
| 3.5           | Configuración de la bobina electromagnética alrededor de las placas a soldar por AEIM.  | 38          |
| 3.6           | Ciclo térmico de solubilización.  | 40          |
| 3.7           | Curvas C de precipitación para las aleaciones 2017 y 6061.  | 40          |
| 3.8           | Representación esquemática de termopares tipo K para medición de temperatura en placas soldadas.  | 42          |
| 3.9           | Sistema de coordenadas para la ubicación de termopares.   | 42          |
| 3.10          | Ubicación del termopar para medición de temperatura en la zona de fusión.   | 43          |
| 3.11          | Principio de un sensor de corriente de efecto Hall.   | 45          |
| 3.12          | Esquema del circuito empleado para la medición de corriente.  | 46          |
| 3.13          | Discretización y modelos para la simulación térmica de las soldaduras por AEIM de la aleación 2014-T6.  | 48          |
| 3.14          | Discretización y modelos para la simulación térmica de las soldaduras por AEIM de la aleación 6061-T6.  | 49          |

|      |   |    |
|------|---|----|
| 4.1  | Microestructura de la aleación 2014-T6, a) morfología y bordes de grano, ataque químico, b) microestructura de la fase matriz con compuestos insolubles de hierro, ataque electrolítico.                        | 51 |
| 4.2  | Microestructura de la aleación 6061-T6, a) morfología y bordes de grano, ataque químico, b) fase matriz, ataque electrolítico y c) heterogeneidad microestructural en el tamaño de grano, ataque electrolítico. | 52 |
| 4.3  | Micrografía de la aleación 2014-T6, mostrando partículas de precipitado.  | 54 |
| 4.4  | Porción del diagrama de fases Al-Cu que muestra los límites de solubilidad metaestables para las zonas de $GP$ , $\theta'$ y $\theta$ .   | 54 |
| 4.5  | Micrografía de la aleación 6061-T6, mostrando partículas de precipitado.  | 55 |
| 4.6  | Gráfico carga-desplazamiento para 6061-T6 en ambas direcciones.   | 56 |
| 4.7  | Fractografías de materiales base, a) 2014-T6 y b) 6061-T6.  | 58 |
| 4.8  | Perfiles transversales de soldadura de la aleación 2014-T6, a) AED, b) AEIM 50°C, c) AEIM 100°C y d) AEIM 150°C.  | 59 |
| 4.9  | Perfiles transversales de soldadura de la aleación 6061-T6, a) AED, b) AEIM 50 °C, c) AEIM 100 °C y d) AEIM 150 °C.   | 59 |
| 4.10 | Micrografías por AED, aleación 2014-T6, a) centro y b) interfase.   | 61 |
| 4.11 | Micrografías por AED, aleación 6061-T6, a) centro y b) interfase.   | 62 |
| 4.12 | Micrografías por AEIM a 50°C, aleación 2014-T6, a) centro y b) interfase.   | 63 |
| 4.13 | Micrografías por AEIM a 50 °C, aleación 6061-T6, a) centro y b) interfase.  | 63 |
| 4.14 | Micrografías por AEIM a 100 °C, aleación 2014-T6, a) centro y b) interfase.   | 64 |
| 4.15 | Micrografías por AEIM a 100 °C, aleación 6061-T6, a) centro y b) interfase.   | 64 |
| 4.16 | Micrografías por AEIM a 150 °C, aleación 2014-T6, a) centro y b) interfase.   | 65 |
| 4.17 | Micrografías por AEIM a 150 °C, aleación 6061-T6, a) centro y b) interfase.   | 65 |
| 4.18 | Micrografías mostrando a) agrietamiento en caliente en soldaduras por AED y b) formación de granos equiaxiales en la soldadura de la aleación 2014-T6.  | 66 |
| 4.19 | Dirección de crecimiento cristalino, a) AED, b) AEIM a 50 °C, c) AEIM 100 °C y d) AEIM 150 °C, para la soldadura de la aleación 6061-T6.  | 67 |
| 4.20 | Definición del crecimiento cristalino en soldadura.   | 67 |
| 4.21 | Parámetros de solidificación en la soldadura por AED y AEIM de la   | 69 |

|      |   |     |
|------|---|-----|
|      | aleación 6061-T6, a) ángulos de solidificación y b) velocidad de solidificación.  |     |
| 4.22 | Ciclos de enfriamiento en soldadura por AED y AEIM.   | 71  |
| 4.23 | Comparación de la energía libre de formación en la nucleación homogénea, heterogénea y epitaxial.                                       | 72  |
| 4.24 | Perfiles de microdureza, aleación 2014-T6.  | 75  |
| 4.25 | Perfiles de microdureza, aleación 6061-T6.  | 76  |
| 4.26 | Efecto térmico de la soldadura por fusión sobre aleaciones tratadas por envejecido.   | 77  |
| 4.27 | Curvas de endurecimiento por envejecimiento artificial, a) 2014-T6 y b) 6061-T6.  | 80  |
| 4.28 | Representación esquemática para el cálculo del porcentaje de dilución.  | 82  |
| 4.29 | Fracturas y microanálisis por EDX, después del TTPS; a) y b) fractura y microanálisis para 2014-T6, c) y d) lo mismo pero para 6061-T6. | 84  |
| 4.30 | Solubilidad de hidrógeno en aluminio.   | 86  |
| 4.31 | Crecimiento de burbujas de gas debido a la difusión en la fase líquida.   | 87  |
| 4.32 | Porosidad en soldadura de aluminio 6061-T6, a) AED a 25 °C, b) AEIM a 50 °C, c) AEIM a 100 °C y d) AEIM a 150 °C.                       | 88  |
| 4.33 | Micrografías con campo magnético (4.54 mWb).  | 89  |
| 4.34 | Micrografías con campo magnético (6.81 mWb).  | 90  |
| 4.35 | Comparación de valores de microdureza con y sin agitación electromagnética.   | 91  |
| 4.36 | Ejemplo del procesamiento de señales de corriente del arco eléctrico.   | 92  |
| 4.37 | Gráficos de corriente durante el proceso de soldadura por AEIM.   | 94  |
| 4.38 | Perfiles tridimensionales de las juntas soldadas.   | 95  |
| 4.39 | Parámetros adimensionales de operación, distancia, ancho y sección transversal.   | 97  |
| 4.40 | Porciones de los diagramas de equilibrio Al-Cu y Al-Mg <sub>2</sub> Si.   | 98  |
| 4.41 | Representación esquemática en tres dimensiones de la pileta de soldadura.   | 99  |
| 4.42 | Flujo de calor en soldadura, a) tres dimensiones y b) dos dimensiones.  | 102 |

|      |  |     |
|------|--|-----|
| 4.43 | Esquema de la distribución de energía en soldadura por fusión y metal de aporte.   | 102 |
| 4.44 | Esquema del proceso de soldadura por AEIM.   | 103 |
| 4.45 | Correlación de la medición de temperatura con la curva C de precipitación.   | 109 |
| 4.46 | Fractura de una soldadura 6061-T6 por AEIM, mostrando partículas $\beta'$ .  | 110 |
| 4.47 | Grafico de medición de temperatura en el metal líquido de soldadura, a) ciclo térmico completo y b) porción de alta temperatura.                     | 111 |
| 4.48 | Comparación entre los patrones de enfriamiento para AED y AEI.   | 113 |
| 4.49 | Porción de la curva de enfriamiento en la pileta líquida de soldadura.   | 115 |
| 4.50 | Microestructura del metal de soldadura en función de $G_L$ y $R_L$ .   | 116 |
| 4.51 | Imagen de MEB mostrando el crecimiento celular dendrítico.   | 116 |
| 4.52 | Mecanismo de flujo de calor en soldadura.  | 117 |
| 4.53 | Fuente de calor en movimiento, a) sobre una placa gruesa o semi-infinita (flujo de calor en 3D) y b) sobre una placa delgada (flujo de calor en 2D). | 119 |
| 4.54 | Distribución esquemática de temperatura en soldadura por fusión.   | 120 |
| 4.55 | Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 2014-T6 a 50 °C.   | 122 |
| 4.56 | Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 2014-T6 a 50 °C.   | 122 |
| 4.57 | Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 6061-T6 a 50 °C.   | 123 |
| 4.58 | Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 6061-T6 a 50 °C.   | 123 |
| 4.59 | Representación esquemática de las secciones isotérmicas en soldadura.  | 125 |
| 4.60 | a) Representación grafica de las funciones de Bessel y b) distancias adimensionales.   | 127 |
| 4.61 | Distancias adimensionales con respecto de la fuente de calor para $\xi'$ y $\xi''$ .   | 128 |
| 4.62 | Secciones isotérmicas para 2014-T6 por AEIM precalentada a 50 °C.  | 133 |
| 4.63 | Secciones isotérmicas para 6061-T6 por AEIM precalentada a 50 °C.  | 133 |
| 4.64 | Principales mecanismos de flujo de fluido en soldadura, a) fuerza boyante y b) fuerza electromagnética.  | 135 |
| 4.65 | Gráficos de temperatura adimensional, a) 2014-T6 y b) 6061-T6.   | 136 |
| 4.66 | Resultados de la simulación térmica para la soldadura por AEIM de la   | 139 |

|      |   |     |
|------|---|-----|
|      | aleación 2014-T6.   |     |
| 4.67 | Resultados de la simulación térmica para la soldadura por AEIM de la aleación 6061-T6.                                    | 140 |
| A.1  | Transferencia de calor por conducción en dos dimensiones.   | 154 |
| A.2  | Representación nodal de la transferencia de calor en dos dimensiones en estado estable por diferencias finitas.           | 155 |
| A.3  | Discretización por medio de elemento finito; a) tres elementos y cuatro nodos y b) elemento unidimensional con dos nodos. | 162 |
| B.1  | Panel frontal del programa para determinar curvas de enfriamiento.  | 165 |
| B.2  | Diagrama de bloques del programa para determinar curvas de enfriamiento.  | 165 |
| C.1  | Panel frontal del programa para adquisición de señales de corriente.  | 166 |
| C.2  | Diagrama de bloques del programa para adquisición de señales de corriente.  | 166 |
| F.1  | Apariencia de las placas soldadas, a) AED, b) AEIM 50 °C, c) AEIM 100 °C y d) AEIM 150 °C.                                | 171 |
| G.1  | Barrido de micrografías para 2014-T6 AED.   | 173 |
| G.2  | Barrido de micrografías para 2014 AEIM-T6 50 °C.  | 174 |
| G.3  | Barrido de micrografías para 2014-T6 AEIM 100 °C.   | 175 |
| G.4  | Barrido de micrografías para 2014-T6 AEIM 150 °C.   | 176 |
| G.5  | Barrido de micrografías para 6061-T6 AED.   | 177 |
| G.6  | Barrido de micrografías para 6061-T6 AEIM 50 °C.  | 178 |
| G.7  | Barrido de micrografías para 6061-T6 AEIM 100 °C.   | 179 |
| G.8  | Barrido de micrografías para 6061-T6 AEIM 150 °C.   | 180 |
| H.1  | Curva calorimétrica para 6061-T6.   | 181 |
| H.2  | Curva calorimétrica para el material de aporte ER4043.  | 181 |
| I.1  | Panel frontal de programa para el filtrado de señales de corriente.   | 183 |
| I.2  | Diagrama de bloques para el filtrado de señales de corriente.   | 183 |
| J.1  | Panel frontal del programa para la distribución de temperatura (placas gruesas, 3D).                                      | 185 |
| J.2  | Diagrama de bloques del programa para distribución de temperaturas en   | 185 |

|      |  |     |
|------|--|-----|
|      | placas gruesas.  |     |
| J.3  | Panel frontal del programa para la distribución de temperatura (placas delgadas, 2D).  | 186 |
| J.4  | Diagrama de bloques del programa para distribución de temperaturas en placas delgadas. | 186 |
| K.1  | Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 2014-T6 a 50 °C.             | 187 |
| K.2  | Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 2014-T6 a 50 °C.                 | 187 |
| K.3  | Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 2014-T6 a 100 °C.            | 188 |
| K.4  | Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 2014-T6 a 100 °C.                | 188 |
| K.5  | Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 2014-T6 a 150 °C.            | 189 |
| K.6  | Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 2014-T6 a 150 °C.                | 189 |
| K.7  | Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 6061-T6 a 50 °C.             | 190 |
| K.8  | Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 6061-T6 a 50 °C.                 | 190 |
| K.9  | Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 6061-T6 a 100 °C.            | 191 |
| K.10 | Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 6061-T6 a 100 °C.                | 191 |
| K.11 | Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 6061-T6 a 150 °C.            | 192 |
| K.12 | Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 6061-T6 a 150 °C.                | 192 |
| L.1  | Secciones isotérmicas para 2014-T6 por AEIM precalentada a 50 °C.                      | 193 |
| L.2  | Secciones isotérmicas para 2014-T6 por AEIM precalentada a 100 °C.                     | 194 |
| L.3  | Secciones isotérmicas para 2014-T6 por AEIM precalentada a 150 °C.                     | 195 |
| L.4  | Secciones isotérmicas para 6061-T6 por AEIM precalentada a 50 °C.                      | 196 |
| L.5  | Secciones isotérmicas para 6061-T6 por AEIM precalentada a 100 °C.                     | 197 |
| L.6  | Secciones isotérmicas para 6061-T6 por AEIM precalentada a 150 °C.                     | 198 |

## Lista de Tablas

| <b>Tabla</b> |   | <b>Pag.</b> |
|--------------|---|-------------|
| II.1         | Designación de las aleaciones de aluminio forjadas.   | 20          |
| III.1        | Composiciones químicas nominales de las aleaciones 2014, 6061 y material de aporte ER4043, % en peso.                   | 32          |
| III.2        | Resultados del análisis químico, % en peso.   | 32          |
| III.3        | Variables operativas.   | 33          |
| III.4        | Reactivos de ataque.  | 35          |
| III.5        | Dimensiones de las probetas ensayadas a tensión.  | 36          |
| III.6        | Coordenadas de ubicación para los termopares.   | 43          |
| III.7        | Datos obtenidos en la discretización de los modelos a simular.  | 50          |
| IV.1         | Propiedades mecánicas de materiales base en dirección transversal a la laminación y del material de aporte (electrodo). | 56          |
| IV.2         | Áreas y anchos de la ZAT en la soldadura de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6.   | 60          |
| IV.3         | Rapidez de crecimiento cristalino.  | 69          |
| IV.4         | Tamaño de grano en el metal de soldadura.   | 70          |
| IV.5         | Propiedades mecánicas de las juntas soldadas.   | 73          |
| IV.6         | Porcentaje de dilución y porcentaje en peso de Cu y Mg aportados a la soldadura.  | 82          |
| IV.7         | Propiedades mecánicas después del tratamiento térmico posterior a la soldadura.   | 83          |
| IV.8         | Porosidad en soldadura de la aleación 6061-T6.  | 89          |
| IV.9         | Resultados de la medición de corriente en tiempo real.  | 94          |
| IV.10        | Cálculos experimentales para las geometrías de las juntas soldadas.   | 96          |
| IV.11        | Parámetros adimensionales de operación y temperatura.   | 98          |
| IV.12        | Volumen de la pileta líquida de soldadura.  | 100         |
| IV.13        | Área de la sección transversal de la pileta y ancho de la ZAT.  | 101         |
| IV.14        | Eficiencia térmica de las soldaduras por AEIM.  | 106         |

|       |   |     |
|-------|---|-----|
| IV.15 | Temperaturas pico medidas durante la soldadura a diferentes posiciones. | 107 |
| IV.16 | Velocidades de enfriamiento y calentamiento.                            | 108 |
| IV.17 | Parámetros adimensionales para encontrar $x$ e $y$ .                    | 129 |
| IV.18 | Valores de $r_m$ , $K_o$ y $\psi$ .                                     | 131 |
| IV.19 | Puntos de intersección para las secciones isotérmicas.                  | 132 |
| D.1   | Propiedades termofísicas de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6.           | 167 |
| E.1   | Propiedades termofísicas del aire.                                      | 168 |
| E.2   | Valores para el número de Rayleigh en función de la temperatura.        | 169 |
| E.3   | Coefficiente de transferencia de calor por convección.                  | 170 |
| H.1   | Temperaturas de fusión y del punto eutéctico para 6061-T6 y ER4043.     | 182 |

## Capítulo 1.

### 1.1. Introducción.

Las aleaciones utilizadas en el desarrollo experimental fueron la 2014-T6 (Al-Cu) y 6061-T6 (Al-Si-Mg). Una de las características de este tipo de aleaciones es que se pueden tratar térmicamente por solubilización y envejecimiento artificial [1], condición que les confiere una alta resistencia mecánica. Aspecto que las hace muy atractivas para su aplicación en componentes o estructuras que deban soportar cargas o esfuerzos elevados con una buena relación resistencia-peso.

Las aplicaciones más importantes de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6 se encuentran en la fabricación de partes estructurales de camiones, algunas partes de avión, tanques para aplicaciones criogénicas, estructuras de plataformas marinas, etc. Especialmente la aleación 2014-T6 tiene una extensa aplicación en algunos componentes sujetos a tensión de las alas de avión, debido a sus buenas características de resistencia a la fractura y a la fatiga, combinados con su alta resistencia mecánica [2]. Por otra parte la aleación 6061-T6 es preferida en aplicaciones estructurales, fabricación de líneas de tubería, aplicaciones marinas y equipos para productos químicos, debido a su buena resistencia a la corrosión.

Las propiedades mecánicas de este tipo de aleaciones son tales que llegan a superar las de algunos aceros, por ejemplo la resistencia a la tensión nominal para las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6 es de 485 y 310 MPa, respectivamente [3], las cuales son mayores que las de un acero estructural ASTM A36.

Las características de alta resistencia mecánica son obtenidas por un tratamiento térmico de precipitación, el cual consta de tres etapas (ver Fig. 1.1) [4]. La primera etapa es llevar a la aleación a una temperatura por encima de la línea de solvus del diagrama de equilibrio en cuestión para conseguir la disolución de los elementos de aleación, por ejemplo disolver el cobre en el caso de la aleación Al-Cu. La segunda etapa es realizar un enfriamiento rápido para que los átomos de soluto queden atrapados dentro de la matriz de aluminio, es decir obtener una solución sólida sobresaturada. La tercera etapa consiste en permitir que estos átomos de soluto logren difundir a sitios preferenciales para su nucleación y crecimiento en forma de intermetalicos finos duros y dispersos, los cuales proporcionan el

máximo grado de endurecimiento de la aleación, por ejemplo el compuesto formado después de la precipitación o envejecimiento artificial en la aleación 2014-T6 es el  $\text{CuAl}_2$ .

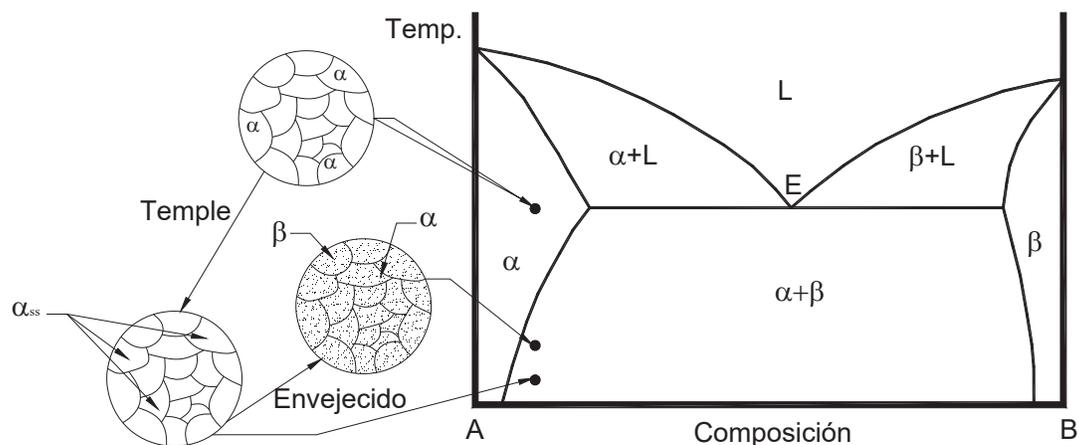


Figura I.1. Extremo de un diagrama binario, mostrando los tres pasos para el endurecimiento por envejecimiento artificial y el esquema de las microestructuras que se producen.

Por lo tanto, el empleo de aleaciones de aluminio para aplicaciones de alta temperatura no es recomendable, ya que éstas disminuirán notablemente sus propiedades mecánicas.

Por otra parte, existe la necesidad de unir a este tipo de aleaciones, tales uniones se realizan generalmente por medio de un proceso de soldadura por fusión (GMAW, GTAW, Laser, etc.), los cuales aportan una gran cantidad de energía para fundir al material de aporte (si es utilizado) y al material base, este aporte térmico tiene una repercusión muy importante en las condiciones mecánicas y microestructurales de las juntas soldadas [5-7].

La problemática derivada por los procesos de soldadura por fusión en aleaciones de aluminio ha sido abordada por un gran número de investigadores, quienes han realizado estudios sobre aspectos relacionados con fenómenos de agrietamiento en caliente, decremento en propiedades mecánicas, refinamiento de grano por medio de la adición de inoculantes, agitación electromagnética, efecto de los materiales de aporte, etc. Sin embargo estas investigaciones han sido llevadas a cabo generalmente sobre materiales de secciones

transversales delgadas, y bajo condiciones de aplicación poco atractivas y en algunas ocasiones equipos sofisticados y costosos [8-19].

El trabajo de investigación que aquí se presenta, se basa en la soldadura de placas de aluminio 2014-T6 y 6061-T6 con una sección transversal de 12.7 mm de espesor, a través de la técnica de arco eléctrico indirecto modificado, AEIM, la cual emplea un proceso de soldadura GMAW.

Los principales objetivos perseguidos, fueron el determinar el grado de afectación en las propiedades mecánicas después de la soldadura por AEIM (de un solo paso de soldadura) y establecer un cuadro comparativo con la forma tradicional de aplicación de pasos múltiples de soldadura, AED, así como verificar el efecto producido en la microestructura de la soldadura por las características propias de enfriamiento y el tratamiento térmico posterior a la soldadura.

Por otra parte, debido a que la técnica de soldadura empleada se encuentra en su etapa de desarrollo, también se abordaron los aspectos relacionados con la eficiencia térmica de las uniones obtenidas, mediciones de temperatura y de corriente del arco eléctrico, así como la aplicación de modelos matemáticos adimensionales basados en las ecuaciones para encontrar la distribución de temperatura en placas gruesas y placas delgadas.

## **1.2. Justificación.**

Uno de los problemas más importantes en la soldadura de aleaciones de aluminio es el hidrógeno que tiene una alta solubilidad en el aluminio líquido, que al solidificar ocasiona que este quede atrapado en el metal sólido y se manifieste en forma de porosidad. El problema se hace más grave cuando la aleación a soldar tiene tendencia a la fisuración en caliente como es el caso de las aleaciones de las series 20XX y 60XX. Si además agregamos la complejidad que representa el unir secciones de espesores gruesos que requieren de más de un paso de soldadura, en donde es necesario eliminar residuos y escorias de un paso previo, es muy probable que se tengan problemas severos de agrietamiento, porosidad, crecimiento de grano, etc.

También es sabido que el calor aportado en cada paso de soldadura tiene un efecto muy considerable en la microestructura final de la soldadura, así como en la zona afectada térmicamente, es decir tamaño de grano grueso y resistencia a la tensión baja. En este caso las aleaciones a unir se encuentran en un estado de tratamiento térmico (-T6) de solubilización y envejecimiento artificial que les incrementa la resistencia mecánica. La microestructura de estas aleaciones se afecta cuando la temperatura se eleva por encima de la temperatura ambiente ocasionando un sobrevejecimiento de la aleación, disminuyendo drásticamente su resistencia mecánica. Es por esto que es necesario buscar alternativas que permitan eliminar la aplicación de pasos múltiples, que den como resultado mejores propiedades mecánicas y afecten lo menos posible al metal base, además de considerar el efecto del tratamiento térmico posterior a la soldadura.

Tomando como base lo dicho anteriormente, consideramos que una alternativa viable es utilizar el proceso de soldadura de arco eléctrico y gas de protección (GMAW), por medio de la técnica de arco eléctrico indirecto modificado, AEIM.

### **1.3. Objetivo General.**

El objetivo general consiste en mejorar la unión de aleaciones de aluminio 2014-T6 y 6061-T6, que presentan tendencia a la fisuración en caliente, empleando el proceso de soldadura de arco eléctrico y gas de protección (GMAW), por medio de la aplicación de un solo paso de soldadura, AEIM.

### **1.4. Objetivos Particulares.**

1. Establecer un nuevo diseño de unión (AEIM), para la soldadura de aleaciones de aluminio, empleando un solo paso de soldadura en secciones de 12.7 mm de espesor.
2. Realizar una comparación entre la forma tradicional de unión por pasos múltiples de soldadura (AED) y la aplicación de un solo paso (AEIM).
3. Disminuir en la medida de lo posible, la tendencia a la fisuración en caliente y la formación de porosidad producidas por el proceso de soldadura en las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6.

4. Demostrar que las propiedades mecánicas en aleaciones de aluminio tratables térmicamente por solubilización y envejecimiento artificial, se mejoran por la aplicación de un solo paso de soldadura, AEIM.
5. Observar el efecto del tratamiento térmico posterior a la soldadura en ambas técnicas de soldadura (AED y AEIM).
6. Implementar un sistema de instrumentación de la corriente del arco eléctrico y medición de temperatura en tiempo real durante el proceso de soldadura.
7. Verificar la aplicación de modelos matemáticos disponibles en la literatura para determinar la distribución de temperatura considerando soldaduras de placas gruesas y placas delgadas.

### **1.5. Hipótesis.**

La problemática de baja soldabilidad en aleaciones de aluminio tratables térmicamente por precipitación, ha llevado a un gran número de investigadores a realizar estudios sobre temas relacionados con ésta, por ejemplo la fisuración en caliente o las propiedades mecánicas después del proceso de unión. Sin embargo, estos estudios por lo general han sido dirigidos al entendimiento del fenómeno que se presenta, sin considerar aspectos relacionados con las secciones transversales a soldar (espesores gruesos), por lo que no se han propuesto soluciones concretas para estos problemas.

Por lo cual se considera que el empleo de una nueva técnica de unión empleando un solo paso de soldadura, AEIM, tenderá a mejorar las condiciones de propiedades mecánicas y microestructurales de las uniones soldadas en secciones gruesas (12.7 mm de espesor), en comparación con la forma tradicional de pasos múltiples, AED. Esta consideración se basa en que al aplicar un solo paso de soldadura en secciones gruesas combinado con una adecuada preparación de junta, se aportará una menor cantidad de calor para realizar la unión, y por lo tanto, se mejorarán las características de solidificación en la zona fundida (soldadura), es decir que el tamaño de grano será fino y las propiedades mecánicas en la ZAT serán mejores, debido a que se afectará en menor proporción a los compuestos intermetálicos del material que originalmente proporcionan las buenas características de

endurecimiento. Esta hipótesis, podrá ser comprobada por medio de herramientas, tales como: una experimentación adecuada, verificación de resultados por medio de ensayos mecánicos y microestructurales, así como la aplicación de relaciones matemáticas para la distribución de temperatura y transferencia de calor que se correlacionarán con sus respectivos diagramas de transformación de las aleaciones.

## Capítulo 2. Antecedentes.

### 2.1. Estado del Arte.

Los primeros antecedentes escritos sobre la aplicación de la soldadura por arco eléctrico indirecto (AEI) datan del año 2002 por investigadores del Instituto de Investigaciones metalúrgicas de la UMSNH [20], quienes explicaron el principio de funcionamiento del mismo, esta técnica fue desarrollada originalmente para la soldadura de materiales compuestos. Los autores explican que las gotas de metal líquido generado por la fusión del material de aporte produce una pileta de metal líquido que es alimentado instantáneamente dentro de la abertura formada por las piezas a unir, teniendo un mayor aprovechamiento del calor aportado. Además explican que el fenómeno de solidificación se presenta en una forma no tradicional, debido a la eliminación de las fuerzas radiales que se establecen en el arco eléctrico directo (AED) que ocasionan turbulencia en la pileta líquida.

R. García [21] y colaboradores realizaron un análisis comparativo del proceso de unión de materiales compuestos por medio del uso de AED y AEI, reportando que este tipo de materiales tienen una buena soldabilidad utilizando el proceso AEI. Esto mismos autores extendieron sus trabajos en la unión de materiales compuestos de Al/TiC, obteniendo penetración y fusión total, comprobándose que independientemente del proceso utilizado, este tipo de material presenta un buen grado de soldabilidad. Finalmente, los autores dicen que el proceso de arco eléctrico indirecto puede ser una solución a los problemas de soldabilidad en los materiales compuestos [22].

La soldadura de aleaciones de aluminio, generalmente presenta algún tipo de dificultad en cuanto a su soldabilidad, la cual se ve reducida debido a varios factores, algunas de las dificultades son: la elevada conductividad térmica del aluminio que ocasiona que el calor generado por el proceso de soldadura se disipe rápidamente en el material, y por lo cual, se necesiten grandes concentraciones de energía; la alta solubilidad del hidrógeno en aluminio líquido que ocasiona severos problemas de porosidad en la unión soldada [13, 23-26] y la formación de un óxido de aluminio ( $Al_2O_3$ ) en la superficie de la aleación y también en el material de aporte (si es que el proceso de soldadura lo utiliza).

Otro aspecto importante en la soldadura de las aleaciones de aluminio, es la disminución de las propiedades mecánicas después del proceso de soldadura en aleaciones tratables térmicamente, tal es el caso de las aleaciones de Al-Si-Mg (6061-T6) y Al-Cu (2014-T6).

T. Ronnhult y colaboradores [18], realizaron un estudio del estado superficial y la soldabilidad en aleaciones de aluminio antes de la aplicación del proceso de soldadura por resistencia de puntos, mediante la oxidación de muestras bajo diferentes condiciones, establecieron que la soldabilidad puede mejorarse por medio del mantenimiento de un óxido adecuado en la superficie del material.

Por otra parte, A. Heinz y colaboradores [2] han reportado recientemente la aplicación de aleaciones de aluminio en la industria aeroespacial con una mejoría en la soldabilidad de ciertas aleaciones tales como: aleaciones de litio con resistencia mecánica similar a la aleación 2024-T3, aleaciones de la serie 6XXX y aleaciones de Al-Mg-Sc en donde el Sc actúa como un inhibidor de la recristalización.

En cuanto a los aspectos microestructurales, W. Kurz y colaboradores [27] explicaron el fenómeno de transición microestructural de columnar a equiaxial en procesos de soldadura por arco y soldadura láser, la cual puede ser controlada por el proceso de solidificación. Los autores explican que la transición de granos de crecimiento columnar a equiaxial se da cuando ocurre una nucleación de granos equiaxiales por delante de la zona columnar, debido a un proceso de fragmentación dendrítica el cual se da por el movimiento y separación de los brazos dendríticos cercanos a las puntas de las dendritas que se transportan dentro del metal fundido sobreenfriado en donde se da un crecimiento de granos. Los autores desarrollan un modelo empírico que sirve para determinar mapas que pueden utilizarse para predecir el tipo de solidificación que esta en función de los parámetros de rapidez de crecimiento y del gradiente térmico. También, C. Menzemer y colaboradores [12] llevaron a cabo una investigación sobre las microestructuras en soldaduras de aleaciones de aluminio de tipo disímil, utilizando el proceso GMAW, las uniones las realizaron sobre juntas en T. Las aleaciones empleadas fueron del tipo Al-Mg (5083-H321) y una de Al-Si-Mg (6061-T6). El material de aporte fue un electrodo ER5356. Los autores encontraron que existe una recristalización con un tamaño de grano basto adyacente a la línea de fusión de la soldadura, así mismo concluyen que el crecimiento de grano en esta zona es debido a la baja disipación

de calor de la junta soldada. Finalmente, establecen que existe cierta tendencia a generarse grietas en la zona de la aleación 6061-T6 (en el metal base) debido al calentamiento y fusión de los microconstituyentes segregados a lo largo de los límites de grano.

Por otra parte, Ying Li y colaboradores [28] estudiaron los cambios microestructurales en la soldadura por fricción de aleaciones de aluminio 2024 y 6061, ellos determinaron que como una consecuencia de las variaciones de temperatura inducidas, existen microestructuras residuales con tamaños de grano diferentes que se evaluaron por medio de la medición de microdureza, en la sección transversal de la junta soldada a diferentes posiciones observando, que existen fluctuaciones importantes de los valores de microdureza, presentando el mínimo dentro de una zona de transición en la aleación 6061 hasta un valor del 40% de la aleación 6061 sin soldar.

G. Liu y colaboradores [29] llevaron a cabo un estudio sobre la microestructura obtenida en el proceso de soldadura por fricción de un aleación 6061-T6 realizando análisis de microscopía óptica, microscopía electrónica de transmisión y perfiles de microdureza de las uniones. Los autores establecen que existe una porción de tamaño de grano fino en la zona de la soldadura de aproximadamente 10  $\mu\text{m}$  considerablemente menor al del metal base (100  $\mu\text{m}$ ), también explican que existe una distribución homogénea de los precipitados con una composición estequiométrica de  $\text{Al}_x\text{MgSi}$  con  $x=8$  a 10 y más pequeños en el metal base que en la zona de la soldadura, sin embargo concluyen que es necesario realizar un estudio a fondo sobre el fenómeno de la precipitación entre la zona de la soldadura y el metal base.

C. Huang y S. Kou [9] explicaron el mecanismo de la licuación y solidificación direccional de la zona parcialmente en una aleación 2219-T851. Pudieron determinar que la licuación se inicia porque la región sólido más líquido del diagrama de fases es alcanzada durante el calentamiento y se intensifica por la fusión de los alrededores de la fase  $\alpha$ , cambiando la composición de líquido de eutectico a hipoeutectico. Estos mismos autores [30] investigaron el mecanismo de solidificación planar y celular en soldadura de aleaciones de Al-Cu 2219. Insertaron una serie de termopares en la parte inferior de la pieza de trabajo. Por medio de un termopar tipo K recubierto con alúmina realizaron las medidas de temperatura de la pileta de soldadura utilizando un dispositivo mecánico que iba avanzando en la parte trasera del arco.

Por su parte, A. Kostrivas y J. C. Lippold [31] estudiaron la formación de granos equiaxiales en la zona parcialmente fundida de aleaciones que contienen Li y Zr, específicamente la 2195, por medio de un simulador térmico, en el cual se simularon las características de soldadura en la aleación, por medio del calentamiento por resistencias eléctricas.

En cuanto al refinamiento microestructural de la soldadura, S. R. Koteswara y colaboradores [32] han reportado buenos resultados en cuanto a refinamiento de grano en aleaciones de Al-Cu (2219-T6), empleando el proceso de soldadura GTAW, lograron obtener estructuras con tamaño de grano fino en la zona de la soldadura por medio de la manipulación de los parámetros del arco como: corriente continua, corriente pulsada, oscilación electromagnética y una combinación de estos dos últimos, los investigadores determinan que por medio de la manipulación del arco es posible fragmentar a las puntas de las dendritas, que estas se separen y se coloquen alrededor del líquido, actuando como nucleantes, propiciando la nucleación heterogénea, provocando la formación de granos equiaxiales finos que ocasiona un incremento en las propiedades mecánicas. También mencionan que la presencia de Ti y Zr en el material de aporte (2319), contribuye al refinamiento de grano en la soldadura.

Por su parte, S. Kou y Y. Le [33] explicaron el mecanismo de nucleación y refinamiento de grano del metal de soldadura en aleaciones de aluminio 6061 y 2219 por medio del proceso GTAW y enfriamiento rápido a través de la aplicación de hielo por detrás de la antorcha y una oscilación electromagnética del arco, realizando la soldadura sobre laminas de 1.6 mm de espesor, al principio se aplicó un primer paso de soldadura sin oscilación con la intención de generar una estructura dendrítica, posteriormente realizaron la aplicación de pasos múltiples de soldadura para disolver la nucleación heterogénea, emplearon un total de 10 pasos de soldadura para la disolución completa de los núcleos heterogéneos. Los autores explicaron los mecanismos de fragmentación dendrítica, separación de granos y la nucleación heterogénea, encontrando que en el caso de la aleación 6061, el refinamiento microestructural es debido a la nucleación heterogénea en combinación con una oscilación electromagnética del arco. Observaron que la nucleación heterogénea es promovida por el contenido de titanio (de la aleación en porcentajes en peso de aproximadamente 0.04%) dentro de la zona fundida.

H. Yunjia y colaboradores [34] utilizaron titanio y zirconio en materiales de aporte para la soldadura de una aleación de aluminio 1100 por medio de GTAW, obtuvieron que las adiciones de titanio y zirconio en material de aporte tienen un efecto muy similar sobre el refinamiento del tamaño de grano en la zona fundida, que es de alrededor de 94  $\mu\text{m}$  para cuando se utilizan concentraciones de zirconio de 0.23% en peso, también observaron que existe un incremento en la velocidad de solidificación y un descenso en el tiempo de nucleación. Proponen un modelo matemático para determinar el comportamiento de la solidificación, sugiriendo que existe un sobreenfriamiento constitucional e indicando que no hay precipitación en equilibrio de los nucleantes. Por último explican que los modos de solidificación establecidos por el modelo son coincidentes con los conceptos comunes de la teoría de solidificación.

G. D. Janaki y colaboradores [35] utilizaron inoculantes en materiales de aporte para refinar el tamaño de grano del metal de soldadura en una aleación de Al-Li (2090). La finalidad de la investigación de estos autores fue discutir la efectividad en el refinamiento de la estructura solidificada y la influencia del refinamiento de grano sobre la tendencia al agrietamiento en caliente.

D. C. Lin y colaboradores [36] estudiaron el efecto de la adición de elementos de aleación específicos sobre materiales de aporte comerciales en la formación de granos equiaxiales de la zona parcialmente fundida de una aleación Al-Li (2090). Reportando que el ancho de la zona de granos equiaxiales se incrementa con el contenido de Li y Zr en los materiales de aporte, la cual también presenta un tamaño de grano fino.

En cuanto al fenómeno de fisuración o agrietamiento, H. W. Kerr y M. Katoh [37] estudiaron la tendencia a la fisuración en caliente de aleaciones de Al-Si-Mg, utilizando varios materiales de aporte y evaluando la tendencia a la formación de grietas mediante la prueba de Vareststraint, observaron dos tipos de agrietamiento: longitudinal y perpendicular al cordón de soldadura, en donde el agrietamiento longitudinal se presenta cuando se utiliza un electrodo *ER5356*, explicando que el mecanismo de agrietamiento es debido a la licuación constitucional, así mismo mencionan que el agrietamiento longitudinal se incrementa por el alto calor aportado. Explican que el agrietamiento transversal se incrementa con la utilización de un electrodo *ER4043*, debido a la suposición de que la temperatura de solidus de este

material promueve la penetración de líquido en la ZAT a distancias grandes, sin embargo previene el agrietamiento longitudinal.

Por su parte, M. Miyasaki y colaboradores [38] realizaron estudios sobre la fisuración en caliente de la zona afectada térmicamente en la aleación 6061, tomando en cuenta el tamaño de grano, la concentración de Si y Mg, así como la temperatura de solidus y el calor aportado. Observaron que se presentan altos contenidos de Si y Mg utilizando electrodos ER4043 y ER5356 respectivamente, cerca de las grietas, indicando que la difusión de estos elementos de aleación afectan directamente al agrietamiento transversal. El tamaño máximo de grietas por licuación en soldaduras por GTAW se presenta cuando el tamaño de grano se incrementa en el metal base. Para cuando el tamaño de grano es aproximadamente de 50  $\mu\text{m}$ , el agrietamiento por licuación se presenta en la región que ha sido calentada alrededor de la temperatura de solidus de la aleación. Finalmente, concluyen que para el caso de la soldadura por el proceso GMAW se origina un agrietamiento longitudinal a lo largo del límite de fusión cuando se utiliza un electrodo ER5356, fenómeno que puede explicarse por la relación que existe entre la temperatura de solidus, el calor aportado y la licuación constitucional en el metal base.

P. Nègre y colaboradores [39] investigaron la formación de grietas en aleaciones de Al-Si-Mg utilizando un proceso de soldadura por Laser, en este estudio los investigadores basan su experimentación en función de la aplicación de una carga estática y la caracterización del tipo de fractura en las diferentes zonas de las juntas soldadas (zona de fusión, interfase, zona afectada térmicamente y metal base) observando que el tipo de fractura es tal que existe la presencia de huecos alargados conteniendo en su interior partículas quebradas y alineadas con una segunda concentración de huecos más pequeños característicos, concluyendo que la fractura se da por nucleación de poros, crecimiento y coalescencia (fractura dúctil), así mismo estudian el comportamiento de formación de grietas por medio de un modelo matemático (Gurson-Tvergaard-Needleman) para simular y predecir la resistencia a la fractura en función de una carga estática.

Por otra parte, N. F. Gittos y colaboradores [17] investigaron la formación de agrietamiento por licuación en la ZAT de aleaciones de Al-Si-Mg utilizando materiales de aporte de Al-Si y Al-Mg, estos investigadores encontraron que existe una zona microestructural en el metal base que se trata por solución durante los procesos de

soldadura, así mismo determinaron que el tipo de fractura que se presenta en la ZAT con el electrodo de Al-Mg se propaga de forma intergranular hasta el interior de algunos granos de la soldadura. También explican que si la concentración de Si y Mg es alta en los límites de grano, se disminuye la temperatura de solidus localmente y hace que sean más susceptibles a la licuación durante la soldadura. Además observan que el agrietamiento es severo cuando se utilizan materiales de aporte con altos contenidos de Mg y altos porcentajes de dilución y por el contrario, el agrietamiento no se da cuando se utilizan electrodos de alto contenido de silicio. Finalmente se cree que el mecanismo de agrietamiento en la ZAT durante la soldadura ocurre por la fusión de los límites de grano en la ZAT con determinados metales base y composiciones de metal de aporte, es posible que la temperatura de solidus del metal base este por debajo de la temperatura de solidus del metal de soldadura.

Este problema también fue estudiado por C. Huang y S. Kou [11], quienes trabajaron sobre el fenómeno de agrietamiento por licuación en aleaciones de Al-Cu, utilizaron un dispositivo circular para aplicar soldadura por GMAW y evaluaron la susceptibilidad al agrietamiento por licuación con una alta restricción de las piezas de trabajo, con lo cual demostraron que el agrietamiento por licuación se presenta en la zona parcialmente fundida debido, fundamentalmente al contenido de soluto del metal de aporte, observaron que para bajos contenidos de soluto en el electrodo, el agrietamiento en caliente se hace más severo, mientras que para un mayor contenido de soluto, el agrietamiento disminuye. Además, concluyen que el mecanismo de licuación es causado por los esfuerzos de tensión inducidos en la solidificación de la zona parcialmente fundida por la solidificación y contracción del metal de soldadura que excede la resistencia al agrietamiento de la misma.

También, C. Huang y S. Kou [10] investigaron el fenómeno de agrietamiento por licuación de las aleaciones de Al-Si-Mg, la investigación de estos autores confirma los resultados obtenidos por Metzger [40], puesto que los resultados experimentales demostraron que se presenta por licuación en aleaciones de Al-Si-Mg utilizando un electrodo ER5356 en altas relaciones de dilución, pero no con el uso de un electrodo ER4043. Además se establece una contradicción con la investigación realizada por N. F. Gittos [17], debido a que este último establece que el agrietamiento por licuación se presenta en función de una temperatura de solidus de equilibrio. Los autores establecen que debe cumplirse una condición necesaria para que se dé el agrietamiento por licuación en aleaciones de Al-Si-Mg,

para soldaduras de penetración total y es que debe existir una fracción sólida mayor en el metal de soldadura (un alto esfuerzo), en relación con la zona parcialmente fundida durante la solidificación final de esta última. Por lo tanto los efectos opuestos de los metales de soldadura ER4043 y ER5356 se pueden ahora explicar. El electrodo ER5356 puede solidificar y contraer una mayor cantidad de fracción sólida de metal de soldadura en la zona parcialmente fundida. Por el contrario el electrodo ER4043 mantiene al metal de soldadura con una menor cantidad de fracción sólida durante la solidificación de la zona parcialmente fundida.

W. Liu y colaboradores [41] desarrollaron un método para eliminar la tendencia a la fisuración en caliente de la aleación 2024, por medio de un sistema que utiliza un par de rodillos que suministran un esfuerzo extra en la zona de fragilidad de la junta soldada. También Y. P. Yang y colaboradores [19] propusieron una técnica, basada en la utilización del proceso de soldadura GTAW, la cual utiliza una fuente de disipación de calor para eliminar la tendencia al agrietamiento en caliente de la aleación 2024.

Por otra parte, los efectos producidos por la aplicación de un campo magnético han sido investigados por Mousavi y colaboradores [42-44], estos investigadores estudiaron los efectos físicos de la aplicación de un campo electromagnético en soldadura de aleaciones de la serie 6XXX y 7XXX (Electromagnetic Stirring, EMS), con el objetivo de observar el comportamiento al agrietamiento en caliente de estas aleaciones. Las uniones de las aleaciones se realizaron por medio del proceso GTAW utilizando un dispositivo de restricción de las placas a unir denominado CPT (circular patch test), se observó que en las aleaciones de la serie 7XXX, el agrietamiento en caliente es eliminado por medio de la aplicación del campo electromagnético, mientras que para las aleaciones de la serie 6XXX este es eliminado solamente si no se aplican fuerzas de restricción durante el proceso de unión.

En cuanto al mejoramiento de propiedades mecánicas, J. K. Kim y colaboradores [45] encontraron que por medio de la deformación en caliente de aleaciones de aluminio con el proceso ECAP (Equal-channel angular pressing) que utiliza un dado de ángulo recto entre el fondo y las paredes del mismo y un tratamiento térmico de envejecimiento posterior es posible mejorar las propiedades mecánicas de las aleaciones comerciales 6061 y 2014 hasta valores de esfuerzo de fluencia de 328 MPa y 640 MPa respectivamente. Los autores explican que el posible mecanismo de endurecimiento está relacionado con la alta rapidez de

acumulación de dislocaciones en una matriz solubilizada y la creación de alta densidad de partículas muy finas en la matriz por el tratamiento de envejecimiento posterior al ECAP.

L. A. Guiterrez y colaboradores [6] determinaron las propiedades mecánicas de una aleación 6013-T6 extruida, después de la aplicación de la soldadura por medio de GTAW y Laser Beam (LB), la diferencia más importante entre los dos procesos de soldadura, fue la forma y geometría de la zona de fusión, por lo que la resistencia a la tensión fue mayor en LB, también se dieron cuenta de que el valor mínimo de dureza se presentan dentro de la zona afectada térmicamente debido a un estado de sobrevejecimiento. Por último, recomiendan que para eliminar la tendencia a la formación de agrietamiento por solidificación es más adecuado un material de aporte con alto contenido de silicio.

V. Malin [5] estudió el fenómeno metalúrgico y de propiedades mecánicas en la zona afectada térmicamente de las aleaciones 6061-T6 tomando en cuenta las variables operativas del proceso de soldadura, las temperaturas, la microdureza de las uniones, la localización de la falla y la resistencia mecánica. Identificó 5 zonas importantes experimentales en el ensayo de microdureza, encontrando que existe una zona de mínima dureza (zona crítica) ubicada dentro de la zona afectada térmicamente que es la responsable de la mayoría de las fallas después del ensayo de tensión. También determinó de forma experimental que este valor de dureza mínimo, corresponde a un punto, el cual se encuentra sujeto a temperaturas de alrededor de 380°C, correspondiente a un límite superior a la formación de la fase  $\beta'$ , que es el principal endurecedor de la aleación 6061-T6.

A. Kluken y B. Bjorneklett [8] realizaron un estudio de las propiedades mecánicas en aleaciones de aluminio, series 60XX y 70XX, concretamente la resistencia a la tensión, fluencia y capacidad de absorción de energía (impacto). Encontrando que para el caso del tratamiento T6 se incrementa en más de un 50% el esfuerzo de fluencia de las aleaciones de Al-Si-Mg, mientras que para las aleaciones de Al-Zn-Mg, también se presentó un aumento en el esfuerzo de fluencia aunque menor que en las aleaciones de la serie 60XX.

Así mismo, varios autores han evaluado las propiedades mecánicas de las uniones soldadas y la tendencia a la fisuración en caliente de diferentes aleaciones, tal es el caso de T. Zacharian y D.K. [46] quienes estudiaron el comportamiento de las aleaciones 2029 y 2024 por medio de simulación de ciclos térmicos de la ZAT. De la misma manera S. M.

Devicent y colaboradores [47], trabajaron sobre la determinación de las propiedades mecánicas de las aleaciones 7039-T64 y 5083-H131, tomando en cuenta las variables del proceso de soldadura, las composiciones químicas de los metales involucrados y el tratamiento térmico posterior a la soldadura, también M. Ramulu y M. P. Rubbert [48], determinaron las propiedades mecánicas de diferentes materiales de aporte en la soldadura de una aleación de Al-Li-Cu (2091), encontrando que esta aleación tiene una buena soldabilidad por medio de los procesos de Electron Beam, Laser, Plasma, presentando problemas de porosidad cuando son soldadas con el proceso GTAW.

Para ilustrar el efecto de la disminución en las propiedades mecánicas de la aleación 6061-T6 con la temperatura en aplicaciones de fabricación de recipientes a presión, podemos referirnos al código ASME sección VIII División 1 [49], el cual establece que tal aleación debe tener una resistencia a la tensión mínima de 260 MPa y 220 MPa de esfuerzo de fluencia, pero debe diseñarse con una resistencia a la tensión de 75.2 MPa para un rango de temperatura de -30 a 40 °C.

En cuanto al mejoramiento de los procesos de soldadura en aleaciones de aluminio, varios autores han desarrollado investigaciones, tal es el caso de Subramaniam y colaboradores [50], quienes proponen un procedimiento experimental para la selección de parámetros de soldadura en el proceso GMAW por corriente pulsada, estos investigadores se apoyaron en el diseño de técnicas de resultados experimentales y de modelado matemático para analizar el proceso, pudiendo establecer de forma directa la relación que existe entre las variables de soldadura y la velocidad de alimentación del electrodo con lo que disminuyeron considerablemente el número de experimentos, así mismo lograron tener una transferencia de metal por medio de una gota por pulso.

También M. Zhang y S. B. Zhang [51] desarrollaron una técnica de soldadura para unir la aleación 6061, la cual consiste en la utilización del proceso GTAW, por medio de una doble antorcha sin material de aporte. Esta técnica incrementa la penetración de la soldadura debido a la colocación de la segunda antorcha en la parte opuesta a la primera y disminuye el calor aportado debido al avance rápido de las antorchas.

Por otra parte, D. K. Aidun y J. P. Dean [52] emplearon un método de unión para aleaciones de Al-Cu-Li, por medio del proceso de soldadura GTAW, utilizando una técnica de

gravidades múltiples con la finalidad de eliminar la formación de granos equiaxiales que se forman a lo largo de la línea de fusión. Investigaron la unión de la aleación 2195-T8, para la cual incrementaron el efecto de la convección en la soldadura, por medio de un dispositivo que consta de una caja en la cual se colocan las placas a unir y la cual se hace girar por medio de un brazo produciendo velocidades de rotación variables que incrementa el valor de la gravedad hasta 16 g.

En la soldadura de aleaciones de aluminio existen una serie de problemas, tales como el plegado en soldaduras debido al proceso de soldadura por GMAW que fueron estudiadas por H. Miyazaki y colaboradores [53], los autores desarrollaron un método que elimina el fenómeno de plegado en las uniones, que consiste en la implementación de un alambre extra dentro de la antorcha del proceso tradicional, que es consumible y disminuye la temperatura de fusión de la piqueta de soldadura e incrementa la viscosidad del líquido.

En cuanto aspectos generales de soldabilidad en aleaciones de aluminio se han llevado a cabo varias investigaciones, tal es el caso de M. J. Dvornak y colaboradores [54] quienes estudiaron la soldabilidad y el refinamiento de grano en una aleación de Al-2.2Li-2.7Cu, por medio del uso de Zr y Ti en el metal de soldadura, encontrando que el Zr es el más efectivo para refinar el tamaño de grano y promueve la soldabilidad de la aleación. Estos mismos autores investigaron la influencia de la cinética de solidificación sobre el refinamiento de grano de soldaduras de aluminio. Encontraron que las fases intermetálicas de  $TiAl_3$  y  $ZrAl_3$  pueden diluirse por medio de la aplicación de pasos múltiples en el proceso de soldadura, originando refinamiento de grano e incrementando la soldabilidad de las aleaciones de aluminio que contienen titanio y zirconio.

Así como M. Mossman y J. C. Lippold [55] que estudiaron los aspectos de la soldabilidad en aleaciones de aluminio de las series 5XXX y 6XXX que son de tipo disímil. Determinando que para el caso de la unión disímil de estas aleaciones, los factores que afectan a la soldadura son: el incremento en la viscosidad de las aleaciones de la serie 5XXX y la diferencia de tensiones superficiales con la aleación 6XXX.

Por otra parte, L. Martínez y colaboradores [56] trabajaron sobre el efecto de los gases en la zona fundida de una aleación de aluminio 2219, utilizando un proceso de soldadura por plasma VPPAW, demostrando que la adición de helio al gas plasma de argón incrementa el

voltaje y el área de fusión del metal base y al combinar argón con el gas de protección se incrementa el radio del gas plasma.

Por otro lado, M. J. Lu y colaboradores [57], midieron la temperatura a la cual se desprenden las gotas de metal líquido en el proceso de soldadura GMAW, utilizando técnicas de calorimetría y termometría. El material de aporte utilizado fue un electrodo ER4043. Estudiando modos de transferencia de metal globular y por spray, para los cuales midieron temperaturas de 1200 a 1560 °C y de 2150 a 2400 °C, respectivamente dependiendo de las variables operativas del proceso de soldadura.

En relación a las aplicaciones de modelos matemáticos y simulación, M. A. Wahab y colaboradores [58], desarrollaron modelos numéricos para el proceso de soldadura por GMAW de forma experimental, con el fin de determinar el perfil de la soldadura, así como su representación en función de la fuente de calor, lograron determinar algunas relaciones matemáticas para calcular la longitud, ancho, penetración, altura del cordón, volumen y superficie, basándose en los resultados experimentales arrojadas por un dispositivo de medición por rayo láser que sirvió como base para determinar el mallado para el análisis por elemento finito, por último dicen que la velocidad de avance y la corriente del arco son las variables que tienen mayor efecto sobre la longitud del perfil de soldadura (isotermas).

G. H. Little y A. G. Kamtekar [59] llevaron a cabo simulaciones de la distribución de temperaturas en estado transiente durante los procesos de soldadura, basándose fundamentalmente en el efecto de la conductividad térmica de los materiales a soldar, la eficiencia térmica del proceso de soldadura y la forma de extracción de calor del material soldado con sus alrededores. Los autores determinaron que la conductividad térmica del material a soldar juega un papel importante, por lo que conductividades térmicas elevadas, mantienen una temperatura de la zona cercana a la soldadura más fría que en posiciones más alejadas a ésta, de la misma manera encontraron que la eficiencia térmica del proceso de soldadura es más crítico cuando se utilizan aportes térmicos altos, finalmente explican que un cambio en la representación de las cantidades de los parámetros importantes del efecto térmico es más efectivo a través de parámetros adimensionales.

Ma. Hang y A. Okad [60] proponen un modelo matemático basado en un método de elemento finito, con el fin de determinar los procesos térmicos en tres dimensiones cercanos

a la línea de fusión de los procesos de soldadura GMAW. Dicho método es posible aplicarlo directamente a los problemas de transferencia de calor en estado transiente del proceso de soldadura, además dicen los autores que se trata de un método efectivo y versátil ya que los resultados experimentales y teóricos coinciden, ayudando a que se puedan establecer los parámetros de soldadura de forma práctica más efectivamente.

E. A. Bonifaz [61] analizó por medio de elemento finito, la distribución del flujo de calor para soldaduras de un solo paso, en función de la eficiencia térmica del fundido con la finalidad de determinar la distribución de temperaturas en estado transiente determinando que la variable más importante en la distribución del calor es la longitud del arco, el cual tiene una distribución gaussiana y demostró la estrecha precisión del método de elemento finito en la distribución de temperaturas medidas experimentalmente.

O.R. Myhr y colaboradores [62] proponen un modelo matemático para simular el comportamiento microestructural y las propiedades mecánicas de aleaciones de Al-Si-Mg, tomando en consideración la secuencia de precipitación de este tipo de aleaciones, la simulación la llevaron a cabo por medio de un simulador tipo Gleeble donde establecieron los parámetros de simulación de soldadura y un tratamiento térmico posterior. Estos investigadores se basan en el comportamiento de las propiedades mecánicas finales de la aleación después de un proceso de soldadura en función del estudio del tamaño forma y composición de los precipitados por medio de microscopía electrónica de transmisión, así como mediciones de microdureza de las probetas ensayadas a diferentes condiciones de tratamiento térmico.

Varios autores han desarrollado investigaciones a cerca de simulación y modelado matemático en el área de soldadura tal es el caso de W. Liu [63] quien desarrollo un modelo matemático para predecir el comportamiento sobre el agrietamiento por solidificación en el metal de soldadura en una aleación de aluminio 2024. Z. Kao y colaboradores [64] simularon numéricamente el efecto de la pileta líquida de soldadura en estado transiente del proceso GMAW con el objetivo de predecir el fenómeno de transferencia de calor y el flujo de la misma, los autores se basaron en los mecanismos que producen el movimiento de la pileta de soldadura tales como: fuerzas electromagnéticas, fuerzas boyantes y la presión producida por el arco eléctrico, la contribución más importante de los autores fue que los resultados

obtenidos por el modelo son muy aproximados con los perfiles reales de la pileta líquida de soldadura y que puede emplearse en varios tipos de juntas.

Los aspectos de modelado en soldadura han sido recopilados y enriquecidos por T. Zacharia y colaboradores [65] quienes llevaron a cabo una revisión muy importante a cerca de los avances en esta área, específicamente en los aspectos de transferencia de calor, solidificación y el comportamiento del metal de soldadura fundido.

## 2.2. Aleaciones de Aluminio.

Las aleaciones de aluminio se dividen en dos grupos principales, las aleaciones para vaciado o colada y las de forja. Las aleaciones en estado de forja se designan por medio de un sistema de numeración de cuatro dígitos. El primer número indica el tipo de aleación y el segundo la modificación de la aleación original o los límites de impurezas. Los elementos de aleación con el aluminio más importantes son: el Cu, Mn, Si, Mg, Zn y algunos otros empleados como inoculantes. La Tabla II.1 presenta la designación de las aleaciones de aluminio forjadas.

Tabla II.1. Designación de las aleaciones de aluminio forjadas.

| <b>Designación</b> | <b>Elementos Principales de Aleación</b>         |
|--------------------|--|
| 1XXX               | Aluminio puro (sin aleantes)                     |
| 2XXX               | Aleaciones al cobre                              |
| 3XXX               | Aleaciones al manganeso                          |
| 4XXX               | Aleaciones al silicio                            |
| 5XXX               | Aleaciones al magnesio                           |
| 6XXX               | Aleaciones al silicio y magnesio                 |
| 7XXX               | Aleaciones al zinc                               |
| 8XXX               | Aleaciones que incluyen plomo y algunas de litio |
| 9XXX               | Serie de aleaciones para nuevas composiciones    |

Por ejemplo, en el caso de una aleación 1050, se trata de una aleación con un mínimo de 99.5% de aluminio. En el caso de las aleaciones de las series 2XXX al 8XXX las últimas dos cifras sirven únicamente para identificar las diferentes aleaciones de aluminio del grupo específico.

A continuación del tipo de aleación y separado por un guión se expresa el estado en el cual se encuentra la aleación. Este sistema está basado en la serie de tratamientos térmicos fundamentales. De acuerdo con este sistema, los tipos de tratamientos básicos se especifican por medio de una letra, que esta seguida por un número con excepción de los estados de recocido y en bruto. Existen cuatro estados básicos que son: F, estado en bruto o de fabricación; O, estado de recocido; H, endurecido por deformación en frío y T, tratado térmicamente. A continuación se describen:

**-F:** Estado de fabricación. Se aplica en casos donde la aleación sufre una modificación como consecuencia de las operaciones normales de fabricación. En este estado no existe ninguna seguridad respecto a las propiedades mecánicas.

**-O:** Recocido recristalizado. Es el estado en que las aleaciones forjadas presentan la mínima dureza.

**-H;** Estado de acritud o deformación. Es empleada cuando la aleación ha mejorado sus propiedades mecánicas debido al proceso de deformación en frío. La H va siempre seguida por dos o más dígitos, de los cuales el primero indica en cada caso la serie de operaciones fundamentales a que se ha sometido la aleación.

**-W:** Tratamiento térmico de disolución. Se trata de un estado metaestable, aplicable solamente a las aleaciones que envejecen espontáneamente a temperatura ambiente después de sufrir un tratamiento térmico de disolución. Ya que esta designación es aplicable cuando se presenta el fenómeno de envejecimiento natural, solo estará completa cuando vaya seguida del periodo de tiempo necesario para que realice dicho envejecimiento, por ejemplo 2024-W (1/2hr).

**-T:** Tratado térmicamente. Esta designación se utiliza para las aleaciones que se tratan térmicamente para obtener estados estables. En seguida de la T se agregan números que van de 2 al 10, para expresar la serie de operaciones fundamentales sufridas por el material.

**-T2:** Recocido. Se aplica a aleaciones que han sido trabajadas en frío para recuperar ciertas propiedades mecánicas.

**-T3:** Tratamiento térmico de solubilización y deformado en frío posteriormente.

**-T4:** Tratamiento térmico de envejecimiento y sometido a un proceso de envejecimiento natural hasta conseguir una condición totalmente estable.

**-T5:** Proceso de envejecimiento artificial solamente. Se aplica a las aleaciones que en el proceso de fabricación se enfrían rápidamente desde temperaturas elevadas y se someten posteriormente a un proceso de envejecimiento artificial, como sucede con los procesos de extrusión o fundición.

**-T6:** Tratamiento térmico de solubilización y posteriormente un proceso de envejecimiento artificial.

**-T7:** Tratamiento térmico de solubilización y posterior estabilizado: se aplica en los casos en que las condiciones de tiempo y temperatura del tratamiento de estabilización son tales que la aleación se lleva más arriba del punto de dureza máxima, procurando controlar el crecimiento de grano y las tensiones residuales.

**-T8:** Sometido a un tratamiento térmico de solubilización y a una deformación en frío y posteriormente a un proceso de maduración artificial.

**-T9:** Tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento artificial y finalmente a una deformación en frío.

**-T10:** Tratamiento de envejecimiento artificial y posteriormente una deformación en frío. Este tratamiento es el mismo que el T5, aunque para aumentar la resistencia de la aleación se somete después a una deformación en frío.

### **2.2.1. Aleaciones de la Serie 2XXX (Al-Cu).**

Este sistema de aleación forma un eutéctico denominado  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) el cual tiene una temperatura de fusión de 591 °C y no tiene una composición estequiométrica fija, sino que varía ligeramente. A esta temperatura, el intervalo de homogeneidad del eutéctico es de 46.4

a 47.8% en peso de cobre. La solubilidad máxima del cobre en aluminio a la temperatura eutéctica (548 °C) es de 5.7% de cobre (ver Fig. 2.1).

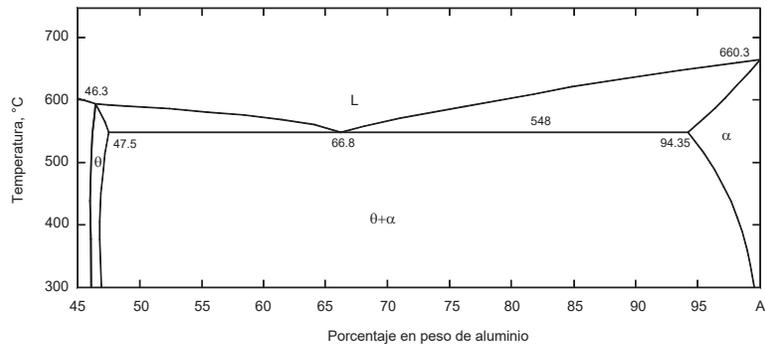


Figura 2.1 Porción rica en aluminio del diagrama de equilibrio Al-Cu.

Las aleaciones con un rango de cobre entre 2.5 y 5% pueden tratarse térmicamente. De tal forma que al calentar una aleación con un contenido de cobre en el rango antes mencionado a una temperatura por encima de la curva de solubilidad y por debajo de la curva de solidus, el cobre en el aluminio- $\alpha$  se redistribuye de forma compleja. El temple con una rapidez de enfriamiento alta y posterior precipitación, descompone a la solución sólida en otra solución sólida más un exceso de cobre en forma de racimos que forman núcleos que dan lugar a las zonas tipo 1 de Guinier-Preston y posteriormente a compuestos en forma de plaquetas con espesores del orden de los 5 Å y una distancia transversal cercana a 100 Å. Estas plaquetas se designan como  $\theta$  y tienen una celda tetragonal con  $a_0=b_0=4.40$  Å y  $c_0=7.09$  Å.

Las plaquetas son paralelas al aluminio- $\alpha$  en los planos  $\{100\}$ , controladas por el alto valor de  $c_0$ ; las capas adyacentes de  $\alpha$  que rodean a cada  $\theta$  expandida se deformarán por esfuerzos de coherencia elástica lo que origina un endurecimiento de la estructura por esfuerzos internos, que llega a su máximo cuando  $\alpha$  se encuentre en un estado de esfuerzo.

Al acercarse la fase  $\theta$  a  $\theta'$ , existe una eliminación de esfuerzos internos, debido a que la estructura  $\theta$  es diferente de la estructura del aluminio FCC y los cristales de  $\theta$  se comportan como inclusiones que crecen para tomar una forma esferoidal. Con la pérdida de coherencia con la celda  $\alpha$ , los cristales de  $\theta$  reemplazan los esfuerzos internos, y por lo tanto, desaparecen las propiedades mecánicas altas.

Las aleaciones de aluminio-cobre contienen hierro y silicio como impurezas principales. Dependiendo de la cantidad de cada uno de estos elementos el hierro aparece como  $\text{FeAl}_3$  como uno o ambos de los compuestos del ternario aluminio-hierro-silicio  $\alpha$  ( $\text{FeSi}$ ) o  $\beta$  ( $\text{FeSi}$ ) o como el compuesto ternario aluminio-cobre  $\beta$  ( $\text{FeCu}$ ). El silicio se puede encontrar como  $\alpha$  ( $\text{FeSi}$ ),  $\beta$  ( $\text{FeSi}$ ) o como elemento sin formar compuestos.

El hierro es importante en las composiciones que se van a utilizar a altas temperaturas, debido a la formación de constituyentes altamente insolubles.

A las aleaciones de Al-Cu se les han agregado elementos como magnesio, manganeso, silicio, níquel, titanio, cromo, zirconio y litio. Generalmente se utilizan en aplicaciones de tipo estructural en la aviación y en los casos en donde se requiere buena relación resistencia-peso.

### 2.2.2. Aleaciones de la Serie 6XXX (Al-Si-Mg).

Los diagramas de equilibrio binarios para Al-Mg y Al-Si se presentan en la Fig. 2.2 y 2.3, respectivamente.

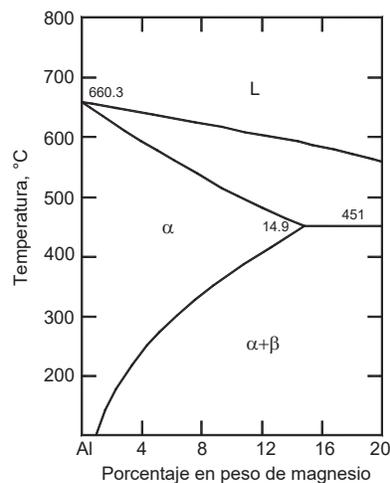


Figura 2.2. Porción rica en aluminio del diagrama de equilibrio Al-Mg.

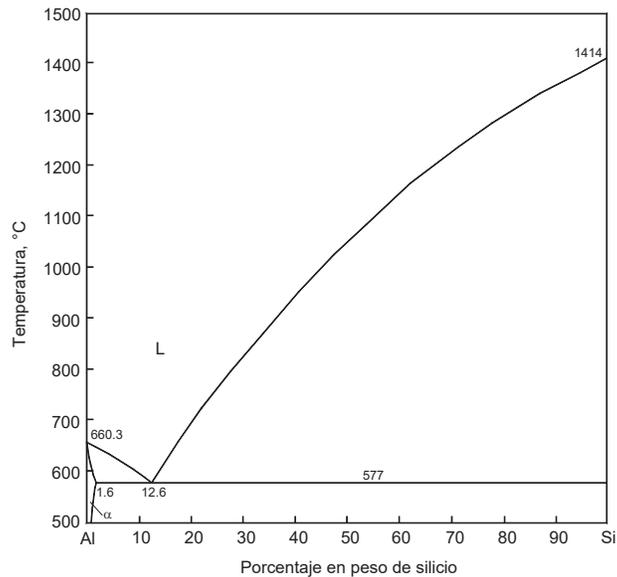


Figura 2.3. Porción rica en aluminio del diagrama de equilibrio Al-Si.

El aluminio y la fase binaria  $Mg_2Si$  forman un sistema cuasi binario que divide al sistema ternario en dos partes [66]. En el sistema cuasi binario, los dos componentes forman un eutéctico a 595 °C que contiene 8.15% de Mg y existe una solubilidad del sólido considerable en el extremo del aluminio que llega a 0.85% de Mg y 1.10% de Si a la temperatura eutéctica.

El Al, Si y  $Mg_2Si$  forman un eutéctico ternario que contiene 4.97% de Mg y 12.95% de Si que solidifica a 555 °C mientras que el Al,  $Mg_2Si$  y  $Mg_2Al_3$  forman otro eutéctico a 33.2% de Mg y 0.37% de Si, que solidifica a 451 °C. El campo primario del  $Mg_2Si$  tiene forma de cuña. El campo de una sola fase, sobre el cual el aluminio es el único constituyente que solidifica, termina a 15.3% de Mg y 0.1% de Si a 415 °C.

La reacción entre el magnesio y el silicio está balanceada y se necesita un exceso de magnesio o silicio para que esta se complete. Por lo cual es posible que el silicio libre aparezca como microconstituyente en aleaciones que se extienden sobre la línea cuasi binaria, o que puedan contener un ligero exceso de magnesio. Las características de solubilidad total a temperaturas por encima de la línea cuasi binaria del diagrama permiten que estas aleaciones puedan tratarse térmicamente.

En condiciones de equilibrio y en aleaciones que contengan un exceso de silicio, el  $Mg_2Si$  aparece como un componente del eutéctico hasta que se alcance un contenido de magnesio de alrededor del 0.8%, debido a que el aluminio no puede disolver tanto magnesio, entonces el  $Mg_2Si$  aparece con un valor tan pequeño como de 0.2% de magnesio. El  $Mg_2Si$  cristaliza en un sistema anti-fluorita; las partículas de magnesio ocupan los lugares del flúor, con lo que se obtiene una distribución cúbica simple, mientras que los centros del cubo están alternadamente vacíos y tienen una partícula o átomo de silicio.

Los vacíos en el  $Mg_2Si$  son diferentes a los que se encuentran en una celda unitaria y de los presentes en el aluminio  $\alpha$  después de calentar y templar. Por eso se espera que se formen zonas y precipitados o compuestos de Guiner-Preston cerca de cualquier dislocación. El análisis termodinámico de los sistemas binarios de Al-Mg y Al-Si presentan una repulsión del Al-Mg y una atracción del Al-Si.

El templado de las aleaciones de Al-Si-Mg a partir de temperaturas elevadas, produce una solución sobresaturada de magnesio y silicio en el aluminio- $\alpha$ , pero las agrupaciones sobreviven debido a la alta atracción entre el magnesio y silicio. Durante la precipitación los vacíos y los átomos del soluto emigran hacia los lazos de dislocación (espirales) para formar agrupaciones, zonas y precipitados de  $Mg_2Si$ . El endurecimiento obtenido después del temple y la precipitación se debe a la dispersión del  $Mg_2Si$  en la matriz  $\alpha$ , mientras que el aluminio- $\alpha$  se endurece por exceso de silicio o de magnesio comparado con la relación estequiométrica.

## **2.3. Endurecimiento por Precipitación de las Aleaciones de Aluminio.**

### **2.3.1. Aspectos Generales.**

En la mayoría de los sistemas endurecidos por precipitación ocurre una secuencia compleja de cambios en tiempo y temperatura. A temperaturas relativamente bajas y durante los periodos iniciales de envejecimiento, el cambio principal es la redistribución de átomos de soluto dentro de la red de solución sólida que forman agrupamientos o zonas GP (Guinier-Preston) que están enriquecidas en soluto. Esta segregación local de átomos de soluto

produce una distorsión en los planos de la red. El efecto de endurecimiento es producido por el movimiento de las dislocaciones cuando estas cortan las zonas GP. El endurecimiento progresivo incrementa con el tiempo de envejecimiento. En la mayoría de las aleaciones, los precipitados tienen una orientación cristalográfica específica con la solución sólida y el endurecimiento se incrementa conforme las dislocaciones van cortando a los precipitados.

La cinética de solubilización y precipitación depende del tipo de soluto, de las respectivas velocidades de difusión, de la solubilidad del sistema y del contenido de elementos de aleación. La Fig. 2.4 presenta los coeficientes de difusión de algunos elementos de aleación en aluminio, entre los cuales destacan el Cu, Mg, Si y Zn.

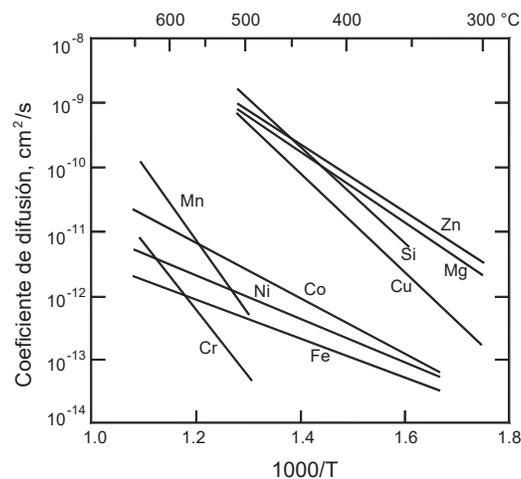


Figura 2.4. Coeficientes de difusión para varios elementos de aleación en aluminio [67].

Las vacancias juegan un rol importante y significativo en la formación de las zonas GP. El incremento en la movilidad del soluto a baja temperatura es explicado por medio de un mecanismo de difusión asistido por vacancias, hecho por la posible retención fuera del equilibrio de una alta concentración de éstas.

Algunos investigadores han coincidido en que la formación de zonas puede ocurrir en una red cristalina continua debido a una concentración crítica de vacancias producto de una nucleación homogénea [68-71]. La nucleación de una nueva fase está influenciada por discontinuidades en la red tales como límites de grano, sub-límites de grano, dislocaciones y límites de la interface, 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 esta indispuerto para la subsecuente precipitación incluso a temperatura ambiente o elevadas temperaturas, por lo tanto, la precipitación puede mejorar las propiedades del material. Aunque los precipitados en los límites de grano no tienen gran efecto de endurecimiento, estos pueden tener un efecto perjudicial sobre la resistencia a la corrosión del material e incrementar la tendencia las fracturas inter-granulares.

Investigaciones por medio de microscopia electrónica de transmisión han demostrado que las dislocaciones formadas por condensación de vacancias o por la introducción de esfuerzos por encima del límite elástico, son sitios muy activos para la precipitación [72]. La introducción de dislocaciones mediante trabajado en frío después del temple acelera la precipitación en la aleación 2XXX e incrementa la resistencia durante el envejecimiento artificial. En otras aleaciones, los efectos del trabajado en frío no son tan notables.

### **2.3.2. Precipitación en Aleaciones Al-Cu.**

En este tipo de aleaciones el endurecimiento observado a temperatura ambiente es atribuido a las concentraciones localizadas de átomos de cobre que forman las zonas GP. Éstas consisten de regiones ricas en cobre en forma de disco orientadas paralelamente a los planos {100}. El diámetro de las zonas está estimado en un tamaño del orden de los 3 a 5 nm y no cambian con el tiempo de envejecido a temperatura ambiente, aunque el número de estas zonas se incrementa con el tiempo hasta llegar a la condición de envejecimiento total. La distancia entre zonas es del orden de los 100 nm.

A temperaturas por encima de los 100 °C las zonas de GP desaparecen y son reemplazadas por una estructura designada  $\theta''$  que contiene solamente algunos átomos de espesor. La fase de transición  $\theta'$  tiene la misma composición que la fase estable y presenta coherencia con la red en solución sólida. La etapa final en la secuencia, es la transformación de  $\theta'$  a la fase de equilibrio  $\theta$ . La secuencia de precipitación de acuerdo con las investigaciones realizadas por T. Gladman se presenta a continuación [73]:



### 2.3.3. Precipitación en Aleaciones Al-Si-Mg.

El endurecimiento de este tipo de aleaciones a temperatura ambiente se presenta por un periodo de tiempo muy extendido. El endurecimiento se atribuye a la formación de zonas *GP*, aunque no ha sido posible detectar a estas en estado de envejecimiento natural. Los tiempos de envejecimiento cortos a temperaturas por encima de los 200 °C se presenta la formación de zonas muy finas en forma de aguja orientadas en la dirección <001> de la matriz. Por medio de microscopía electrónica se han podido identificar a las zonas con un tamaño aproximado de 6 nm de diámetro y de 20 a 100 nm de longitud. Otras investigaciones indican que las zonas se inician a partir de una forma esférica y se transforman a tipo aguja en el límite cercano a la inflexión máxima de la curva de envejecimiento. Las causas del envejecimiento son debido al crecimiento de las zonas *GP* en partículas en forma de barra con una estructura correspondiente a la composición  $Mg_2Si$  [74].

En realidad no existe evidencia de una deformación coherente en la transición de las zonas de *GP* durante las etapas de precipitación. Por lo cual se ha sugerido que el incremento en resistencia al movimiento de las dislocaciones está acompañado de la presencia de estas zonas que se elevan a partir del aumento de la energía necesaria para romper los lazos de magnesio-silicio. Las partículas de precipitado de silicio en los límites de grano pueden encontrarse en las primeras etapas del envejecido en aleaciones que tienen un exceso de silicio sobre la proporción de  $Mg_2Si$ . Una explicación más detallada sobre la precipitación de este tipo de aleaciones ha sido explicada por I. Dutta y S. Allen [75] quienes establecieron la siguiente secuencia de precipitación:

*Solución Sólida Sobresaturada (SSS) → Agrupación de solutos → Zonas GP*  
*(esfericas) →  $\beta''$  (aguja) →  $\beta'$  (barras) →  $\beta$*

### Capítulo 3. Desarrollo Experimental.

En el presente capítulo se describe la secuencia desarrollada para la unión de las aleaciones de aluminio 2014-T6 y 6061-T6.

En primer término se definen las dimensiones y preparaciones de juntas en la unión de las aleaciones. Posteriormente se encontrarán los resultados para el análisis químico de los materiales empleados y los procedimientos para la obtención y análisis de microestructuras, tanto de los materiales base como uniones de las uniones soldadas.

También se establecen las variables y condiciones bajo las cuales se realizaron las soldaduras, así como el procedimiento y norma aplicada para la obtención de propiedades mecánicas en materiales base y uniones soldadas.

Por otra parte, se detalla el procedimiento para la digitalización de señales de temperatura y corriente durante el proceso de soldadura.

Finalmente, se establece la secuencia llevada a cabo para la aplicación de relaciones matemáticas adimensionales y la simulación térmica para las uniones soldadas empleando un software de elemento finito.

#### 3.1. Dimensiones y Preparaciones de Junta.

Se prepararon placas de aleación 6061-T6 y 2014-T6 de 12.7 mm de espesor por 170.0 mm de longitud y 68.0 mm de ancho. La Fig. 3.1, muestra las dimensiones y preparación de la junta para ambas materiales base y técnicas de soldadura (arco eléctrico directo, AED y arco eléctrico indirecto modificado, AEIM).

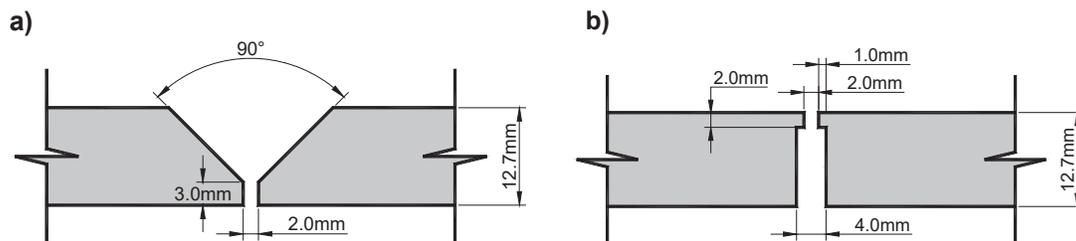


Figura 3.1. Preparación de junta, a) AED y b) AEIM.

La preparación para AED, se estableció en base a las recomendaciones para la soldadura de aleaciones de aluminio de bisel en simple V [76], la cual considera la necesidad de aplicación de pasos múltiples de soldadura, mientras que para AEIM, la junta se diseñó pensando en la unión por medio de un solo paso de soldadura.

En ambas preparaciones de junta se adaptaron placas de extensión con las mismas características geométricas y dimensionales, al inicio y final de las placas a unir, con el objetivo de establecer el arco eléctrico y obtener cordones de soldadura uniformes a lo largo de las placas soldadas.

Se empleó una técnica de limpieza mecánica a través de cepillo de cerdas de alambre de acero inoxidable entre pasos de soldadura en el caso de la técnica por AED, así como un desengrasado químico anterior a la aplicación de la soldadura con acetona comercial. La configuración general de las placas a soldar incluyendo la placa de respaldo (acero inoxidable), se presenta en la Fig. 3.2.

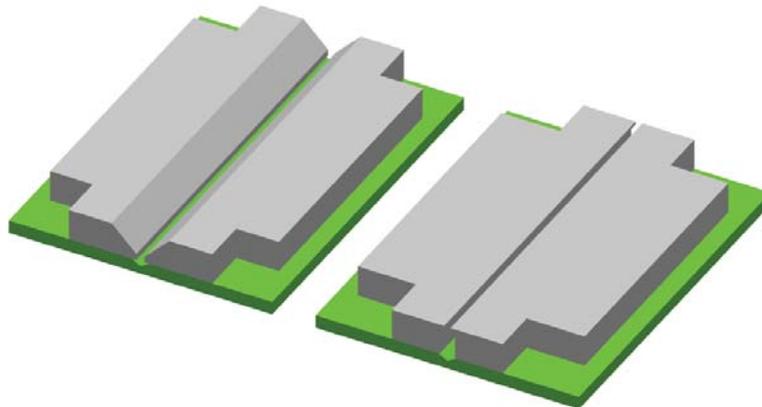


Figura 3.2. Configuración de las placas a soldar, para AED y AEIM.

### 3.2. Análisis Químico.

El análisis químico cuantitativo de las aleaciones en cuestión se llevó a cabo por medio de la técnica de espectrometría por absorción atómica en un laboratorio especializado (METALTEST INC., Kent Washington), para determinar la correcta correspondencia de los elementos de aleación con las composiciones químicas nominales establecidas en la designación ASTM B 209M-01 (Standard Specification for Aluminum-Alloy Sheet and Plate)

[77], ver tabla III.1. La Tabla III.2, presenta los resultados arrojados por el análisis químico de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6.

Tabla III.1 Composiciones químicas nominales de las aleaciones 2014, 6061 y material de aporte ER4043, % en peso.

| <i>Aleación</i> | <i>Si</i> | <i>Fe</i> | <i>Cu</i> | <i>Mn</i> | <i>Mg</i> | <i>Cr</i> | <i>Zn</i> | <i>Ti</i> | <i>Otros</i> |       | <i>Al</i> |
|-----------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|--------------|-------|-----------|
|                 |           |           |           |           |           |           |           |           | Cada         | Total |           |
| 2014-T6         | 0.5-1.2   | 0.7       | 3.9-5.0   | 0.4-1.2   | 0.2-0.8   | 0.1       | 0.25      | 0.15      | 0.05         | 0.15  | Bal.      |
| 6061-T6         | 0.4-0.8   | 0.7       | 0.15-0.4  | 0.15      | 0.8-1.2   | 0.04-0.35 | 0.25      | 0.15      | 0.05         | 0.15  | Bal.      |
| ER4043          | 5.25      | 0.8       | 0.30      | 0.05      | 0.05      | ---       | 0.10      | 0.20      | 0.05         | 0.15  | Bal.      |

Tabla III.2. Resultados del análisis químico, % en peso.

| <i>Al</i> | <i>Cr</i> | <i>Cu</i> | <i>Fe</i> | <i>Mg</i> | <i>Mn</i> | <i>Ni</i> | <i>Pb</i> | <i>Si</i> | <i>Sn</i> | <i>Ti</i> | <i>V</i> | <i>Zn</i> | <i>Zr</i> |
|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|----------|-----------|-----------|
| 2014-T6   |           |           |           |           |           |           |           |           |           |           |          |           |           |
| 92.54     | 0.020     | 4.148     | 0.418     | 0.660     | 1.162     | 0.028     | 0.014     | 0.792     | 0.007     | 0.028     | 0.006    | 0.165     | 0.012     |
| 6061-T6   |           |           |           |           |           |           |           |           |           |           |          |           |           |
| 97.68     | 0.067     | 0.310     | 0.289     | 0.986     | 0.052     | 0.000     | 0.002     | 0.561     | 0.003     | 0.018     | 0.008    | 0.024     | 0.000     |

Tal y como se puede apreciar, los porcentajes en peso de los elementos de aleación de ambos materiales se encuentran dentro del rango especificado para las composiciones químicas nominales mostradas en la tabla III.1, es decir que existe correspondencia química, aspecto que proporciona seguridad y certeza para el posterior análisis de los resultados obtenidos.

### 3.3. Equipo de Soldadura y Variables Operativas.

Se utilizó una máquina para soldar de corriente directa que emplea el proceso de soldadura por arco eléctrico, gas de protección y material de aporte (GMAW), con una capacidad de 300 A, eficiencia del 60%, voltaje de circuito abierto de 50 V y voltaje de trabajo de 0 a 40V. Se empleo polaridad inversa (corriente directa electrodo positivo, CDEP). La velocidad de avance fue controlada a través de un dispositivo mecánico por medio de un torno paralelo, en el cual se adosó la antorcha del equipo de soldadura. El material de aporte

fue un electrodo con alto contenido de silicio ER4043 (ver tabla III.1) con un diámetro de 1.2 mm y un flujo de argón puro de 23.6 lt min<sup>-1</sup> como gas de protección. La distancia del difusor con respecto a las piezas de trabajo fue de 12 mm (stick-out visible), la cual fue medida de forma directa previa a la aplicación de cada paso de soldadura. La distancia de la boquilla de contacto a las piezas de trabajo (stick-out eléctrico), fue de 20 mm.

El precalentamiento previo a la soldadura de las uniones por AEIM, se llevo a cabo en una mufla, las temperaturas fueron medidas por medio de un termopar tipo K (cromel-alumel), adaptado a un instrumento de medición de temperatura.

Tabla III.3. Variables operativas.

| <b>Aleación</b> | <b>Diseño de Junta</b> | <b>Técnica</b> | <b>Precalent. (°C)</b> | <b>Corriente* (A)</b> | <b>Voltaje (V)</b> | <b>Rápidez de Alimentación (mm s<sup>-1</sup>)</b> |
|-----------------|------------------------|----------------|------------------------|-----------------------|--------------------|--|
| 2014-T6         | Simple V               | AED            | 25                     | 210                   | 23                 | 190  |
|                 | Pestaña                |                | 50                     | 221                   | 23                 | 228  |
|                 | Pestaña                | AEIM           | 100                    | 224                   | 23                 | 228  |
|                 | Pestaña                |                | 150                    | 222                   | 23                 | 228  |
| 6061-T6         | Simple V               | AED            | 25                     | 210                   | 23                 | 190  |
|                 | Pestaña                |                | 50                     | 230                   | 24                 | 228  |
|                 | Pestaña                | AEIM           | 100                    | 230                   | 23.5               | 228  |
|                 | Pestaña                |                | 150                    | 230                   | 23.5               | 228  |

\* Valor práctico, los valores exactos se presentan en la discusión de resultados.

La Tabla III.3, muestra las variables operativas del proceso de soldadura para ambos métodos y aleaciones.

### **3.4. Análisis Microestructural.**

#### ***3.4.1. Preparación para Análisis Microscópico.***

Se tomaron secciones rectangulares de las placas de aleación 2014-T6 y 6061-T6 en la dirección de la laminación, mientras que para las uniones soldadas de ambas aleaciones se obtuvieron probetas rectangulares transversales a la dirección del cordón de soldadura.

La preparación metalográfica para el análisis microestructural de los materiales base y juntas soldadas se llevo a cabo a través de las recomendaciones dictadas por la ASM [78], es decir preparación mecánica a través del corte y maquinado adecuado de las probetas a una velocidad que no afecte las características microestructurales de las aleaciones, seguido del desbaste de las mismas por medio de papeles abrasivos de carburo de silicio de diferentes grados. Posteriormente, se procedió a realizar el pulido mecánico utilizando pastas de diamante de 6, 3 y 1  $\mu\text{m}$  para finalmente dar el terminado a pulido espejo con la aplicación de silica coloidal de 0.03  $\mu\text{m}$  en paños microcloth.

#### ***3.4.2. Análisis Metalográfico.***

Las probetas preparadas metalográficamente de aleaciones 2014-T6 y 6061-T6 en su condición inicial (materiales base) fueron atacadas químicamente por inmersión a través de un reactivo a base de agua regia (ver reactivo 1 en tabla III.4), para revelar la morfología microestructural y los bordes de grano de cada una de las aleaciones, la cinética de ataque se controló por medio de inmersión a tiempos cortos y posterior observación metalográfica.

Adicionalmente, se empleó una técnica de ataque electrolítico con un reactivo Barker (ver reactivo 2 en tabla III.4), con cátodo de acero inoxidable austenítico 304, la cinética de ataque fue controlada de forma individual en función del tipo de aleación y condiciones microestructurales de las probetas, a través de la aplicación de una diferencia de potencial entre ánodo (probeta) y cátodo (acero inoxidable) de 20V de corriente directa. Esta técnica de ataque se empleo para el análisis microestructural de las aleaciones base y uniones soldadas.

La observación metalográfica se llevó a cabo por medio de microscopía óptica convencional e iluminación con luz polarizada en el caso de las probetas atacadas electrolíticamente.

Tabla III.4. Reactivos de ataque.

| <b>Ataque</b>          | <b>Composición</b>  | <b>Objetivo</b>   |
|------------------------|---|---|
| 1 (Agua regia)         | 75 ml de $HCl$ , 25ml de $HNO_3$ , 5 ml de $HF$ y 25 ml de $H_2O$ [78]. | Revelar bordes de grano y morfología microestructural.  |
| 2 (Reactivo de Barker) | 4 a 5 ml de $HBF_4$ (48%), 200ml de $H_2O$ [78].                        | Contraste en bordes de grano utilizando luz polarizada. |

### 3.5. Análisis Macroestructural de las Uniones Soldadas.

Se prepararon secciones transversales y longitudinales de placas soldadas de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6 para el análisis macroestructural y frentes de solidificación respectivamente. Las características para la observación macroestructural fueron obtenidas por medio del procedimiento de preparación para la inspección microscópica descrita anteriormente, además de un ataque químico por inmersión con el reactivo de ataque número uno de la tabla III.4 sin dilución en agua.

El análisis macroestructural de las secciones transversales, se llevó a cabo con la intención de identificar las zonas características en soldadura tales como: la zona fundida, interfase de fusión, ancho de la zona afectada térmicamente, metal base no afectado térmicamente, pasos de soldadura y algunos aspectos importantes relacionados con el modo de solidificación (tamaño de grano).

Por otro lado, los perfiles macroestructurales longitudinales de las soldaduras se obtuvieron para analizar las características de solidificación tales como: dirección de solidificación en función del movimiento de la fuente de calor (arco eléctrico), cambios direccionales y velocidades de crecimiento cristalino locales y nominales.

### 3.6. Ensayos Mecánicos.

#### 3.6.1. Ensayo de Tensión.

Los materiales base, material de aporte y uniones soldadas de ambas aleaciones (2014-T6 y 6061-T6) se ensayaron a tensión a través de las recomendaciones de la designación ASTM B 557M-94 [79] (Standard Test Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum and Magnesium Alloy Products). Se maquinaron secciones rectangulares de acuerdo con la Fig. 3.3, según las dimensiones presentadas en la tabla III.5, excepto el material de aporte, el cual fue ensayado tal y como se encuentra en su estado inicial (alambre de 1.2 mm de diámetro).

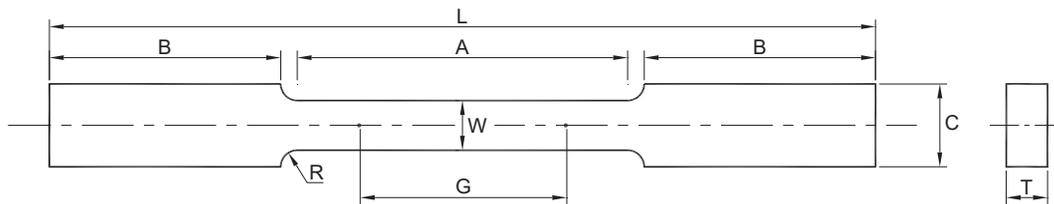


Figura 3.3. Probetas para el ensayo de tensión.

Tabla III.5. Dimensiones de las probetas ensayadas a tensión.

|   | <b><i>Dimensiones, mm</i></b> |
|---|-------------------------------|
| Longitud Calibrada, G                         | 25.00 ± 0.10                  |
| Ancho, W                                      | 6.00 ± 0.05                   |
| Espesor, T                                    | Espesor del material          |
| Radio de filete mínimo, R                     | 6.00                          |
| Longitud promedio total mínima, L             | 100.00                        |
| Longitud mínima de la sección reducida, A     | 32.00                         |
| Longitud mínima de la sección de sujeción, B  | 30.00                         |
| Ancho aproximado de la sección de sujeción, C | 10.00                         |

El ensayo se llevo a cabo a una velocidad de desplazamiento del cabezal de  $0.4233 \text{ mm s}^{-1}$ . Los resultados reportados son el producto del promedio aritmético de un total de tres muestras ensayadas para cada condición (materiales base y soldaduras).

Las muestras ensayadas para los materiales de partida y uniones soldadas, fueron tomadas transversalmente a la dirección de laminación y de la soldadura, respectivamente. Debido a la heterogeneidad microestructural de la aleación 6061-T6, se llevaron a cabo ensayos de tensión en la dirección de laminación y en dirección transversal a ésta.

El ensayo de tensión en materiales base, fue llevado a cabo con la finalidad de determinar la correcta correspondencia de las propiedades mecánicas de las aleaciones de Al-Cu (2014) y Al-Si-Mg (6061), en su estado de tratamiento térmico de solubilización y envejecido artificial (-T6), con las propiedades mecánicas nominales dictadas por la Sociedad Americana para Metales (ASM) [80].

El material de aporte (ER4043) se ensayó a tensión para determinar experimentalmente las propiedades mecánicas del mismo.

Por otro lado, el ensayo de tensión después del proceso de soldadura y posterior al tratamiento térmico de la misma, se realizó para obtener la información necesaria para explicar el comportamiento mecánico y características de falla (tipos de fractura) de las uniones.

### **3.6.2. Microdureza.**

Se realizaron las mediciones de microdureza Vickers de materiales base y uniones soldadas por medio de la técnica tradicional, aplicando una carga de 10 gramos y un tiempo de 15 segundos. El método de preparación de muestras fue el mismo que el descrito para el análisis microscópico. En el caso de los materiales base, se obtuvieron una serie de mediciones de forma aleatoria sobre la superficie del material y posteriormente se calculó el valor promedio.

Para las uniones soldadas, el procedimiento de medición de microdureza, consistió en la obtención de mediciones por medio de un barrido a partir del centro de la zona fundida (soldadura) hasta la porción del material base no afectado térmicamente a una separación

máxima de 1 mm, en la parte media de la sección transversal del perfil de soldadura correspondiente, así como se muestra esquemáticamente en la Fig. 3.4. Posteriormente, estas mediciones fueron representadas en forma grafica, en donde también se especifican las zonas correspondientes a los perfiles de soldadura y condiciones de la misma.

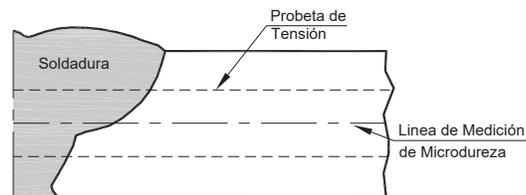


Figura 3.4. Representación esquemática de medición de microdureza en las soldaduras.

### 3.7. Análisis de Porosidad y Aplicación de Campo Magnético.

Se realizó un análisis de la porosidad sobre la soldadura de la aleación de aluminio 6061-T6 por medio de microscopía óptica para determinar el efecto sobre el tamaño de grano promedio aproximado en diferentes zonas de las juntas soldadas y el empleo de agitación electromagnética como una alternativa para la disminución de la porosidad en la zona fundida.

La aplicación de un campo magnético a las uniones por AEIM se llevo a cabo con la intención de minimizar la formación de porosidad después del proceso de soldadura y poder observar el efecto sobre los cambios microestructurales en la zona de fusión. La intensidad del campo magnético se estableció por medio del paso de la corriente a través del conductor eléctrico conectado al negativo de la máquina de soldar, el cual fue enrollado alrededor de las placas a unir, como se ilustra en el esquema de la Fig. 3.5.

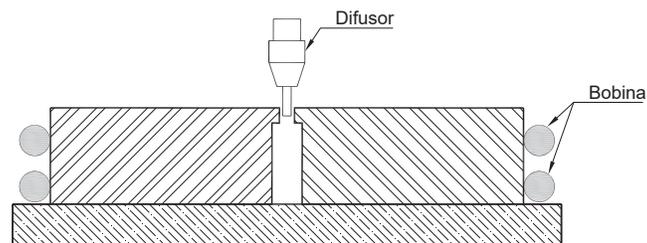


Figura 3.5. Configuración de la bobina electromagnética alrededor de las placas a soldar por AEIM.

La magnitud del campo magnético para las dos condiciones aplicadas, fueron determinadas por la inducción magnética  $B$ , en el centro de una espiral circular de radio  $r_e$ , por la cual fluye una corriente  $I$ , con un determinado número de vueltas  $N$ , dado por la expresión 3.1.

$$B = \frac{\mu NI}{2r_e} \quad (3.1)$$

Las condiciones bajo las cuales se realizaron las uniones con aplicación de campo magnético fueron de  $4.54 \times 10^{-3} \text{ Wb}$  para 2 vueltas y  $6.81 \times 10^{-3} \text{ Wb}$  para 3 vueltas, ambas soldaduras a  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  de precalentamiento en una aleación de aluminio 6061-T6.

### **3.8. Tratamiento Térmico Posterior a la Soldadura.**

Las uniones soldadas por AEIM y AED de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6 fueron tratadas térmicamente después del proceso de soldadura. Los objetivos principales del tratamiento térmico posterior a la soldadura fue el de recuperar las propiedades mecánicas originales de los materiales de partida y observar el comportamiento mecánico del material de aporte en la zona de fusión.

El tratamiento térmico se diseñó en función de las etapas correspondientes para el endurecimiento por precipitación de aleaciones de aluminio (solubilización, temple y envejecimiento artificial) [81], con el fin de encontrar las condiciones óptimas del tratamiento térmico. La construcción de las curvas de precipitación para cada una de las aleaciones fue trazada por medio de la medición de microdureza de una serie de probetas de metal base con un espesor de 12.7 mm, las cuales fueron solubilizadas, templadas y envejecidas de acuerdo con el procedimiento descrito en cada etapa del tratamiento térmico.

#### **3.8.1. Solubilización.**

Las temperaturas de solubilización para las aleaciones 2014 y 6061 fueron de  $500$  y  $530 \text{ }^\circ\text{C}$  respectivamente, con un tiempo de permanencia de 65 minutos y una velocidad de calentamiento de  $5 \text{ }^\circ\text{C min}^{-1}$ . El ciclo térmico de solubilización para cada una de las aleaciones se presenta en la Fig. 3.6.

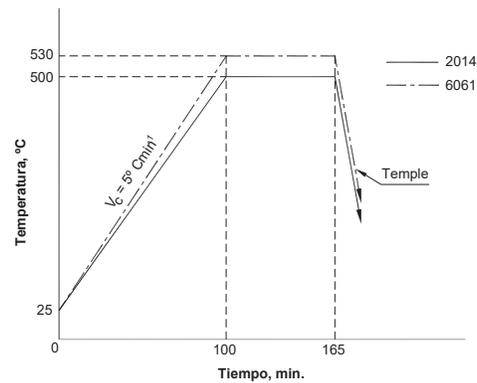


Figura 3.6. Ciclo térmico de solubilización.

### 3.8.2. Temple.

La rapidez de enfriamiento para el temple debe ser lo más rápido posible, es decir que la velocidad crítica de temple debe ser tal que se rebase la nariz de la curva C de precipitación de la aleación correspondiente, partiendo de la temperatura de solubilización (ver Fig. 3.7). El medio de enfriamiento empleado para este fin, fue agua a temperatura ambiente (suficiente para rebasar el tiempo de incubación por lo menos de 10 segundos). Se empleo la curva C de la aleación 2017 como referencia para el tratamiento térmico de temple de la aleación 2014, debido a la inexistencia del diagrama correspondiente en la literatura, tomando en consideración de que se trata de una composición química muy similar.

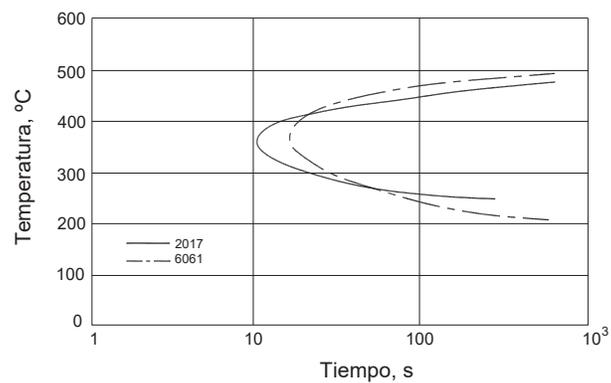


Figura 3.7. Curvas C de precipitación para las aleaciones 2017 y 6061[82].

### **3.8.3. Ciclo Térmico de Precipitación (Envejecido Artificial, –T6).**

El ciclo térmico de precipitación para las aleaciones 2014 y 6061 fue llevado a cabo a una temperatura de envejecimiento artificial de 160 °C. Los tiempos considerados en la secuencia de precipitación partieron de un mínimo de 15 horas de permanencia y hasta un máximo de 22 horas, a un intervalo de una hora máximo de tiempo entre muestras.

El pico de propiedades mecánicas máximas fue determinado por medio de la variación del tiempo de precipitación manteniendo la temperatura de envejecimiento constante de las muestras tratadas térmicamente por precipitación, las cuales fueron enfriadas en aire quieto (convección natural) a temperatura ambiente y posterior medición de microdureza para el trazado de las curvas de precipitación correspondientes.

## **3.9. Instrumentación.**

### **3.9.1. Medición de Temperatura.**

Para la medición de temperatura en las placas a unir durante el proceso de soldadura, se prepararon placas especiales con una serie de perforaciones para alojar a los transductores de temperatura con las dimensiones establecidas para el tipo de junta por AEIM, con un ancho de 25 mm cada una. Se fabricaron termopares tipo K con un diámetro de alambre de 0.3 mm, el par se estableció por medio de la fusión de ambos alambres de que consta el termopar, posteriormente se elaboraron tubos de plata con un diámetro exterior e interior de 1.5 mm y 1 mm respectivamente, enseguida se colocaron los termopares dentro de los tubos. El aislamiento de los termopares se llevo a cabo rellenando el diámetro interior con un recubrimiento cerámico de óxido de silicio ( $\text{SiO}_2$ ) y posterior eliminación del aire por medio de la aplicación de vacío. La Fig. 3.8, muestra esquemáticamente el tipo de termopares fabricados.

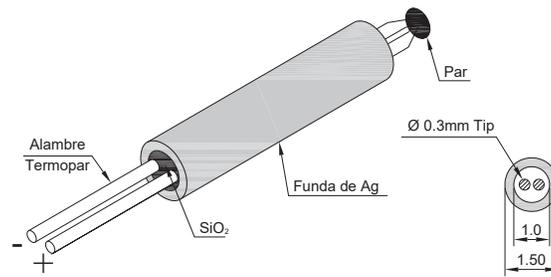


Figura 3.8. Representación esquemática de termopares tipo K para medición de temperatura en placas soldadas.

La ubicación de los termopares para medición de temperatura, se estableció fijando un sistema de coordenadas rectangular (X-Y-Z), cuyo origen se encuentra en la parte superior de las placas a unir y al centro de la preparación de junta (ver Fig. 3.9), con la finalidad de tener datos que permitieran establecer la distribución de los perfiles de temperaturas durante el proceso de soldadura y así poder correlacionar el efecto térmico sobre las propiedades mecánicas y metalúrgicas de las uniones soldadas. Se ubicaron un total de 10 termopares en las placas a unir. La Tabla III.6, indica las posiciones para cada uno de ellos.

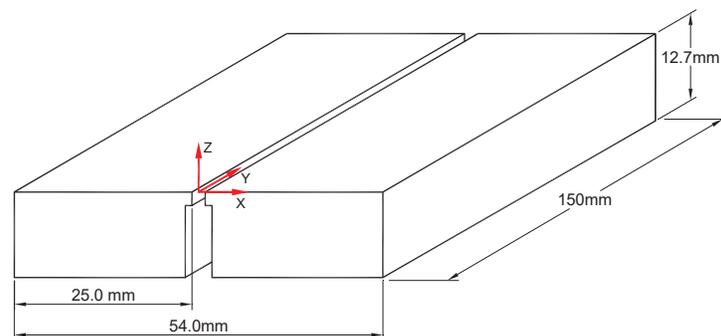


Figura 3.9. Sistema de coordenadas para la ubicación de termopares.

Fueron seleccionadas cuatro posiciones estratégicas de medición de temperatura (termopares 2, 4, 7 y 8 de la tabla III.6) para su posterior análisis y comparación con las curvas teóricas obtenidas a través de la programación de las ecuaciones correspondientes.

El panel frontal y diagrama de bloques del programa para tal fin se presentan en el Apéndice B.

Con objeto de determinar las características de solidificación a través de la velocidad de enfriamiento del material fundido en el proceso de soldadura, fue colocado un termopar tipo R en el cual la máxima temperatura de registro es de 1800 °C, con un diámetro de alambre de 0.8 mm en el fondo de la preparación de la junta por AEIM, el termopar fue ubicado a 72 mm con respecto al borde de las placas a soldar en dirección del avance del proceso de soldadura, las dimensiones y ubicación del mismo se ilustran en la Fig. 3.10.

Tabla III.6. Coordenadas de ubicación para los termopares.

| <i>Termopar</i> | <i>X (mm)</i> | <i>Y (mm)</i> | <i>Z (mm)</i> |
|-----------------|---------------|---------------|---------------|
| P1              | 4.0           | 10.0          | -9.7          |
| P2              | 6.0           | 42.5          | -6.7          |
| P3              | 3.0           | 75.0          | -1.2          |
| P4              | 8.0           | 107.5         | -10.7         |
| P5              | 10.0          | 140.0         | -3.7          |
| P6              | -12.0         | 10.0          | -8.7          |
| P7              | -5.0          | 42.5          | -4.7          |
| P8              | -7.0          | 75.0          | -2.7          |
| P9              | -11.0         | 107.5         | -10.7         |
| P10             | -9.0          | 140.0         | -6.7          |

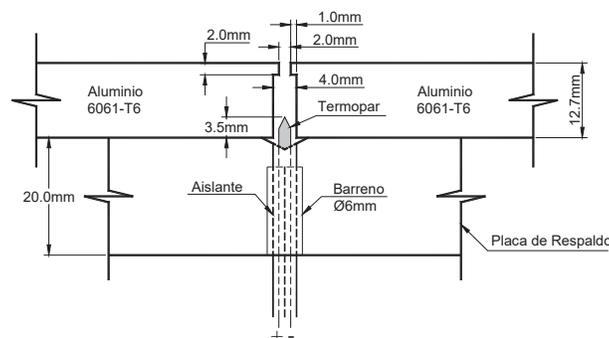


Figura 3.10. Ubicación del termopar para medición de temperatura en la zona de fusión.

### **3.9.2. Digitalización de Datos de Temperatura.**

Se utilizó un sistema de conversión de señales de analógico a digital que es capaz no solo de medir señales de sensores de temperatura sino de cualquier señal de baja frecuencia dentro de un rango de  $\pm 10V$ . El sistema está construido de dos elementos principales, una tarjeta NI4351 con Bus PCI, con 16 entradas analógicas diferenciales con un convertidor de analógico a digital de 24 bits y una rapidez máxima de 60 lecturas por segundo, cuando se monitorea un solo canal. La tarjeta tiene como unidad o elemento auxiliar una unidad de conectores TC-2190.

Para la digitalización de las señales se escribió un programa en un código de lenguaje gráfico, lenguaje G, mejor conocido como instrumentación virtual, siendo el paquete de desarrollo LabVIEW bajo ambiente o plataforma de Windows XP.

Debido a que la velocidad de enfriamiento de la piletta de soldadura es mucho más rápida que la de un lingote, fue necesario emplear la máxima velocidad de muestreo del sistema de adquisición de datos (60 lecturas por segundo), la cual proporcionó información acerca del fenómeno de solidificación, es decir se hizo la conversión de analógico a digital, a 60 Hz.

Por otra parte, la adquisición de datos para las mediciones de temperatura en la porción fuera de la zona de fusión se realizó a una muestra por segundo en un experimento de forma independiente, empleando una tarjeta de adquisición de datos NI6800.

### **3.9.3. Digitalización de Corriente.**

La medición de corriente se llevó a cabo por medio de un sensor de corriente de efecto Hall con un circuito acondicionador de señal integrado, el cual se encarga de eliminar las señales de corriente indeseadas (ruido). La salida del sensor se da en mV y el rango de operación va de 0 a 600 amperes de CD. La relación de voltaje con respecto a la corriente es de  $1\text{ mV}=1\text{ A}$ , el sensor se ubico directamente a la salida del polo negativo de la maquina de soldar.

El sensor de corriente se basa en el principio físico conocido como efecto Hall, el cual a partir del paso de un flujo de corriente a través de un conductor genera un voltaje (voltaje

Hall) en dirección transversal al paso de la corriente, así como también un flujo magnético. La Fig. 3.11, muestra de manera esquemática el principio de este tipo de sensores.

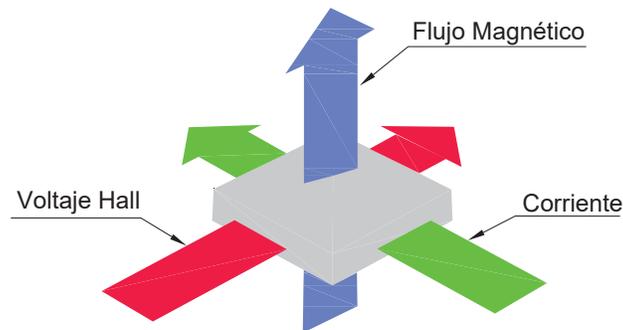


Figura 3.11. Principio de un sensor de corriente de efecto Hall.

La fase de digitalización de la señal de corriente se llevo a cabo por medio de una tarjeta de adquisición de datos, NI USB-6800 a una velocidad de muestreo de 100 lecturas por segundo (conversión de analógico a digital de 100 Hz). La tarjeta es conectada a la computadora a través de uno de los puertos USB de la misma. Para ésta operación de adquisición de datos se utilizó un programa elaborado en el mismo ambiente de programación antes descrito. El diagrama de bloques y el panel frontal de dicho programa se presentan en el Apéndice C.

Se diseñó un dispositivo (circuito eléctrico) para ayudar a identificar donde se iniciaría la medición de corriente en las placas a soldar después de que el arco eléctrico había sido estabilizado en las placas de extensión, dicho dispositivo consta de un par de laminas de cobre muy delgadas ubicadas en el inicio y final de las placas a unir, y de una tercera en el difusor de la antorcha de la maquina de soldar. Las laminas inicial y final, se conectaron al negativo de una fuente de voltaje de corriente directa de 1.5 V, mientras que la lamina en el difusor, se conectó al positivo de la misma fuente. A su vez la fuente de voltaje se conectó en paralelo a la tarjeta de adquisición de datos, de tal forma que el voltaje medido siempre sería de 1.5 V.

Una vez iniciado el proceso de soldadura y estabilizado el arco en las placas de extensión, la antorcha avanza hasta que la lamina ubicada en la antorcha hace contacto con su correspondiente ubicada al inicio de las placas a soldar, en ese momento el voltaje es

igual a cero debido a la existencia de un corto circuito, por lo tanto, se establece el inicio de lectura de los datos relevantes correspondientes a los involucrados en la unión de las placas. El proceso termina cuando la placa de la antorcha hace contacto con su correspondiente al final de las placas soldadas. En la Fig. 3.12 se ilustra el dispositivo esquemáticamente.

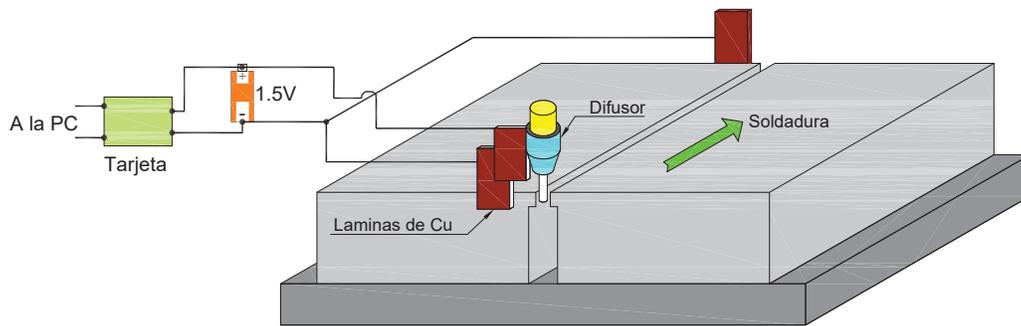


Figura 3.12. Esquema del circuito empleado para la medición de corriente.

### 3.10. Volumen de la Pileta de Soldadura y Ancho de la ZAT.

Considerando las variables operativas de soldadura de ambas aleaciones de aluminio (2014-T6 y 6061-T6), y de las propiedades termofísicas correspondientes [83], mostradas en el Apéndice D, se calculó el volumen de la pileta líquida de soldadura y el ancho de la zona afectada térmicamente (ZAT) a partir de modelos matemáticos adimensionales. Además se determinó el perímetro, el área de la sección transversal de la soldadura (no de la pileta líquida) y volumen fundido (en función de la velocidad de avance de soldadura,  $3.6 \text{ mm s}^{-1}$ ) de las juntas soldadas, por medio de un software de diseño asistido por computadora (AutoCAD).

### 3.11. Eficiencia Térmica del Proceso por AEIM.

Se realizó un balance térmico de las uniones por arco eléctrico indirecto modificado para determinar la eficiencia térmica, en función de la porción de volumen fundido de material base y de aporte de la junta soldada, considerando la cantidad de energía suministrada por el arco eléctrico y tomando en consideración un flujo de calor en dos dimensiones.

### **3.12. Aplicación de Modelos Adimensionales en Soldadura por AEIM.**

Los resultados experimentales obtenidos, fueron verificados a través de la aplicación de relaciones matemáticas adimensionales, las cuales se abordan ampliamente en los resultados y discusión, derivadas de la solución para las ecuaciones de flujo de calor de una fuente en movimiento por D. Rosenthal [84]. Estas relaciones matemáticas permitieron encontrar la distribución de temperatura en estado pseudoestable de las uniones por AEIM, así como las dimensiones de las secciones isotérmicas y mapas adimensionales de temperatura.

### **3.13. Simulación Térmica de las Uniones Soldadas por AEIM.**

La simulación térmica de las uniones por AEIM se llevó a cabo tomando en consideración a la mitad de la geometría total de los perfiles de soldadura obtenidos para cada aleación y la porción correspondiente a la placa de respaldo, la Fig. 3.13 y 3.14 presentan los modelos en 2D y 3D respectivamente, así como la discretización (mallado) para cada condición de soldadura de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6. En el caso de los modelos en 3D se efectuó la simulación de acuerdo a la porción correspondiente al avance de la fuente de calor en 1 segundo, considerando la velocidad de desplazamiento de la misma, es decir 3.6 mm de espesor.

La determinación de simular la porción media de los perfiles de soldadura se basó en que las condiciones hacia cualquier porción del sistema a partir del centro de la zona fundida son muy similares, además el disminuir el volumen del sistema a discretizar permite realizar un mallado más fino, y por lo tanto, los resultados tienden a ser más aproximados con los resultados experimentales.

Se empleó un software especializado en la solución de problemas de transferencia de calor (Fluent 6.2.16), para la simulación térmica en el proceso de soldadura. Los modelos y la discretización del sistema se llevaron a cabo en una interfase gráfica compatible con Fluent (Gambit 2.2.30). El mallado o discretización de los sistemas a simular comenzó en la porción de la zona fundida (soldadura) para elementos con dimensiones aproximadas de 1 mm, posteriormente se discretizó la parte correspondiente al material base con espaciamiento aproximado de 2 mm, y finalmente, el mallado de la placa de respaldo se realizó en función

de las características de las mallas anteriores, para la cual se establecieron las condiciones de discretizado más burdas. La Tabla III.7, presenta las condiciones bajo las cuales fueron mallados los modelos.

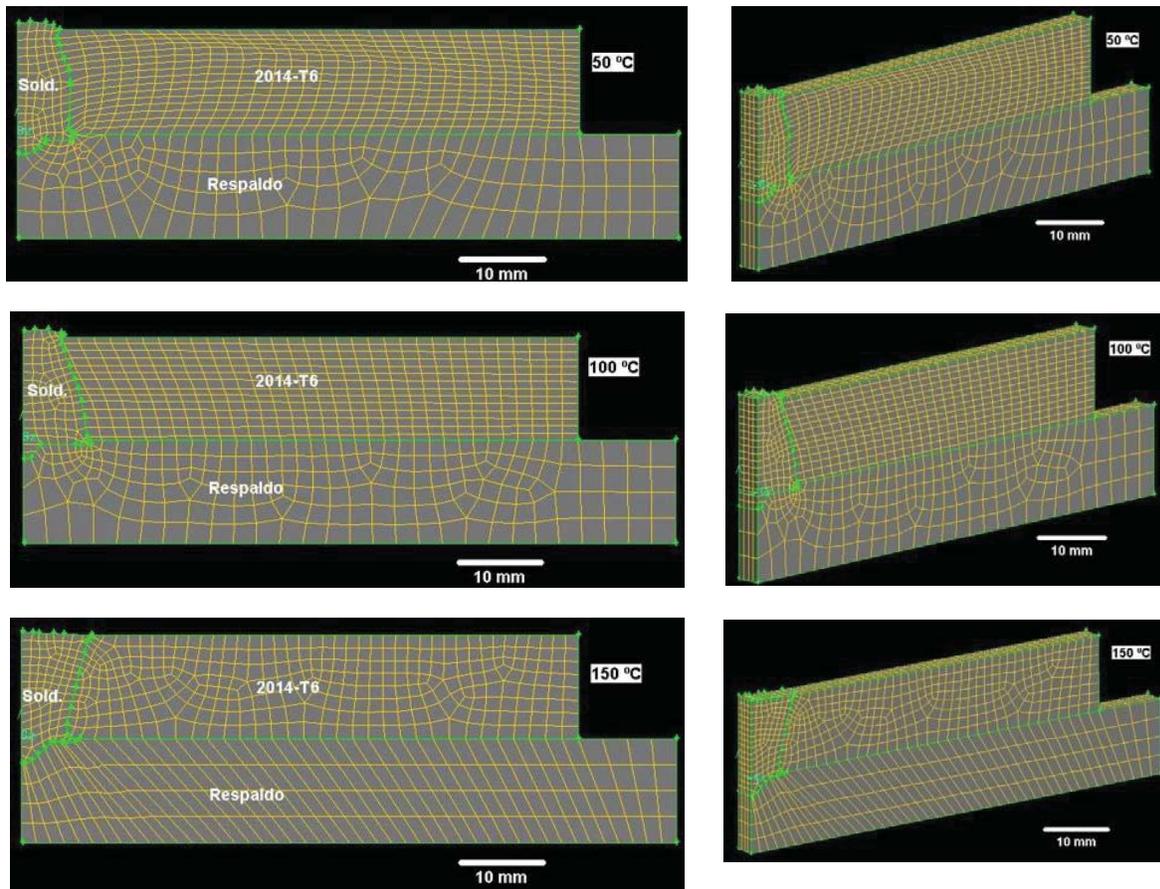


Figura. 3.13. Discretización y modelos para la simulación térmica de las soldaduras por AEIM de la aleación 2014-T6.

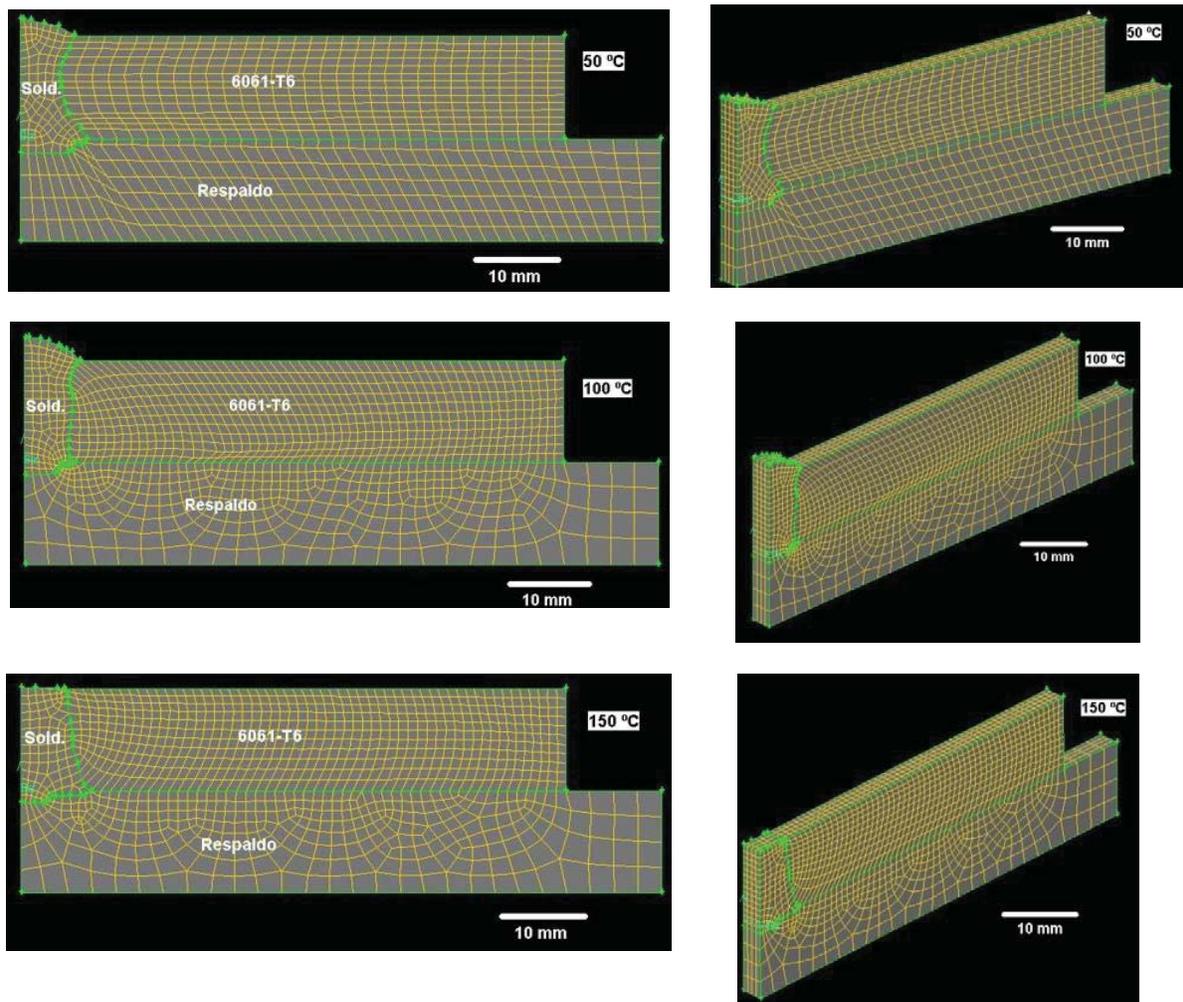


Figura. 3.14. Discretización y modelos para la simulación térmica de las soldaduras por AEIM de la aleación 6061-T6.

Las condiciones de borde se establecieron en función de las temperaturas de precalentamiento de los materiales base (50, 100 y 150 °C), la temperatura del material de aporte líquido medida durante el proceso de soldadura y el coeficiente de transferencia de calor por convección calculado de acuerdo con el Apéndice E. Además de las consideraciones de propiedades termofísicas constantes durante el proceso (ver Apéndice D) y pérdida de calor por radiación despreciable.

Tabla III.7. Datos obtenidos en la discretización de los modelos a simular.

| <i>Técnica</i> | <i>Soldadura</i> |           | <i>M. Base</i> |           | <i>Respaldo</i> |           |
|----------------|------------------|-----------|----------------|-----------|-----------------|-----------|
|                | Nodos            | Elementos | Nodos          | Elementos | Nodos           | Elementos |
| 2014-T6        |                  |           |                |           |                 |           |
| AEIM, 50 °C    | 614              | 392       | 2795           | 2044      | 1120            | 732       |
| AEIM, 100 °C   | 630              | 392       | 2550           | 1848      | 1295            | 864       |
| AEIM 150 °C    | 640              | 404       | 1385           | 936       | 1175            | 736       |
| 6061-T6        |                  |           |                |           |                 |           |
| AEIM, 50 °C    | 715              | 464       | 2400           | 1736      | 1685            | 1140      |
| AEIM, 100 °C   | 815              | 532       | 3530           | 2548      | 2265            | 1588      |
| AEIM 150 °C    | 635              | 404       | 3350           | 2416      | 1995            | 1388      |

## Capítulo 4. Análisis y Discusión de Resultados.

### 4.1. Caracterización de los Materiales de Utilizados.

En base al proyecto de investigación sobre la unión de las aleaciones de aluminio (2014-T6 y 6061-T6), fue necesario llevar a cabo la caracterización de los materiales utilizados (materiales base), con el objetivo de determinar específicamente las condiciones mecánicas y metalúrgicas iniciales. La caracterización se realizó a través de análisis microestructural y ensayos mecánicos.

#### 4.1.1. Análisis Microestructural de los Materiales Utilizados (2014-T6 y 6061-T6).

En las Fig. 4.1-a y 4.2-a se muestran las micrografías de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6, respectivamente, en las cuales es posible observar los bordes de grano de la microestructura, correspondiente a una morfología de granos equiaxiales producto del tratamiento térmico de recocido de recristalización posterior a la deformación plástica en frío de los materiales [85]. Así mismo, las Fig. 13-b y 14-b, presenta las características microestructurales de las mismas aleaciones, en donde se observa la fase matriz  $\alpha$ , rica en aluminio y partículas de compuestos insolubles de hierro [85].

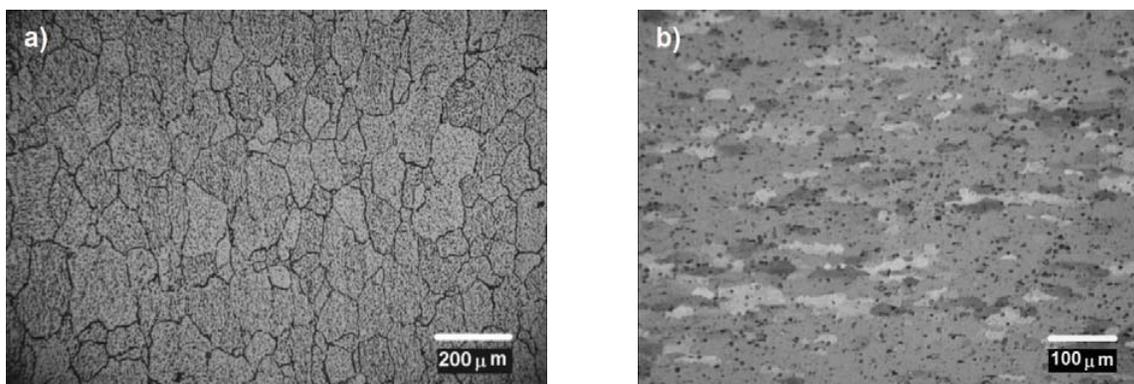


Figura 4.1. Microestructura de la aleación 2014-T6, a) morfología y bordes de grano, ataque químico, b) microestructura de la fase matriz con compuestos insolubles de hierro, ataque electrolítico.

La alta solubilidad del cobre y silicio en aluminio a una temperatura por encima de la línea de solvus de los diagramas de equilibrio, limitan la existencia de compuestos de este tipo después del tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento artificial, por lo que existe una alta probabilidad de que estas partículas sean compuestos complejos ricos en hierro [78].

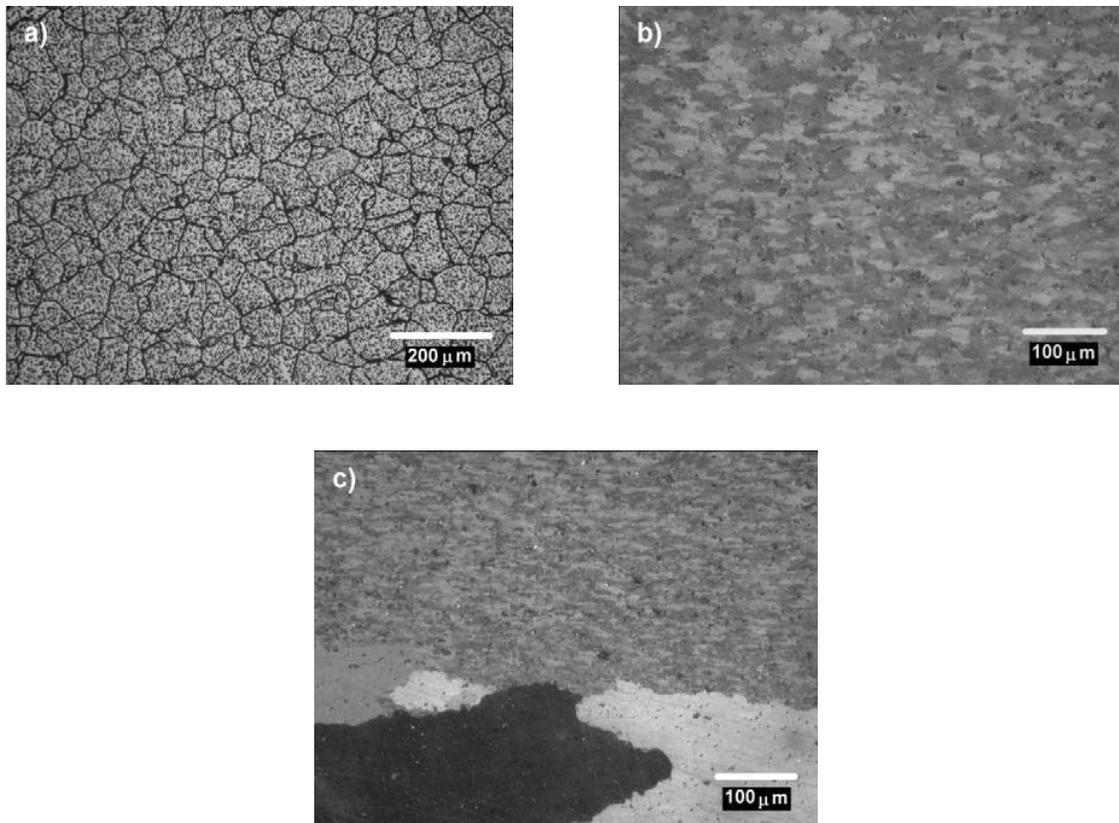


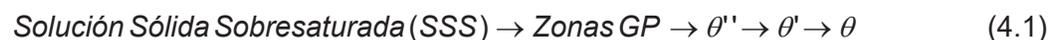
Figura 4.2. Microestructura de la aleación 6061-T6, a) morfología y bordes de grano, ataque químico, b) fase matriz, ataque electrolítico y c) heterogeneidad microestructural en el tamaño de grano, ataque electrolítico.

Por otra parte, el tamaño de grano es un aspecto importante para el endurecimiento de las aleaciones de aluminio tratadas térmicamente por dispersión, es decir que se debe contar con una matriz dúctil, aspecto que normalmente se consigue con un tamaño de grano basto. En este sentido es muy importante mencionar la heterogeneidad microestructural observada en el tamaño de grano de la aleación 6061-T6 (ver Fig. 4.2-c) producto de una

recristalización heterogénea del material, ocasionada probablemente por el incremento en la temperatura de recristalización, generando que la energía interna almacenada en el material debido a la deformación plástica en frío favorezca el crecimiento de grano en la parte superficial del material y debido a esto, en la parte central solamente se llegue a completar la etapa de nucleación, formando una microestructura de tamaño de grano fino que no logra la etapa de crecimiento [86].

El tamaño de grano promedio aproximado de la aleación 2014-T6 es de  $168 \mu\text{m}$ , el cual es considerablemente mayor con respecto a la aleación 6061-T6, la cual tiene un tamaño de grano en los extremos de  $132 \mu\text{m}$  y de  $87.5 \mu\text{m}$  en el centro. Sin embargo, debe notarse que las propiedades mecánicas en la dirección transversal de la laminación, ambas aleaciones cumplen con los valores requeridos por las normas, por lo que las condiciones microestructurales en cuanto a la heterogeneidad y tamaño de grano no resultó ser un factor predominante, ya que el grado de endurecimiento de estas aleaciones es una función de la formación de compuestos intermetálicos formados después del tratamiento de envejecimiento artificial [87].

La aleación 2014, corresponde a un sistema binario aluminio-cobre, compuesta principalmente por dos elementos de aleación, sin embargo, su evolución microestructural es compleja y la secuencia de precipitación varía dependiendo del grado de sobresaturación de la fase matriz  $\alpha$  y del tiempo de envejecido. Durante el envejecimiento se forman una serie de precipitados antes de que se produzca el equilibrio (fase  $\theta$ ) [73], de acuerdo con la siguiente secuencia de transformación:



La Fig. 4.3, muestra la micrografía obtenida por microscopía electrónica de barrido de la aleación 2014-T6, en donde se pueden observar partículas de tamaño fino y algunas otras de un tamaño mayor en condición de sobre-envejecido, las cuales pueden ser partículas de  $\text{CuAl}_2$  y/o  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Las propiedades mecánicas de la aleación no se encuentran en el pico máximo, producto del tratamiento térmico de envejecimiento a temperatura elevada y tiempo corto producto del poco control de la etapa de envejecimiento artificial, generando un ligero

sobreenvejecido de la aleación y disminuyendo sus propiedades mecánicas. S. P. Ringer y colaboradores [88], establecen que el pico máximo de propiedades mecánicas o la completa precipitación de las aleaciones Al-Cu, se presenta cuando se envejece artificialmente a la aleación por debajo de la temperatura de solvus de las zonas de Guinier-Preston *GP*, las cuales dependen del contenido de cobre de la aleación, tal como se presenta en la porción rica en aluminio del sistema binario Al-Cu mostrado en la Fig. 4.4.

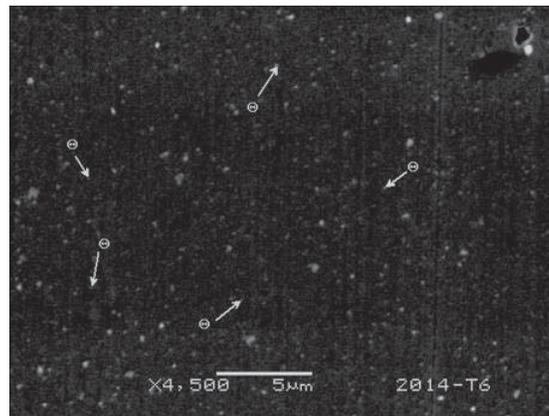


Figura 4.3. Micrografía de la aleación 2014-T6, mostrando partículas de precipitado.

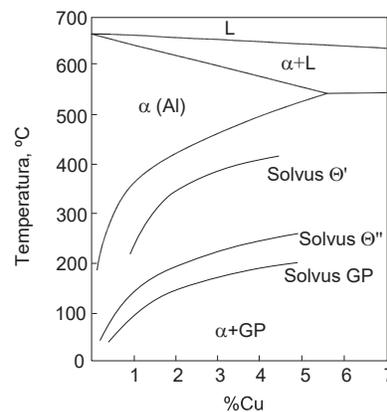


Figura 4.4. Porción del diagrama de fases Al-Cu que muestra los límites de solubilidad metaestables para las zonas de *GP*,  $\theta''$  y  $\theta'$ .

En la Fig. 4.5, se muestra la micrografía de la aleación 6061-T6, obtenida por microscopía electrónica de barrido, en donde se aprecian precipitados del tipo  $Mg_2Si$  en la

matriz de aluminio, formados de acuerdo con la secuencia de precipitación para las aleaciones de Al-Si-Mg explicada por I. Dutta y S. Allen [75].

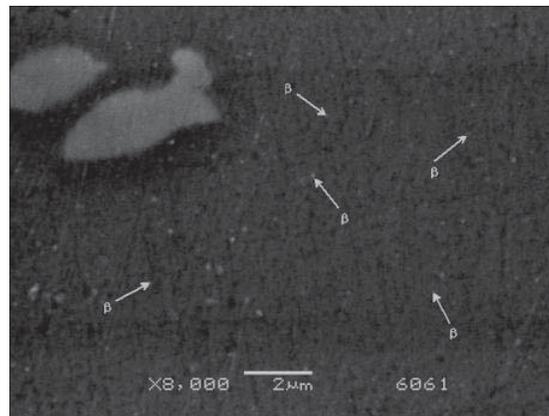
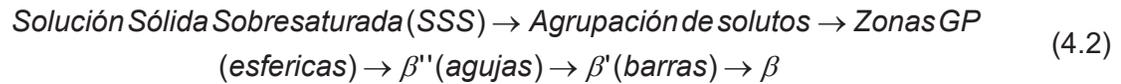


Figura 4.5. Micrografía de la aleación 6061-T6, mostrando partículas de precipitado.

El tamaño de los precipitados y la distribución de los mismos ocasionan que la aleación obtenga sus máximas propiedades mecánicas. Esto concuerda con las investigaciones realizadas por T. Gladman, quien establece que el mayor grado de endurecimiento en el proceso de precipitación depende del tipo aleación, de la fracción volumétrica, el tamaño de las partículas y además de la interacción de dichas partículas con las dislocaciones, para impedir su movimiento. También es importante mencionar que en algunas aleaciones, los precipitados son tan pequeños (del orden de los nanómetros), que solamente pueden observarse mediante microscopía electrónica de transmisión [73].

#### 4.1.2. Propiedades Mecánicas y Microdureza.

Se realizó el ensayo de tensión para los materiales base en la dirección transversal al sentido de la laminación y aplicando los requisitos establecidos por la norma ASTM. En la tabla IV.1, se presentan los resultados obtenidos, así como los valores nominales correspondientes a cada aleación.

Debido a la heterogeneidad microestructural presentada por la aleación 6061-T6, fue necesario llevar a cabo el ensayo de tensión del material base en la dirección de laminación, la Fig. 4.6, presenta el comportamiento para del gráfico carga-desplazamiento correspondiente al ensayo de la aleación 6061-T6 en las direcciones de laminación y transversal a esta.

Tabla IV.1. Propiedades mecánicas de materiales base en dirección transversal a la laminación y del material de aporte (electrodo).

| <i>Aleación</i> | <i>Resistencia</i> |      | <i>Resistencia</i>           |      | <i>Elongación</i> |      |
|-----------------|--------------------|------|------------------------------|------|-------------------|------|
|                 | <i>Fluencia</i>    |      | <i>A la Tensión</i>          |      | <i>(%)</i>        |      |
|                 | $\sigma_y$ (MPa)   |      | $\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa) |      |                   |      |
|                 | Nominal            | Real | Nominal                      | Real | Nominal           | Real |
| 2014-T6         | 415                | 428  | 485                          | 433  | 13                | 14   |
| 6061-T6         | 275                | 300  | 310                          | 328  | 12                | 14   |
| ER4043          | --                 | 164  | 200                          | 190  | --                | --   |

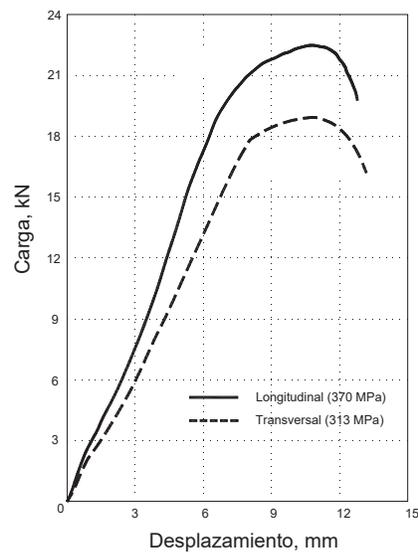


Figura 4.6. Gráfico carga-desplazamiento para 6061-T6 en ambas direcciones.

En la gráfica anterior se puede ver como la carga máxima aplicada en la dirección longitudinal se incrementa considerablemente hasta alcanzar un valor de 22.14 kN y una carga de fluencia de 19.13 kN, las cuales generan esfuerzos máximos y de fluencia de 371 y 320 MPa respectivamente. Estos valores se encuentran muy por encima de los valores nominales para la aleación 6061-T6 (ver tabla IV.1), aspecto que puede aclararse en función de la variación en el tamaño de grano y la morfología de estos debido a la energía almacenada como deformación plástica en la dirección de la laminación que incrementa la resistencia mecánica y disminuye la ductilidad. Por lo tanto, es importante aclarar que los resultados de las propiedades mecánicas después del proceso de soldadura serán dados en la dirección de la laminación para la aleación 6061-T6.

Debe observarse que la resistencia a la tensión en el caso de la aleación 2014-T6 no alcanza el valor nominal correspondiente, sin embargo, el esfuerzo de fluencia rebasa ligeramente a su valor nominal, lo que indica que el tratamiento térmico de envejecimiento artificial no fue desarrollado a una temperatura y tiempo adecuados, para alcanzar el mayor grado de endurecimiento de la aleación. No siendo así para el caso de la aleación 6061-T6, la cual sobrepasa las propiedades mecánicas nominales tanto en el sentido transversal y longitudinal a la laminación. Por otra parte, es importante mencionar el aspecto de las propiedades mecánicas del material de aporte (ER4043), las cuales se encuentran muy por debajo de las correspondientes para las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6, sin embargo, este electrodo fue seleccionado para analizar el comportamiento de las propiedades mecánicas después de la soldadura por AED y AEIM, en las condiciones de soldadura y después del tratamiento térmico posterior a la soldadura.

Las mediciones de microdureza sobre las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6 en la condición de material base fueron de 243.8 y 152.5 HV<sub>10</sub>, respectivamente. Estos resultados son el promedio de un total de 10 mediciones aleatorias sobre las muestras. Las mediciones de microdureza sobre los materiales base se llevaron a cabo para determinar el efecto del proceso de soldadura y correlacionar los resultados con las propiedades mecánicas y cambios microestructurales.

#### 4.1.3. Tipo de Fractura en Materiales Base.

En la Fig. 4.7, se presenta el tipo de fractura después del ensayo de tensión para las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6, obtenidas por microscopía electrónica de barrido.

El aspecto y características corresponden a una fractura dúctil por la existencia de nucleación y crecimiento de microhuecos tipo copa en límites de grano o alrededor de pequeños precipitados, debido a la deformación plástica localizada por el esfuerzo de tensión aplicado, el cual ocasiona una disminución de la sección transversal y da origen al tipo de fractura dúctil. La gran cantidad de pequeños huecos en la superficie de ambas fracturas reflejan que la formación de microhuecos alcanzó la etapa de nucleación y coalescencia con microhuecos vecinos sin llegar a la etapa de crecimiento. Además, la morfología equiaxial de los huecos indica que las condiciones de falla han sido por la aplicación de una fuerza de tensión uniaxial [89].

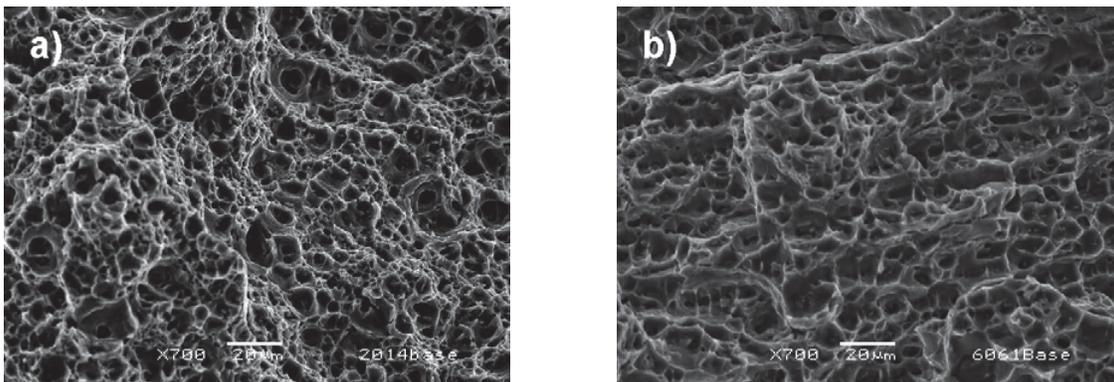


Figura 4.7. Fractografías de materiales base, a) 2014-T6 y b) 6061-T6.

#### 4.2. Soldadura de las Aleaciones de Aluminio 2014-T6 y 6061-T6.

Los resultados obtenidos después de la soldadura en las aleaciones de aluminio 2014-T6 y 6061-T6 por medio del proceso tradicional de pasos múltiples (AED) y el arco eléctrico indirecto modificado (AEIM) para la aplicación de un solo paso de soldadura, se presentan a continuación. La apariencia de las placas soldadas para ambas técnicas de soldadura, se incluyen en el Apéndice F.

#### 4.2.1. Perfiles Macroestructurales.

Las Fig. 4.8-a y 4.9-a muestran los perfiles de soldadura para la aplicación de pasos múltiples en el proceso de AED en las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6, respectivamente, véase la gran cantidad de material de aporte necesario para llenar el tipo de junta en simple V (Fig. 1-a). Por otra parte, el nuevo diseño de junta en tipo pestaña (Fig. 1-b), permite el empleo de una menor cantidad de material de aporte por medio de la aplicación de un solo paso de soldadura empleando la técnica por AEIM.

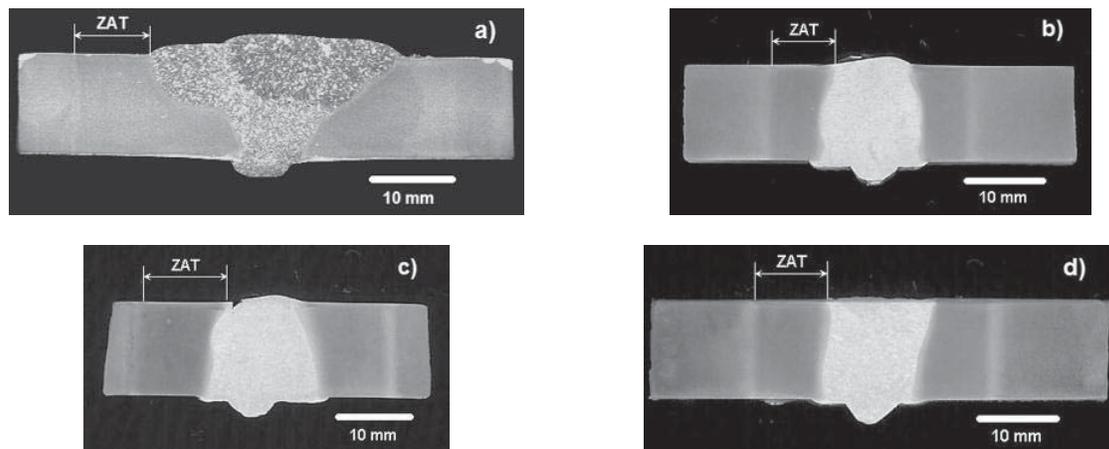


Figura 4.8. Perfiles transversales de soldadura de la aleación 2014-T6, a) AED, b) AEIM 50°C, c) AEIM 100°C y d) AEIM 150°C.

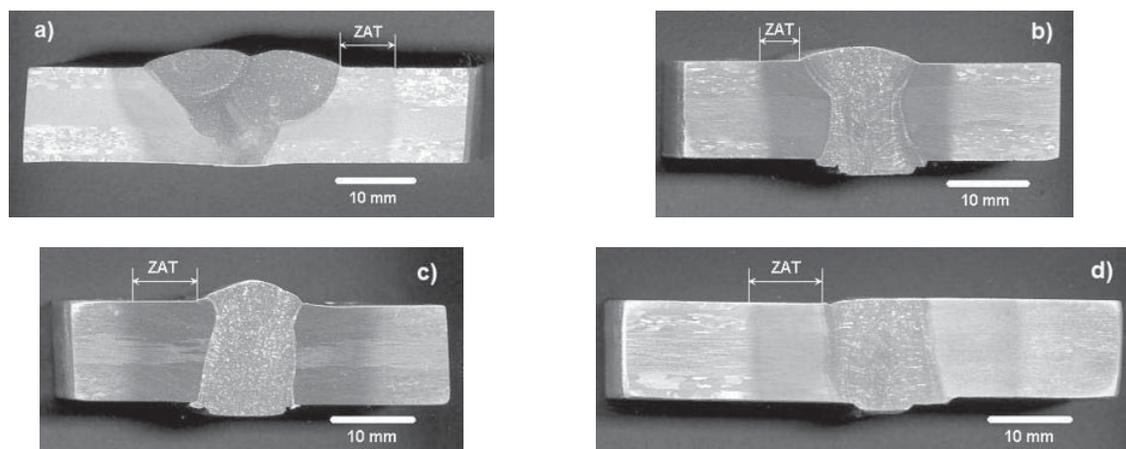


Figura 4.9. Perfiles transversales de soldadura de la aleación 6061-T6, a) AED, b) AEIM 50 °C, c) AEIM 100 °C y d) AEIM 150 °C.

Uno de los efectos importantes en la aplicación de pasos múltiples de soldadura está relacionado con la formación la zona afectada térmicamente, esto quiere decir que el efecto térmico debido al calor aportado por el arco eléctrico tiende a ocasionar un daño microestructural mayor con la aplicación de pasos múltiples.

En la tabla IV.2, se muestran las dimensiones de los anchos y áreas de la ZAT para cada condición de soldadura en ambas aleaciones. Debe notarse que el ancho de la ZAT para las uniones de AEIM son menores en comparación con las uniones por AED, además de que estas tienden a incrementarse en función del grado de precalentamiento, sin rebasar el ancho máximo obtenido para las soldaduras por pasos múltiples.

Tabla IV.2. Áreas y anchos de la ZAT en la soldadura de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6.

| <i><b>Aleación</b></i> | <i><b>Ancho de la ZAT (mm)</b></i> |                |                 |                 | <i><b>Área de la ZAT (mm<sup>2</sup>)</b></i> |                |                 |                 |
|------------------------|------------------------------------|----------------|-----------------|-----------------|---|----------------|-----------------|-----------------|
|                        | AED,<br>25 °C                      | AEIM,<br>50 °C | AEIM,<br>100 °C | AEIM,<br>150 °C | AED,<br>25 °C                                 | AEIM,<br>50 °C | AEIM,<br>100 °C | AEIM,<br>150 °C |
| 2014-T6                | 10.80                              | 6.60           | 8.80            | 8.90            | 257.53  | 165.55         | 238.19          | 239.25          |
| 6061-T6                | 11.01                              | 6.50           | 8.70            | 10.30           | 253.20  | 158.60         | 226.40          | 254.40          |

Por otra parte, la forma geométrica de las áreas en la ZAT tiende a ser más regular en las soldaduras por AEIM, lo cual indica que la disipación de calor por conducción a través del material sigue un patrón más definido, debido fundamentalmente a la fusión total del espesor de las placas a soldar, resultado de la aplicación de un solo paso de soldadura y la preparación recta de las paredes de la ranura en las juntas (ver Fig. 1-b).

El efecto de la ZAT en las soldaduras por AED y AEIM será discutido más adelante en función de las propiedades mecánicas de las juntas soldadas y el aporte térmico por cada técnica de soldadura, por ahora es conveniente mencionar que las uniones por AEIM, presentan un ancho de la ZAT menor al resto de las uniones, así como zonas fundidas geoméricamente más regulares, por lo cual es de esperarse que las mejores propiedades mecánicas se obtengan por medio del AEIM.

#### 4.2.2. Análisis Microestructural de las Uniones Soldadas.

Se obtuvieron micrografías de las uniones soldadas por AED y AEIM de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6, mediante la técnica de preparación metalográfica descrita en el punto 3.4, para posteriormente realizar un análisis de las características microestructurales para cada condición de soldadura. Para fines prácticos, se tomaron las micrografías correspondientes a la porción central e interfase del lado derecho de la sección transversal para cada condición de soldadura. El barrido microestructural completo correspondiente a las secciones transversales se presenta en el Apéndice G.

##### 4.2.2.1. Microestructuras de las Uniones Soldadas.

Las Fig. 4.10 y 4.11 presentan las microestructuras en el centro e interfase de la soldadura por AED de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6, respectivamente, en las cuales se observa la formación de microporosidad redondeada distribuida aleatoriamente dentro de la zona de fusión (especialmente en la soldadura de la aleación 2014-T6), producida fundamentalmente por la alta difusión de hidrogeno en aluminio líquido, debido a la aplicación de pasos múltiples de soldadura [90].

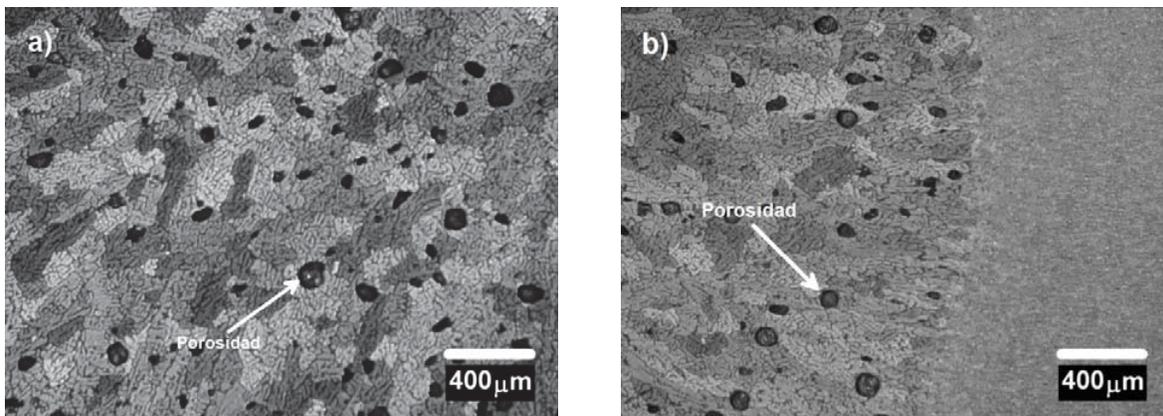


Figura 4.10. Micrografías por AED, aleación 2014-T6, a) centro y b) interfase.

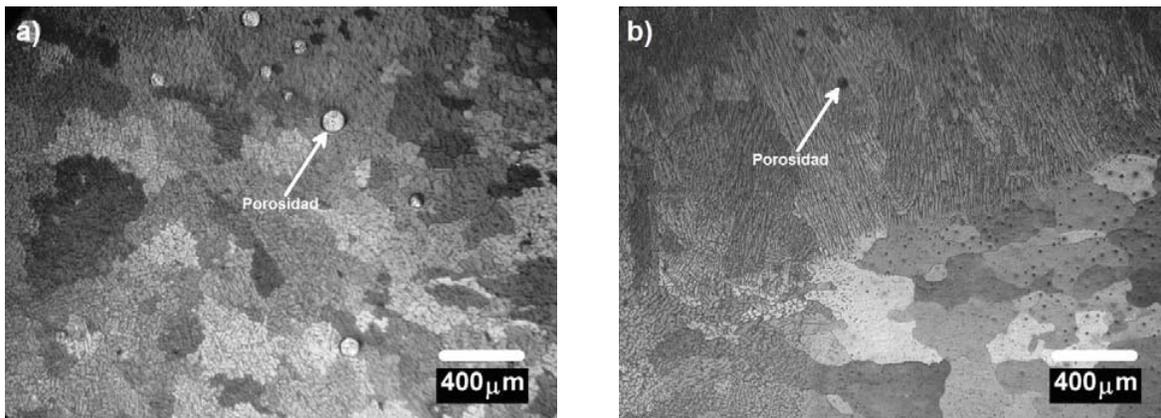


Figura 4.11. Micrografías por AED, aleación 6061-T6, a) centro y b) interfase.

Por otra parte, es bien conocido que la microestructura de un metal o aleación después de un proceso de fusión y solidificación depende entre otros factores, de las características de enfriamiento, por lo que el comportamiento de la solidificación controla la forma y tamaño de los granos [91]. En este sentido es importante hacer notar el tamaño de grano grueso en la porción central de la zona de fusión en las uniones por AED, así como una morfología de granos columnar dendrítica característica de un proceso de soldadura por fusión [92]. Aunque en el primer paso de soldadura (raíz) se presenta una microestructura fina producida por una rápida velocidad de enfriamiento del metal fundido (ver Apéndice G), debe mencionarse que la baja eficiencia térmica del proceso [93] y la aplicación de pasos múltiples, generan que el calor aportado por cada paso sucesivo de soldadura promuevan el crecimiento de grano en los pasos finales de soldadura.

Una característica importante en la microestructura de las soldaduras de pasos múltiples (AED), es la diferencia en el tamaño de grano, el cual se aprecia que es más fino para la aleación 2014-T6 en relación a la 6061-T6, aspecto que contribuye para que la resistencia mecánica sea mayor y que la falla se genere en la ZAT (ver tabla IV.3), no obstante la formación de porosidad. Este comportamiento mantiene una estrecha relación con el tipo de solidificación epitaxial [92], debido a la fusión parcial de los granos del metal base (interfase sólido-líquido), los cuales actúan como núcleos para el crecimiento competitivo de granos columnares en dirección al gradiente térmico de la fuente de calor, creciendo unos a expensas de otros, por lo que al tener un tamaño de grano fino en el material base, la microestructura de la zona fundida tendera a ser fina también (ver Fig. 4.10

y 4.11). Los mecanismos de refinamiento de grano para las técnicas de soldadura empleadas serán abordados en la siguiente sección.

En cambio, las diferencias en cuanto a morfología, tamaño de grano, formación de porosidad y características de solidificación en las uniones por AEIM en comparación con AED son evidentes, tal como se muestra en las Fig. 4.12 a la 4.17.

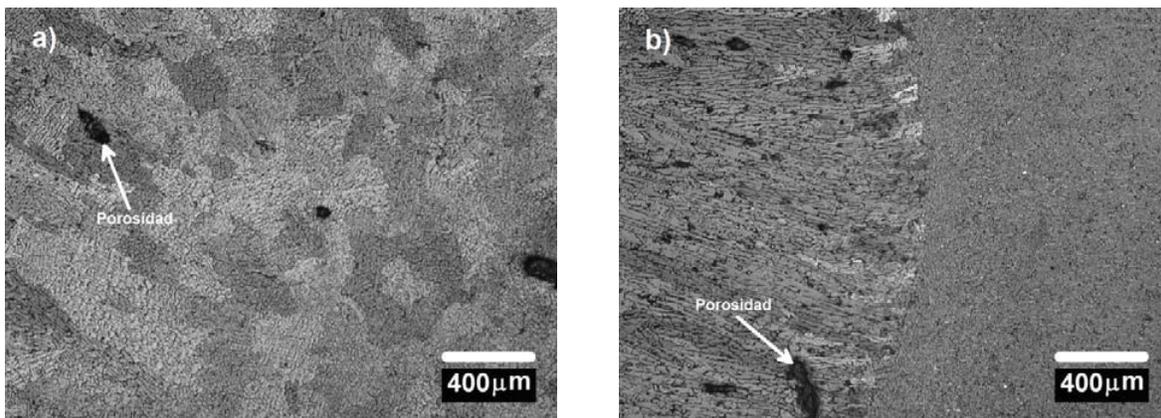


Figura 4.12. Micrografías por AEIM a 50°C, aleación 2014-T6, a) centro y b) interfase.

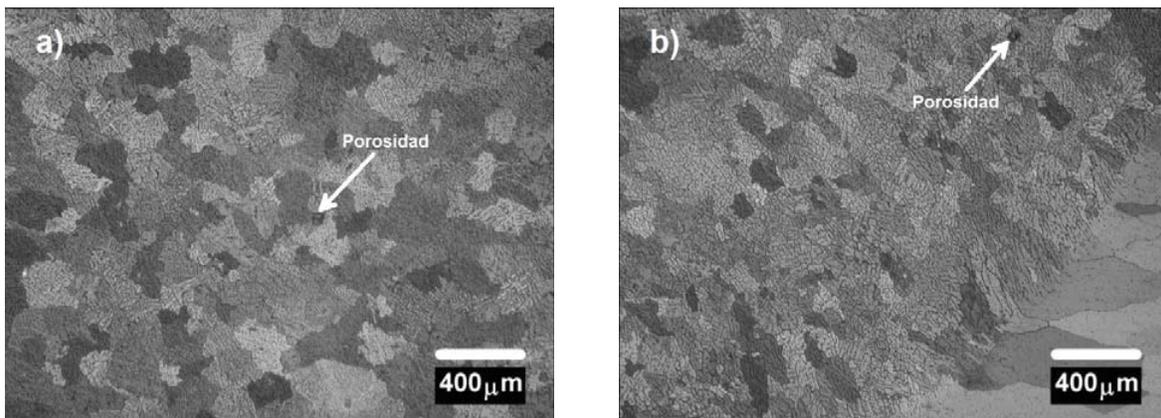


Figura 4.13. Micrografías por AEIM a 50 °C, aleación 6061-T6, a) centro y b) interfase.

En cuanto a la formación de porosidad, se observa que ésta disminuye considerablemente en tamaño y en cantidad independientemente de la aleación y condiciones de precalentamiento. Esta característica es un indicativo muy importante en

relación a las propiedades mecánicas de la unión ya que éstas serán mejores cuanto menor densidad de poros se presenten [23], de esta manera la formación de porosidad se ve limitada en la técnica por AEIM debido a la aplicación de un solo paso de soldadura, a las condiciones de enfriamiento y las características de solidificación de la zona fundida (ver Fig. 4.22).

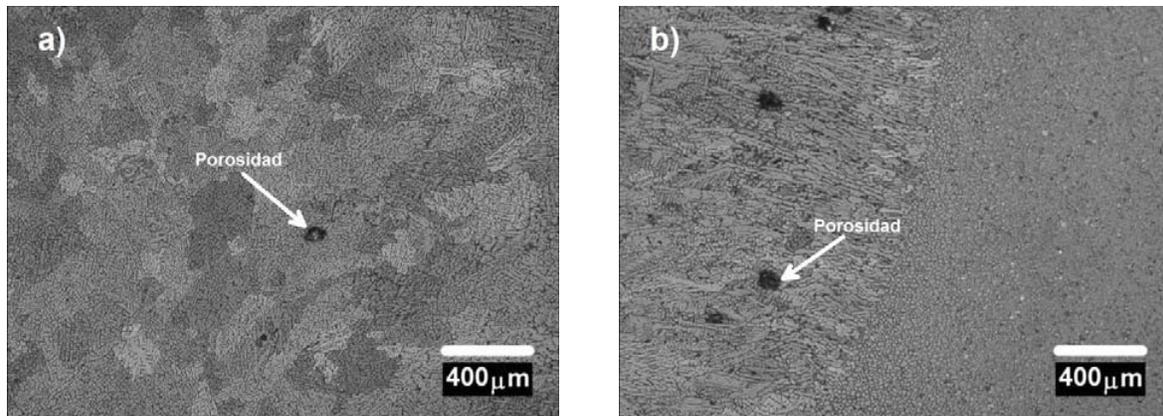


Figura 4.14. Micrografías por AEIM a 100 °C, aleación 2014-T6, a) centro y b) interfase.

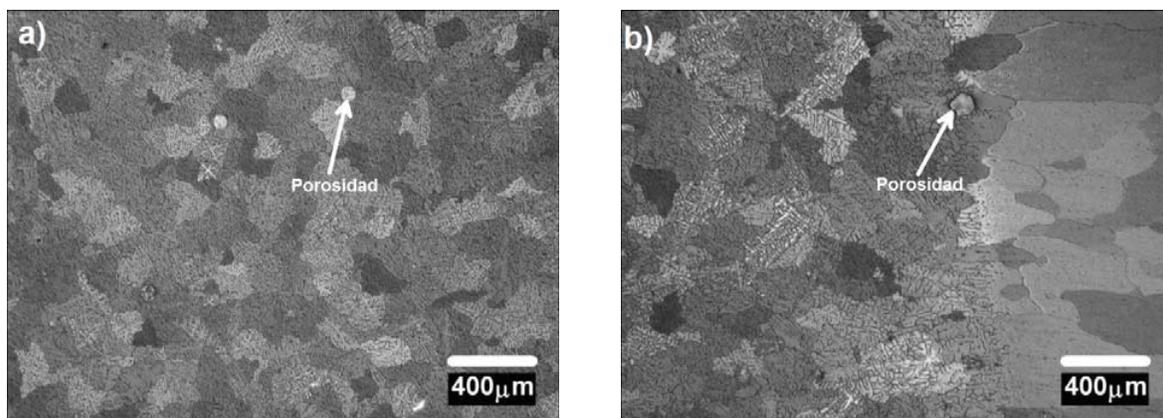


Figura 4.15. Micrografías por AEIM a 100 °C, aleación 6061-T6, a) centro y b) interfase.

El descenso en porosidad en conjunto con una morfología de tipo no alargada en el centro de la soldadura y el refinamiento de grano, son las diferencias más importantes de las microestructuras formadas en las uniones por AEIM.

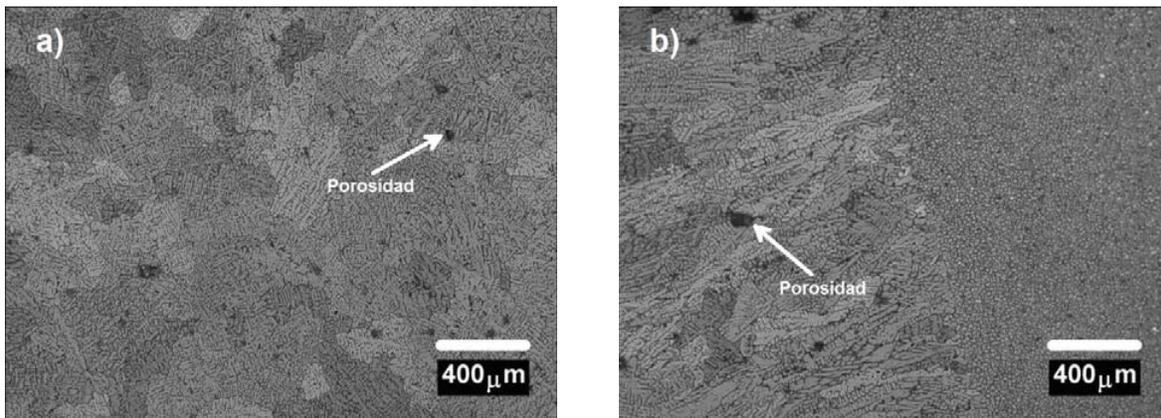


Figura 4.16. Micrografías por AEIM a 150 °C, aleación 2014-T6, a) centro y b) interfase.

La forma en la cual se presenta la solidificación, difiere con la forma tradicional de un proceso de soldadura por fusión (ver Fig. 4.22). Un análisis más a fondo de las microestructuras para cualquier condición de soldadura por AEIM, revela que el proceso de solidificación comienza epitaxialmente a partir de la interfase sólido-líquido, dando origen a un crecimiento columnar, sin embargo, a medida que el frente de solidificación avanza, el crecimiento columnar dendrítico competitivo es limitado por la existencia de una fragmentación dendrítica debido a la nucleación heterogénea en el centro del metal de soldadura, la cual produce un refinamiento de grano y una morfología menos alargada, con una tendencia equiaxial dendrítica (ver Fig. 4.17). Esta forma de solidificación da lugar a un incremento en los valores de microdureza.

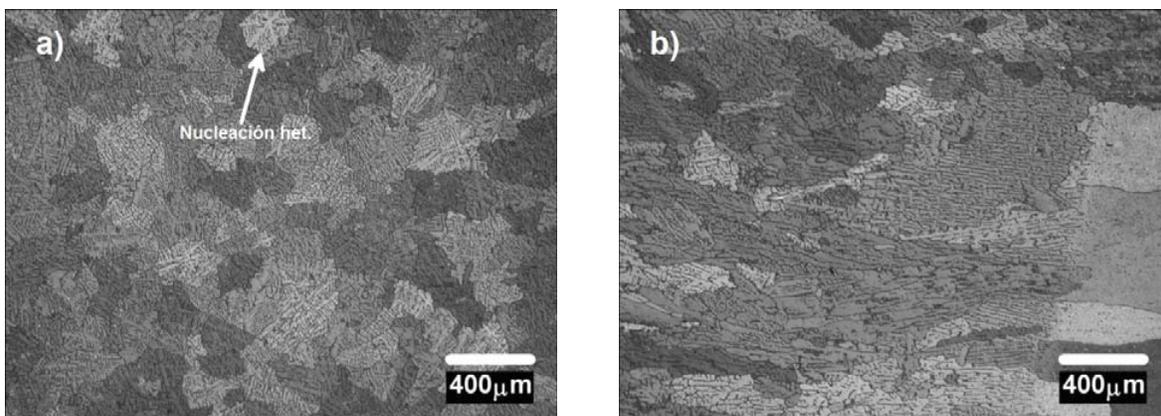


Figura 4.17. Micrografías por AEIM a 150 °C, aleación 6061-T6, a) centro y b) interfase.

Otro aspecto de interés en el análisis microestructural, es el fenómeno de licuación o agrietamiento en caliente observado en las soldaduras por pasos múltiples (ver Fig. 4.18-a), producto de la difusión de elementos de bajo punto de fusión hacia los bordes de grano del material base que originan la fusión localizada en la ZAT y dan origen al agrietamiento [10, 11]. En contraste con las soldaduras de un solo paso de soldadura en las que el fenómeno de fisuración en caliente tiende a eliminarse en ambas aleaciones.

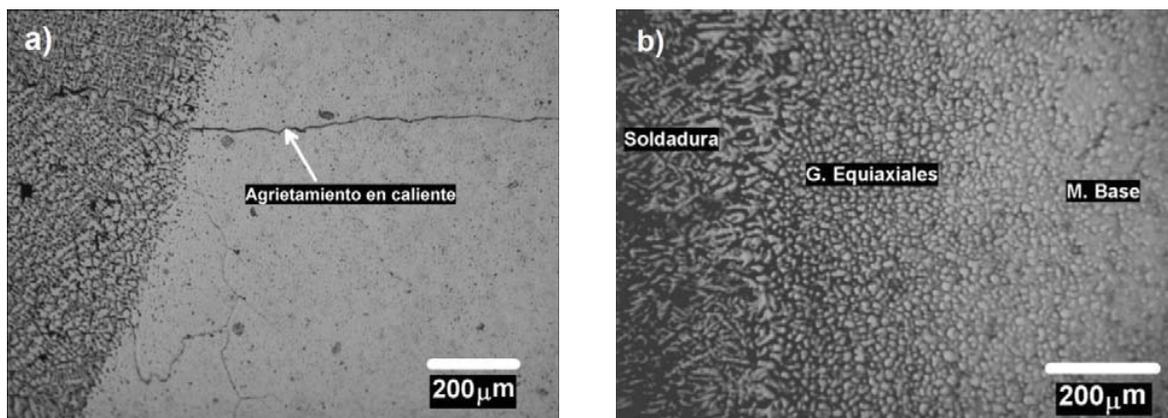


Figura 4.18. Micrográficas mostrando a) agrietamiento en caliente en soldaduras por AED y b) formación de granos equiaxiales en la soldadura de la aleación 2014-T6.

La Fig. 4.18-b, muestra la formación de granos equiaxiales adyacente a la zona parcialmente fundida, característicos en la soldadura de aleaciones de la serie 2XXX [31, 35, 36]. Debe notarse que el ancho y el tamaño de grano en la zona equiaxial se incrementa en función del grado de precalentamiento (ver micrográficas para 2014-T6 del Apéndice G), esta heterogeneidad microestructural se ve reflejada en los perfiles de microdureza correspondientes elevando los valores de dureza.

#### 4.2.2.2. Dirección de Crecimiento Cristalino y Refinamiento de Grano.

Los perfiles macroscópicos en función de la dirección de solidificación para ambas técnicas de soldadura se presentan en la Fig. 4.19 (secciones longitudinales), en donde se indica la dirección de avance del arco eléctrico (fuente de calor).

La Fig. 4.19-a, muestra el crecimiento cristalino de una estructura de tipo columnar dendrítica con un ángulo determinado en relación a la fuente de calor, este crecimiento es función de la rapidez de avance, permitiendo el crecimiento cristalino local, el cual tiende a igualarse con la velocidad del proceso de soldadura en función de los cambios direccionales del crecimiento cristalino [92]. Este fenómeno se ilustra esquemáticamente en la Fig. 4.20.

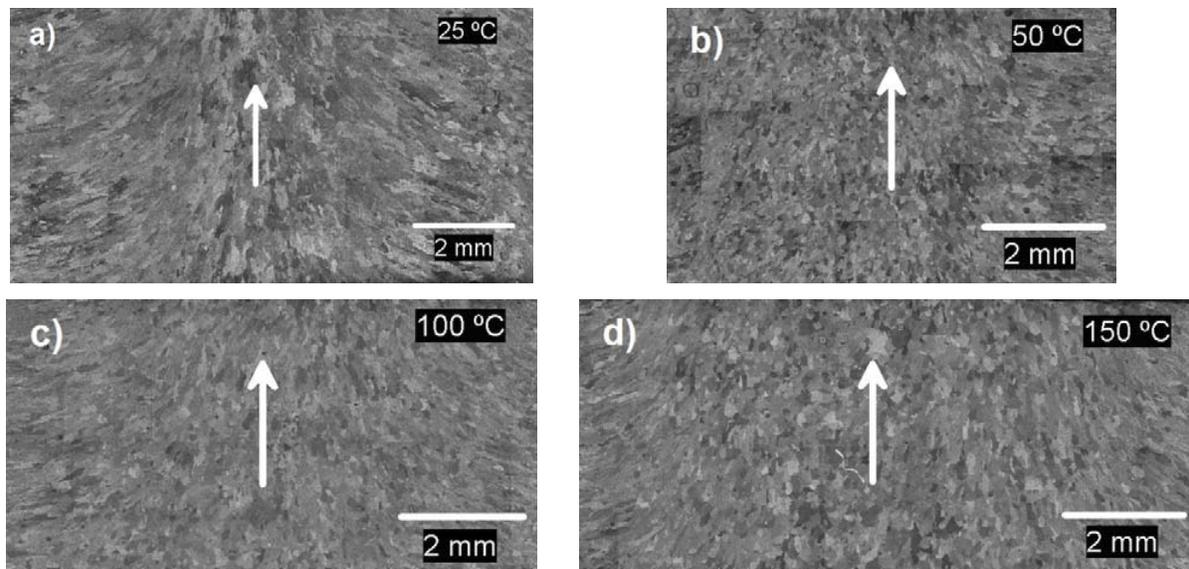


Figura 4.19. Dirección de crecimiento cristalino, a) AED, b) AEIM a 50 °C, c) AEIM 100 °C y d) AEIM 150 °C, para la soldadura de la aleación 6061-T6.

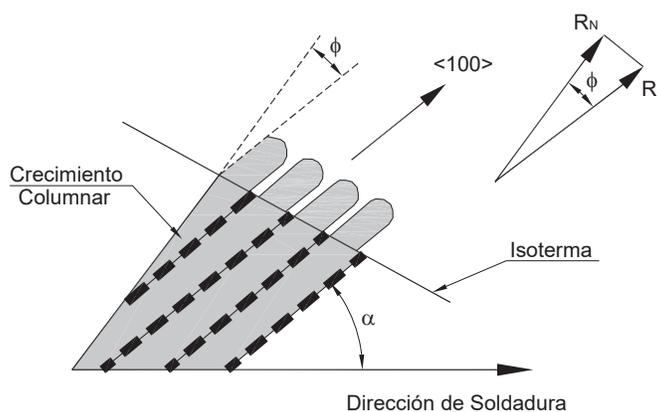


Figura 4.20. Definición del crecimiento cristalino en soldadura.

Es posible observar que la rapidez de crecimiento cristalino local  $R_L$  siempre es mayor que la rapidez de crecimiento cristalino nominal  $R_N$ , debido a que existen direcciones de crecimiento preferenciales, de tal manera que la rapidez de crecimiento cristalino tiende a igualarse con la velocidad de avance  $v$  cuando los ángulos son menos pronunciados (cuando  $\alpha \rightarrow 0$  y  $\phi \rightarrow 0$ ), de acuerdo con la expresión 4.3.

$$R_L = \frac{R_N}{\cos \phi} = \frac{v \cos \alpha}{\cos \phi} \quad (4.3)$$

Se pueden observar los cambios de dirección para la sección longitudinal de la Fig. 4.19-a, en la cual es evidente el crecimiento competitivo dando como resultado una morfología macroestructural de tipo alargada (columnar dendrítica), característica de un proceso de soldadura por arco eléctrico. Mediante un análisis de la ecuación 4.3 y la Fig. 4.20, podemos observar que la rapidez de crecimiento cristalino se incrementa en función de los cambios de orientación de éste con respecto al máximo gradiente térmico de la pileta de soldadura (fuente de calor), es decir que el crecimiento cristalino local se favorece debido a las condiciones de alta temperatura.

Las macroestructuras por AEIM (Fig. 4.19-b, c y d), presentan diferencias importantes con respecto a la unión por pasos múltiples (AED), el crecimiento cristalino local mantiene un ángulo casi constante con respecto al avance de la fuente de calor, originando que la rapidez de crecimiento cristalino local y nominal tiendan a ser iguales, debido a la inexistencia de cambios de dirección en relación a la fuente de calor.

La diferencia en morfología macroestructural presentada en la unión por AED, permite observar la existencia de refinamiento de grano en las soldaduras por AEIM.

En la Tabla IV.3, se presentan los valores de rapidez de crecimiento cristalino nominal y local para cada una de las uniones en función de los ángulos medidos en tres diferentes posiciones de la soldadura (inferior, centro y superior). Es posible notar el efecto sobre el incremento en la rapidez de crecimiento cristalino para el caso de la soldadura por AED como una función de la posición en la sección transversal, mientras que para las uniones por AEIM este aumento es menor y por lo tanto, la morfología macroestructural tiende a ser menos alargada y las propiedades mecánicas de la zona fundida son mejores (tamaño de grano fino, ver tabla IV.4).

Tabla IV.3. Rapidez de crecimiento cristalino.

| <i>Técnica, Precal</i> | <i>Inferior (<math>mms^{-1}</math>)</i> |       | <i>Centro (<math>mms^{-1}</math>)</i> |       | <i>Superior (<math>mms^{-1}</math>)</i> |       |
|------------------------|---|-------|---------------------------------------|-------|---|-------|
|                        | $R_N$                                   | $R_L$ | $R_N$                                 | $R_L$ | $R_N$                                   | $R_L$ |
| AED, 25°C              | 2.4                                     | 2.5   | 2.6                                   | 2.7   | 2.8                                     | 3.3   |
| AEIM, 50°C             | 2.2                                     | 2.2   | 2.3                                   | 2.3   | 2.5                                     | 2.5   |
| AEIM, 100°C            | 2.0                                     | 2.0   | 2.0                                   | 2.0   | 2.2                                     | 2.2   |
| AEIM, 150°C            | 1.8                                     | 1.8   | 1.9                                   | 1.9   | 2.0                                     | 2.0   |

La Fig. 4.21, muestra el efecto en el cambio de dirección de la solidificación para cada una de las uniones, se puede apreciar que los ángulos de solidificación se ven afectados por el incremento en la temperatura de precalentamiento, modificando de esta manera la velocidad de solidificación (Fig. 4.21-b).

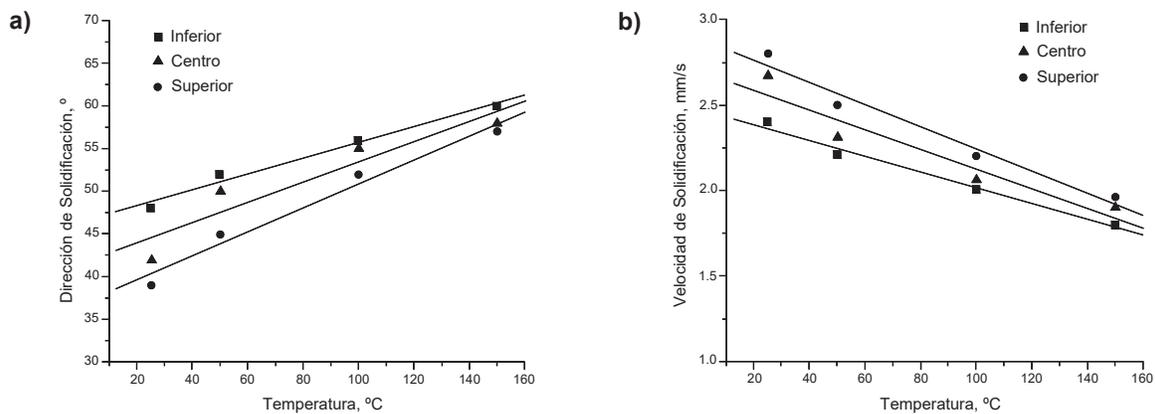


Figura 4.21. Parámetros de solidificación en la soldadura por AED y AEIM de la aleación 6061-T6, a) ángulos de solidificación y b) velocidad de solidificación.

Desde el punto de vista de rapidez de crecimiento cristalino, se podría esperar que la soldadura por AED resultara con un tamaño de grano fino debido a que la unión fue realizada a temperatura ambiente (sin precalentamiento), aspecto que fue conseguido de forma parcial en la soldadura de la aleación 2014-T6 pero con una alta formación de porosidad. Sin embargo, el efecto de la renucleación por la aplicación de pasos múltiples ocasiona el crecimiento de granos columnares en los pasos finales de soldadura lo cual es característico en materiales soldados que no presentan reacción en el estado sólido [94], este

comportamiento lo han tratado algunos investigadores por medio de la adición de inoculantes en el material de aporte con el fin de promover la nucleación heterogénea (refinadores de grano) [33-35, 54, 95].

La Tabla IV.4, presenta el tamaño de grano promedio aproximado de las uniones (tal y como fueron soldadas), medido sobre el eje central de la zona fundida para tres diferentes posiciones de la sección transversal.

Tabla IV.4. Tamaño de grano en el metal de soldadura.

| <b>Tamaño de Grano (<math>\mu\text{m}</math>)</b> |                 |               |                 |                 |                            |
|---|-----------------|---------------|-----------------|-----------------|----------------------------|
| <i>Técnica</i>                                    | <i>Inferior</i> | <i>Centro</i> | <i>Superior</i> | <i>Promedio</i> | <i>Desviación Estándar</i> |
| 2014-T6   |                 |               |                 |                 |                            |
| AED T. Amb  | 135.9           | 184.2         | 194.0           | 171.4           | 31.1                       |
| AEIM 50°C   | 151.2           | 149.5         | 186.8           | 162.5           | 21.0                       |
| AEIM 100°C  | 163.0           | 153.3         | 174.0           | 163.4           | 10.3                       |
| AEIM 150°C  | 207.0           | 242.3         | 289.5           | 246.2           | 41.4                       |
| 6061-T6   |                 |               |                 |                 |                            |
| AED T. Amb  | 273.9           | 270.2         | 340.3           | 294.8           | 106.3                      |
| AEIM 50°C   | 169.7           | 161.4         | 208.4           | 178.8           | 61.2                       |
| AEIM 100°C  | 211.0           | 181.6         | 198.4           | 197.0           | 70.7                       |
| AEIM 150°C  | 232.0           | 238.5         | 236.5           | 235.6           | 78.4                       |

El efecto del tamaño de grano en la zona fundida será significativo en las propiedades mecánicas de resistencia a la tensión y microdureza, aspectos que serán abordados a detalle en su sección correspondiente.

La Fig. 4.22 presenta la comparación entre los ciclos de enfriamiento en la zona de fusión para AEIM y AED, las diferencias en las características de enfriamiento son evidentes en ambos casos. En esta misma figura se trazaron dos líneas isotérmicas correspondientes a la temperatura eutéctica y de fusión para el material de aporte (ER4043), las cuales se obtuvieron por calorimetría (Apéndice H).

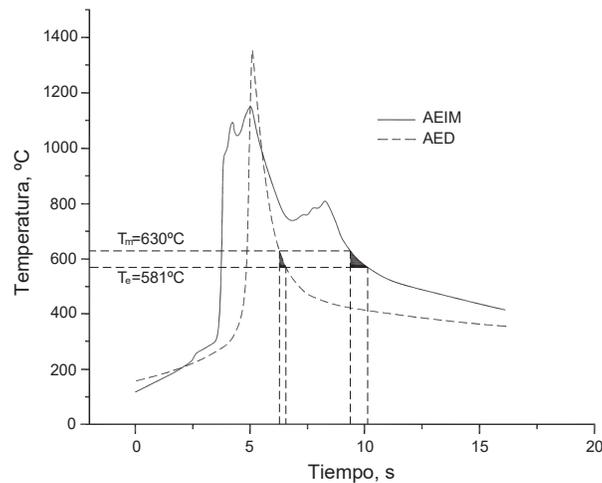


Figura 4.22. Ciclos de enfriamiento en soldadura por AED y AEIM.

Considerando en primer orden a la curva de enfriamiento para la piletta de soldadura por AED, podemos observar que el pico de temperatura máxima se encuentra por encima de la temperatura medida en AEIM, tales temperaturas pico fueron alcanzadas a un tiempo sumamente corto (aproximadamente el mismo gradiente térmico), lo cual es característico de un proceso de soldadura por fusión ocasionado por el alto aporte térmico, sin embargo las condiciones de enfriamiento son diferentes ya que para AED el gradiente térmico es más rápido que para AEIM, por lo cual pudiera esperarse una microestructura de tamaño de grano fino, tal y como se presenta en la parte inferior de esta técnica de soldadura (ver micrografías correspondientes al paso de raíz de AED en Apéndice G), aunque no debe perderse de vista que para el caso de AED es necesaria la aplicación de pasos múltiples de soldadura, que motivan el crecimiento de grano columnar competitivo producto de la solidificación epitaxial [92] por la fusión parcial de los granos de un cordón anterior de soldadura.

Por otro lado, en la curva de enfriamiento para AEIM después de alcanzada la temperatura máxima, ésta comienza a disminuir debido al desplazamiento de la fuente de calor hasta un valor mínimo ligeramente por encima de los 700 °C, esta temperatura es mayor a la temperatura de fusión del material base (642 °C) y del material de aporte (630 °C), en este momento se funden las paredes laterales del material base, es decir que el espacio de la preparación de junta se llena completamente (ver Fig. 1-b), por lo que existe un

desprendimiento de calor latente de fusión que representa a la energía generada durante la transformación líquido-sólido, esta energía es absorbida por el metal líquido incrementando su temperatura (recalescencia), finalmente se presenta un enfriamiento continuo a una rapidez de enfriamiento alta. Este comportamiento no tradicional del proceso de soldadura por AEIM, difiere de la teoría clásica de solidificación epitaxial en soldadura. El tipo de solidificación producto de la nucleación heterogénea mostrada en las microestructuras para íla soldadura por AEIM (ver Fig. 4.17), se basa en el principio de formación de un radio crítico (Fig. 4.23) para alcanzar la energía de formación a partir de sitios potenciales de nucleación, tales como inclusiones o substratos, que en este caso son las paredes laterales de la preparación de junta.

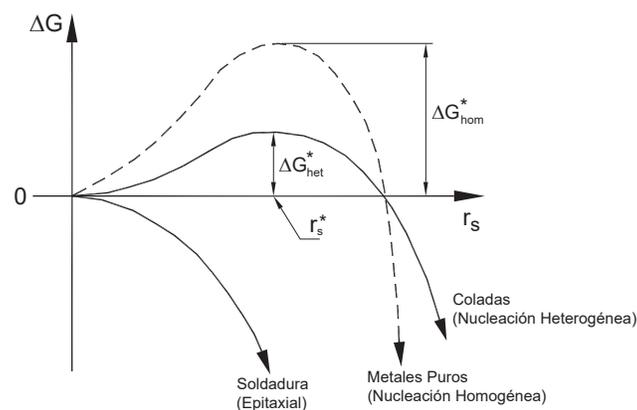


Figura 4.23. Comparación de la energía libre de formación en la nucleación homogénea, heterogénea y epitaxial [96].

Como era de esperarse, el grado de precalentamiento juega un papel importante sobre el tamaño de grano en la microestructura de la zona de fusión, tal y como se puede observar en el caso de las soldaduras por AEIM a 50 °C de precalentamiento, para la cual se obtuvo la microestructura con el tamaño de grano más fino.

### 4.2.3. Propiedades Mecánicas de las Juntas Soldadas.

La Tabla IV.5, presenta las propiedades mecánicas de la soldadura en aleaciones 2014-T6 y 6061-T6 en condición tal y como fueron soldadas. Nótese que las propiedades mecánicas disminuyen independientemente de la técnica de soldadura y aleación empleada.

Tabla IV.5. Propiedades mecánicas de las juntas soldadas.

| <b>Técnica,<br/>Precal.</b> | <b>Resist.<br/>Fluencia<br/>(MPa)</b> | <b>Resist.<br/>a la<br/>Tensión<br/>(MPa)</b> | <b>Elongación<br/>(%)</b> | <b>Eficiencia<sup>1</sup><br/>(%)</b> | <b>Eficiencia<sup>2</sup><br/>(%)</b> | <b>Falla<sup>3</sup> (mm)</b> |
|-----------------------------|---------------------------------------|---|---------------------------|---------------------------------------|---------------------------------------|-------------------------------|
| 2014-T6                     |                                       |   |                           |                                       |                                       |                               |
| AED, 25°C                   | 106                                   | 159   | 5.5                       | 36.7                                  | 83.6                                  | ZAT, 15                       |
| AEIM, 50°C                  | 245                                   | 257   | 5.2                       | 59.3                                  | 135.2                                 | Soldadura                     |
| AEIM, 100°C                 | 219                                   | 240   | 6.2                       | 50.5                                  | 126.3                                 | Soldadura                     |
| AEIM, 150°C                 | 207                                   | 225   | 6.6                       | 47.8                                  | 118.4                                 | Soldadura                     |
| 6061-T6                     |                                       |   |                           |                                       |                                       |                               |
| AED, 25°C                   | 57                                    | 116   | 17.6                      | 35.3                                  | 61.0                                  | ZAT, 3.0                      |
| AEIM, 50°C                  | 102.7                                 | 183   | 13.5                      | 55.7                                  | 96.3                                  | ZAT, 10.0                     |
| AEIM, 100°C                 | 100.9                                 | 181   | 13.3                      | 55.1                                  | 95.2                                  | ZAT, 11.5                     |
| AEIM, 150°C                 | 106.5                                 | 179.4   | 17.2                      | 54.6                                  | 94.4                                  | ZAT, 14.0                     |

<sup>1</sup> Eficiencia respecto a la resistencia a la tensión del material base en la dirección de laminación (ver tabla IV.1).

<sup>2</sup> Eficiencia con respecto a la resistencia a la tensión del material de aporte (ver tabla IV.1).

<sup>3</sup> Zona de falla y distancia con respecto a la línea de fusión.

Las propiedades mecánicas más bajas fueron obtenidas para las juntas en simple V con AED para la aleación 6061-T6, la eficiencia de la resistencia mecánica es de aproximadamente un 35% con respecto a la resistencia a la tensión del metal base antes de la soldadura, es decir muy baja. De la misma manera, la eficiencia de la resistencia mecánica con respecto al metal de aporte es mayor para la aleación 2014-T6 en comparación con la aleación 6061-T6, aunque ambas presentan la falla en la ZAT por debajo de los valores de la resistencia mecánica del material base después del ensayo de tensión.

Por otra parte, existe un incremento en la resistencia a la tensión de las uniones por AEIM de la aleación 2014-T6 (valores por encima de 200 MPa), por lo tanto, la eficiencia

mecánica con relación al material de aporte se mejora notablemente. Debe observarse que las fallas en las uniones por AEIM de la aleación 2014-T6 se presentaron en la zona de fusión (soldadura), lo cual quiere decir que la aplicación de un solo paso de soldadura tiene un efecto importante sobre las condiciones microestructurales de la zona de fusión, en términos de endurecimiento por refinamiento de grano y porcentaje de dilución. Sin embargo, debe notarse que el aporte térmico por la fuente de calor ( $5.1 \text{ kJs}^{-1}$  aprox.) en las uniones por AEIM de la aleación 2014-T6 afecta en menor proporción a la ZAT y ocasiona que la zona de falla sea la unión o zona fundida, en este sentido la gran cantidad de energía aportada por la aplicación de pasos múltiples ( $19.3 \text{ kJs}^{-1}$  aprox.), da como resultado un debilitamiento de la ZAT en la soldadura por AED, debido a la eliminación del endurecimiento por precipitación de la fase  $\theta''$  en la matriz de aluminio- $\alpha$  y la fuerte tendencia al agrietamiento en caliente [10].

En el caso de las uniones de la aleación 6061-T6, es importante observar que las fallas para cualquier condición de soldadura se presentan fuera de la zona de fusión con valores de resistencia a la tensión por debajo de la correspondiente a la del metal base. Este comportamiento ha sido previamente reportado por V. Malin [5], quien explica la formación de diferentes zonas de dureza después de la soldadura de una aleación 6061-T6, debido a la formación de una zona crítica sujeta a picos de temperatura por encima de los  $380 \text{ }^\circ\text{C}$ , provocando la incoherencia de la fase matriz de aluminio- $\alpha$ , causada por la transformación de los precipitados  $\beta''$  a  $\beta'$  [75], dando origen a un sobreenviejamiento de la aleación, y por lo tanto, disminuyen las propiedades mecánicas. Es de tomarse en consideración el descenso dramático en propiedades mecánicas de la unión por pasos múltiples, específicamente para la aleación 6061-T6, aunque este aspecto ha sido aceptado ampliamente por la literatura [97]. Por otra parte, se debe destacar que la soldadura por AEIM tiende a mejorar el comportamiento mecánico de las uniones, ya que la eficiencia con respecto al material base de estas uniones es de aproximadamente un 55%.

#### 4.2.4. Perfiles de Microdureza.

Las Fig. 4.24 y 4.25 presentan los barridos de microdureza de las uniones soldadas por AED y AEIM de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6 en condiciones de soldadura y después del tratamiento térmico posterior a la soldadura (-T6), respectivamente. Se muestran las mediciones correspondientes a la porción media de cada perfil de soldadura, partiendo del centro de la zona fundida hasta llegar al material base.

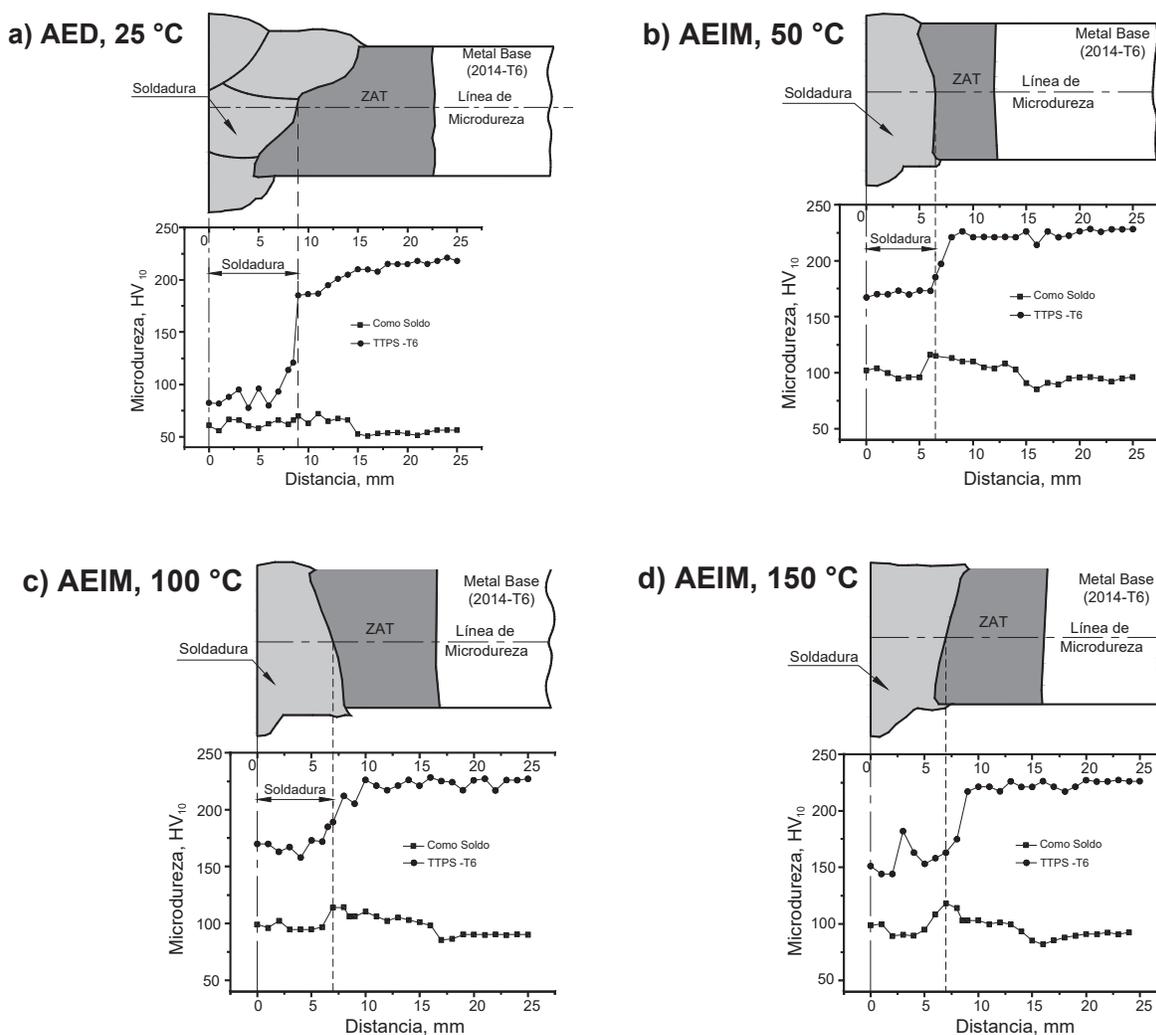


Figura 4.24. Perfiles de microdureza, aleación 2014-T6.

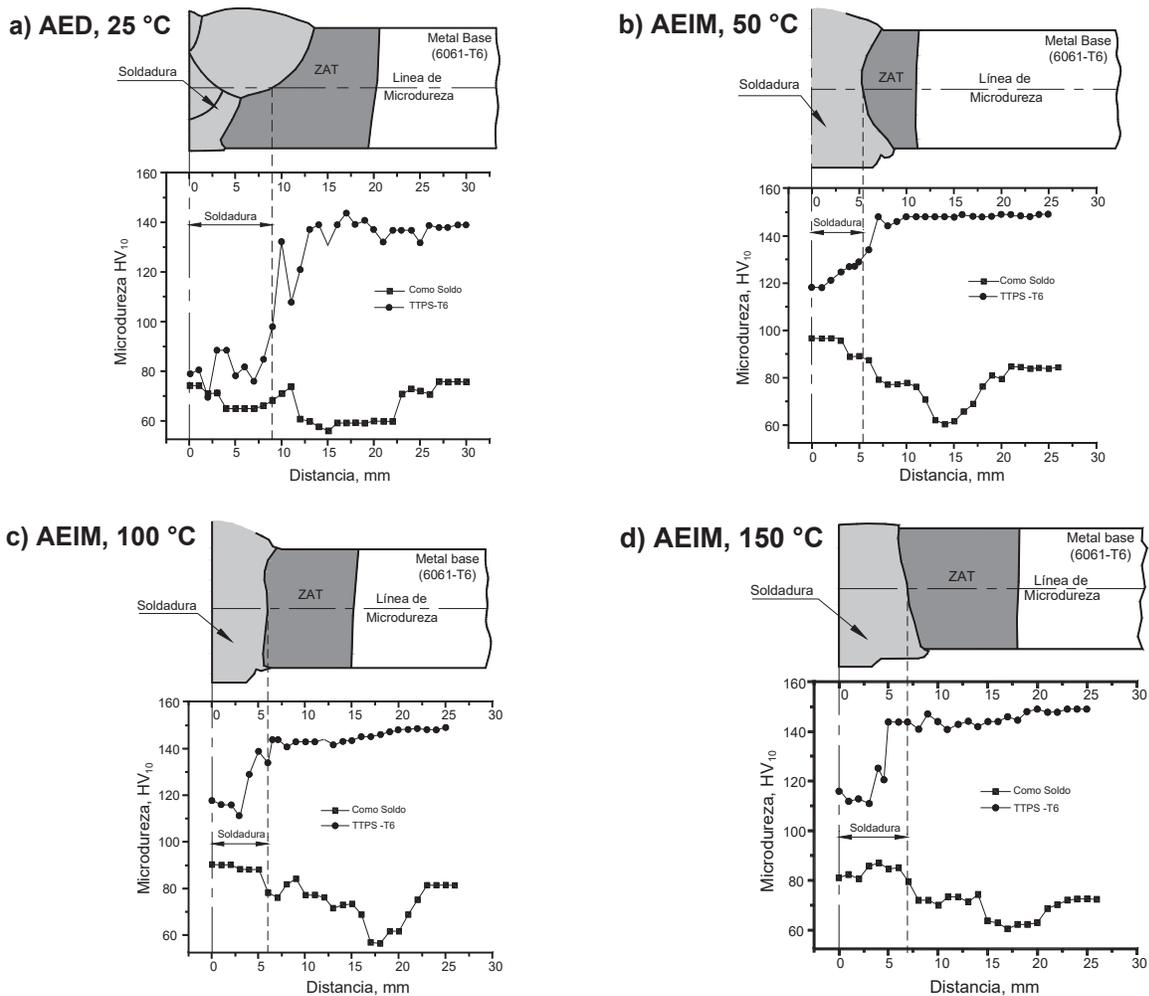


Figura 4.25. Perfiles de microdureza, aleación 6061-T6.

En cuanto a los perfiles de microdureza para las soldaduras de la aleación 2014-T6, se observa que existen variaciones importantes sobre las mediciones en la junta por AED, en su condición después de soldada (antes de tratamiento térmico -T6), presentándose la formación característica de una zona blanda en soldadura de las aleaciones de aluminio tratables térmicamente por precipitación, debido a la transformación de precipitados  $\theta''$  a  $\theta'$  [75], la cual es responsable de la disminución en las propiedades mecánicas de la unión, producto del aporte térmico (ver tabla IV.5). Esta energía es conducida a través de cierto

volumen en el material base y tiene su principal efecto en donde los picos de temperatura se encuentran por debajo de la línea de solvus del diagrama de equilibrio, pero por encima de la línea de transformación de precipitados  $\theta'$ , en otras palabras, se presenta una zona sobrevejecida, tal y como se ilustra en el diagrama esquemático de la Fig. 4.26.

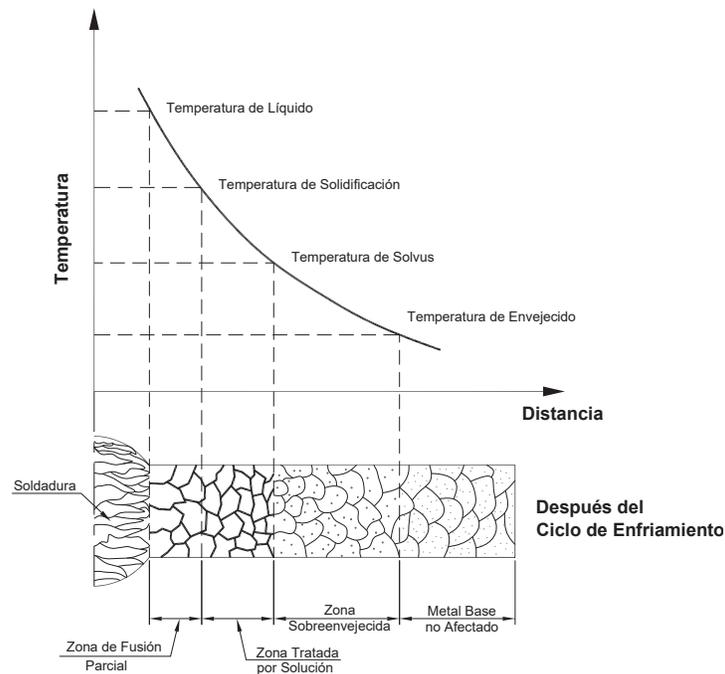


Figura 4.26. Efecto térmico de la soldadura por fusión sobre aleaciones tratadas por envejecido.

Por otra parte, las soldaduras por AEIM en su condición después de soldadas, incrementan su dureza dentro de la zona de fusión en una proporción de entre 30 a 40 Vickers en comparación con AED y más allá de la interfase soldadura-metal base la dureza tiende a disminuir ligeramente, pero se mantiene aproximadamente en los mismos valores que dentro de la zona de fusión.

Un análisis de los perfiles de microdureza en la soldadura para la aleación 6061-T6 en condición tal y como fueron soldadas, también presentan variaciones de microdureza considerables para todas las condiciones de soldadura, las cuales se ven reflejadas en los resultados de resistencia a la tensión (tabla IV.5). Al igual que para la soldadura de la aleación 2014-T6, los cambios microestructurales producidos por el efecto térmico del arco

eléctrico son claramente reflejados para cualquier condición de soldadura, debido a la formación de una zona blanda o sobrevejecida [5, 6, 8, 98]. En general, se pueden ubicar cuatro zonas dentro de los perfiles de microdureza, correspondientes a la zona de fusión o soldadura, zona afectada térmicamente (ZAT), zona de disminución de dureza o sobrevejecida y finalmente una zona de recuperación.

En la zona dentro de la soldadura se puede apreciar un incremento en los valores de microdureza para las uniones por AEIM en comparación con AED, sin embargo a medida que la temperatura de precalentamiento es mayor, el grado de endurecimiento disminuye, generado por el aumento en el tamaño de grano (ver Fig. 4.25), este aspecto puede comprobarse observando las microestructuras de las soldaduras para la aleación 6061-T6 mostradas en la Fig. 4.17. Por otra parte, las mediciones de microdureza más allá de la interfase de soldadura-metal base, tienden a disminuir gradualmente hasta llegar a un mínimo, el cual se mantiene a valores aproximadamente constantes a través de una distancia que se extiende fuera de la zona afectada térmicamente, la formación de esta zona blanda está totalmente relacionada con los picos de temperatura desarrollados allí, tal y como se aprecia en los ciclos térmicos de enfriamiento experimentales (Fig. 4.56 y 4.58), los cuales permiten la transformación de la fase  $\beta''$  a  $\beta'$  [62, 98], eliminando el grado de endurecimiento por precipitación del material base y dando origen a que las fracturas después del ensayo de tracción se presenten a distancias alejadas de la zona fundida dentro de la porción de menor dureza [5, 6] en el caso de las uniones por AEIM, aunque en el caso de AED, la fractura se localizo en una zona adyacente al cordón de soldadura producido por la alta concentración de esfuerzos debido al agrietamiento en caliente [10, 14, 17, 29, 37, 41], tal y como se observa en la micrografía de la Fig. 4.17-a. El descenso en valores de microdureza puede explicarse esquemáticamente a través de la Fig. 4.26, la cual representa a los cambios microestructurales provocados por la alta energía suministrada en la aplicación de un cordón de soldadura en aleaciones tratadas térmicamente por precipitación, en esta figura se muestra un ciclo térmico de enfriamiento hipotético y las temperaturas representativas desarrolladas a lo largo de la sección soldada, destacándose la formación de una zona sobrevejecida en la cual se alcanzan temperaturas por encima de la temperatura de precipitación o envejecimiento, pero por debajo de la línea de solvus del diagrama de equilibrio de la aleación, estas temperaturas promueven un crecimiento de intermetálicos, los

cuales a su vez permiten una mayor libertad de movimiento de las dislocaciones, y por lo tanto, eliminan el grado de endurecimiento, esta es la razón por la cual las zonas de menor dureza se encuentran a distancias alejadas con respecto a la línea de fusión. Por otro lado, los picos de temperatura altos en las zonas cercanas a la interfase sólido-líquido, tienden a formar una zona tratada por solución, la cual posteriormente endurece de forma natural por la formación de partículas de intermetálicos del tipo  $Mg_2Si$ , incrementándose su dureza.

#### **4.3. Efecto del Tratamiento Térmico Posterior a la Soldadura.**

El tratamiento térmico posterior a la soldadura de solubilización y envejecimiento artificial –T6 (TTPS) se llevo a cabo para determinar el efecto sobre las propiedades mecánicas y microestructurales de las juntas soldadas, es decir, alcanzar las propiedades mecánicas máximas de acuerdo con las curvas de precipitación experimentales para cada una de las aleaciones (2014 y 6061). El proceso de tratamiento térmico se siguió de acuerdo con lo establecido en el procedimiento experimental.

Como se definió previamente, el tratamiento térmico consta de tres etapas, una de ellas es la solubilización, la cual consiste en disolver a los elementos de aleación y producir una sola fase sobresaturada  $\alpha$ . De tal forma que ahora se tendrán propiedades mecánicas de solubilización, es decir que las aleaciones contarán con un grado de endurecimiento por precipitación nulo debido a la ausencia de intermetálicos del tipo  $CuAl_2$  en la aleación 2014 o de  $Mg_2Si$  en la 6061, los resultados de microdureza en esta condición microestructural fueron de 166.3  $HV_{10}$  para 2014 y 79.1  $HV_{10}$  para 6061.

Posterior al tratamiento térmico de solubilidad y temple en agua, se llevo a cabo el proceso de envejecimiento artificial para diferentes tiempos a una temperatura constante de 160 °C, la Fig. 4.27 presenta las curvas de endurecimiento después de la etapa de precipitación para ambas aleaciones.

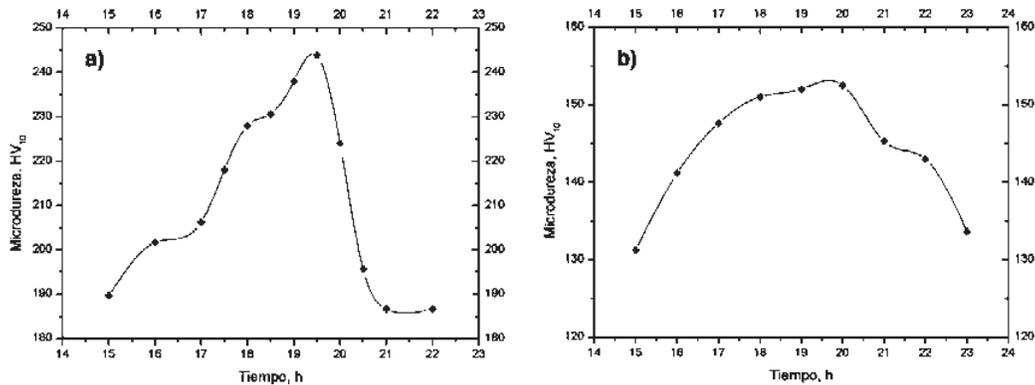


Figura 4.27. Curvas de endurecimiento por envejecimiento artificial, a) 2014-T6 y b) 6061-T6.

En primera instancia, se observa a la curva de endurecimiento para la aleación 2014, la cual obedece a una secuencia de precipitación compleja en aleaciones de Al-Cu definida previamente. Debe observarse que existe un endurecimiento importante con respecto a la dureza de solubilización y los primeros puntos, este fenómeno es atribuido a la formación de las zonas de Guinier-Preston que promueven la formación de partículas de diámetro pequeño e impiden el movimiento de las dislocaciones [99]. Posteriormente se tiene un incremento en la microdureza correspondiente a la formación de la fase  $\theta''$ , la cual permite alcanzar el máximo de propiedades mecánicas a 19.5 horas una vez que ha sido transformada la fase de equilibrio  $\theta$ . Finalmente, a tiempos prolongados se presenta un descenso en microdureza, producido por el crecimiento de partículas de intermetálico y dando origen a un sobre-envejecimiento de la aleación [100].

El comportamiento de la curva de endurecimiento para la aleación 6061, es correspondiente con la secuencia de precipitación de las aleaciones de Al-Si-Mg explicada por I. Dutta y S. Allen [75]. Nótese que al principio, la microdureza se incrementa debido a que la aleación comienza a endurecer artificialmente, formándose precipitados de tipo esférico correspondientes a las zonas de Guinier-Preston, posterior a ellas se forman partículas tipo aguja  $\beta''$  que le confieren a la aleación el mayor grado de endurecimiento, conforme el proceso avanza, la aleación continúa incrementando su dureza aunque en menor proporción debido a la formación de la fase  $\beta'$ , la cual es factible que se encuentre a un tiempo de entre 19 y 20 horas, es decir ligeramente antes de la transformación de la fase

de equilibrio  $\beta$ , la cual se encuentra a 20 horas. Después de este tiempo, la aleación comienza a sobreenviecer y las propiedades disminuyen rápidamente [88].

El efecto del TTPS puede observarse en los perfiles de microdureza mostrados en las Fig. 4.24 y 4.25. En el caso de la aleación 2014-T6 los valores de dureza se encuentran por encima de los 200 HV<sub>10</sub> para cualquier condición de soldadura más allá de la interfase soldadura-metal base, mientras que para la aleación 6061-T6 oscilan en un rango de 135 a 145 HV<sub>10</sub>, estas condiciones de endurecimiento reflejan la recuperación de propiedades mecánicas del material base. Sin embargo, es importante observar el comportamiento de los valores de microdureza dentro de la zona fundida (soldadura), específicamente de las uniones por AEIM, para las cuales se tiene un incremento en la dureza por encima de los 150 HV<sub>10</sub> para 2014-T6 y alrededor de 120 HV<sub>10</sub> para 6061-T6 en casi todo el ancho de la soldadura, a diferencia de las uniones por AED las cuales solamente se endurecieron ligeramente. Un análisis más detallado de los perfiles de microdureza muestran el incremento de ésta en la zona cercana a la interfase con la línea de fusión, éste aumento es más significativo a medida que la temperatura de precalentamiento se incrementa, sin embargo, el endurecimiento por precipitación en la zona fundida prácticamente no debería presentarse (tal y como se observa para la soldadura por AED), ya que el material de aporte empleado es de alto contenido de silicio (no tratable térmicamente), y por lo tanto no cumple con dos condiciones básicas para el endurecimiento por dispersión o precipitación (formación de intermetálicos y solubilidad total por encima de la línea de solvus) [73]. Sin embargo, se obtiene un endurecimiento en la zona de fusión para las soldaduras por AEIM después del tratamiento térmico, ahora sí el material de aporte es no tratable térmicamente, entonces los únicos mecanismos de endurecimiento probables son: por refinamiento de grano y por el efecto de la dilución entre el electrodo y el material base, adicionando elementos de aleación como Cu o Mg, para una posterior formación y precipitación de intermetalicos.

Es necesario entonces determinar los porcentajes de dilución y correlacionarlos con el incremento en propiedades mecánicas. Tales resultados fueron obtenidos tomando en consideración el área original de la preparación de junta, las áreas fundidas de ambos lados del material base y el área del refuerzo de la soldadura, mediante la siguiente expresión:

$$\%D = \frac{A}{A+B+C} \times 100 \quad (4.4)$$

Donde *A*, *B* y *C* corresponden a las áreas de la sección transversal de acuerdo con la representación esquemática de la Fig. 4.28. La Tabla IV.6, presenta los resultados de los porcentajes de dilución y las áreas fundidas de la sección transversal del cordón de soldadura.

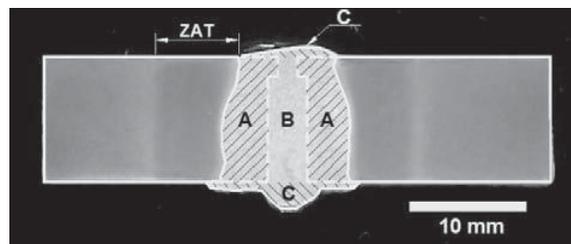


Figura 4.28. Representación esquemática para el cálculo del porcentaje de dilución.

Tabla IV.6. Porcentaje de dilución y porcentaje en peso de Cu y Mg aportados a la soldadura.

| <i>Técnica</i> | <i>Prec.</i><br>(°C) | <i>Área</i><br><i>fundida</i><br>(mm <sup>2</sup> ) | <i>Dilución</i><br>(%) | <i>Cu Aportado</i><br>(%) | <i>Mg Aportado</i><br>(%) |
|----------------|----------------------|---|------------------------|---------------------------|---------------------------|
| 2014-T6        |                      |   |                        |                           |                           |
| AED            | 25                   | 314.2   | 17.4                   | 0.721                     | --                        |
| AEIM           | 50                   | 176.1   | 59.8                   | 2.480                     | --                        |
| AEIM           | 100                  | 177.6   | 66.5                   | 2.758                     | --                        |
| AEIM           | 150                  | 178.9   | 60.6                   | 2.513                     | --                        |
| 6061-T6        |                      |   |                        |                           |                           |
| AED            | 25                   | 245.4   | 19.5                   | --                        | 0.192                     |
| AEIM           | 50                   | 181.4   | 51.6                   | --                        | 0.508                     |
| AEIM           | 100                  | 185.9   | 52.5                   | --                        | 0.571                     |
| AEIM           | 150                  | 187.6   | 66.9                   | --                        | 0.659                     |

Los porcentajes de dilución más altos se presentan en las soldaduras por AEIM, lo cual significa que una proporción alta de átomos de Cu o Si son adicionados a la zona fundida por el material base (2014-T6 o 6061-T6) y estos a su vez se combinan con átomos

de aluminio para dar origen a la formación de intermetálicos del tipo  $\text{CuAl}_2$  o  $\text{Mg}_2\text{Si}$  en la aleaciones 2014-T6 o 6061-T6 respectivamente.

El bajo porcentaje de dilución en la soldadura por AED, limita el efecto de mezclado por el material base a la zona fundida y por lo tanto también es limitado el grado de endurecimiento que pudiera alcanzarse después del tratamiento térmico por envejecido.

Tabla IV.7. Propiedades mecánicas después del tratamiento térmico posterior a la soldadura.

| <b>Técnica,<br/>Precal.</b> | <b>Resist.<br/>a la<br/>Fluencia<br/>(MPa)</b> | <b>Resist.<br/>a la<br/>Tensión<br/>(MPa)</b> | <b>Elongación<br/>(%)</b> | <b>Eficiencia<sup>1</sup><br/>(%)</b> | <b>Eficiencia<sup>2</sup><br/>(%)</b> | <b>Falla<br/>(mm)</b> |
|-----------------------------|--|---|---------------------------|---------------------------------------|---------------------------------------|-----------------------|
| 2014-T6                     |  |   |                           |                                       |                                       |                       |
| AED, 25°C                   | 230  | 268   | 5.5                       | 61.9                                  | 141.0                                 | Soldadura             |
| AEIM, 50°C                  | 352  | 396   | 4.5                       | 91.4                                  | 208.4                                 | Soldadura             |
| AEIM, 100°C                 | 311  | 343   | 5.1                       | 79.2                                  | 180.5                                 | Soldadura             |
| AEIM, 150°C                 | 305  | 325   | 5.3                       | 75.0                                  | 171.0                                 | Soldadura             |
| 6061-T6                     |  |   |                           |                                       |                                       |                       |
| AED, 25°C                   | 207  | 207.5   | 7.6                       | 63.3                                  | 109.2                                 | Soldadura             |
| AEIM, 50°C                  | 355  | 372   | 5.0                       | 113.4                                 | 195.8                                 | Soldadura             |
| AEIM, 100°C                 | 325  | 357   | 4.0                       | 108.8                                 | 187.9                                 | Soldadura             |
| AEIM, 150°C                 | 310  | 334   | 3.8                       | 101.8                                 | 175.9                                 | Soldadura             |

<sup>1</sup> Eficiencia con respecto a la resistencia a la tensión del material base transversal a laminación (ver tabla IV.1).

<sup>2</sup> Eficiencia con respecto a la resistencia a la tensión del material de aporte (ver tabla IV.1).

El efecto más importante por las altas proporciones de dilución en soldaduras por AEIM se ve reflejado en las propiedades mecánicas después del ensayo de tracción (tabla IV.7). En este sentido, las propiedades mecánicas después del TTPS para AEIM de la aleación de Al-Cu, incrementan su resistencia a la tensión en una proporción mayor a los 120 MPa (AEIM a 50 °C de precalentamiento), en comparación con las realizadas por AED, sin embargo a medida que la temperatura de precalentamiento es más alta, las propiedades mecánicas comienzan a disminuir, atribuido al incremento en el tamaño de grano. En contraste, el mejoramiento de la resistencia mecánica para AEIM después del TTPS de la

aleación Al-Si-Mg, reflejan un aumento por encima del 95% con respecto al material de aporte y un 13% en relación al material base (AEIM a 50 °C de precalentamiento), mientras que para la soldadura por AED solamente se incremento alrededor de un 9% con respecto al material de aporte, por lo que no es posible obtener una homogeneidad en propiedades mecánicas con el material base empleando AED, ni aún después del tratamiento térmico de precipitación.

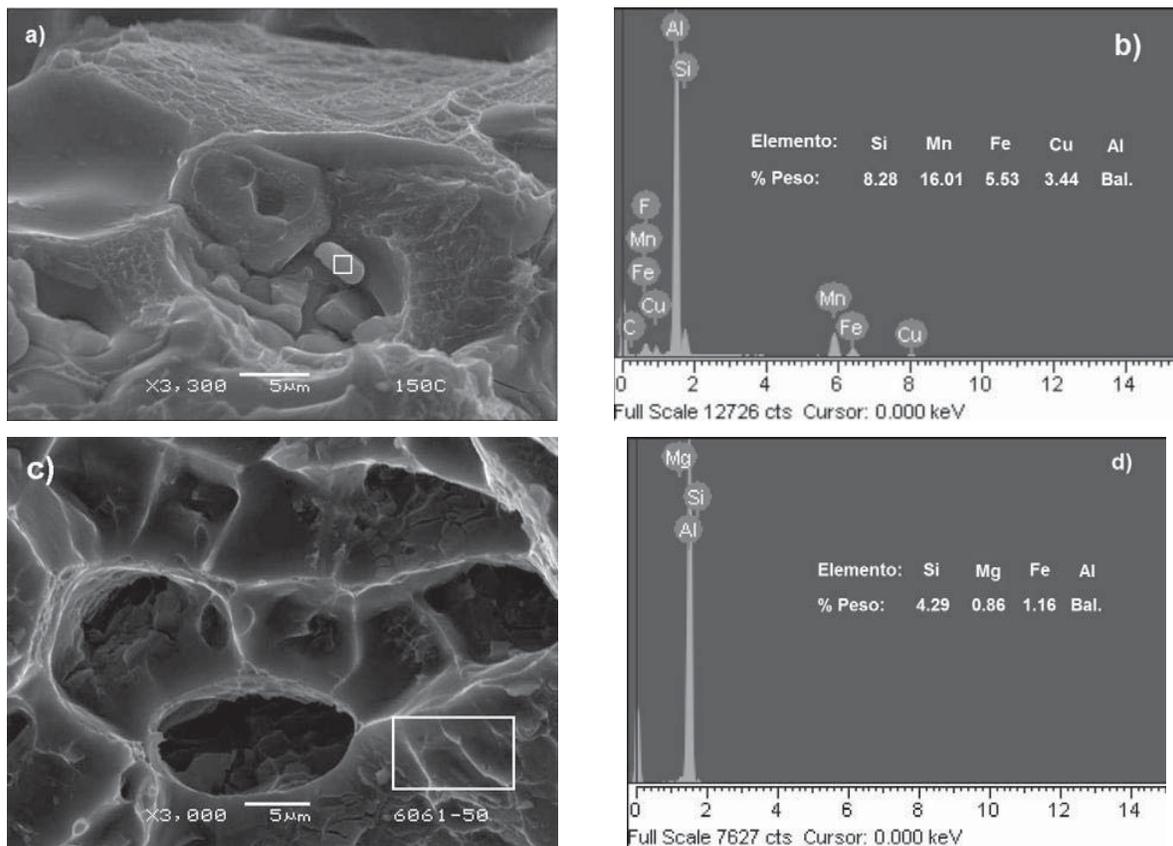


Figura 4.29. Fracturas y microanálisis por EDX, después del TTPS; a) y b) fractura y microanálisis para 2014-T6, c) y d) lo mismo pero para 6061-T6.

Por otra parte, debe observarse que después del TTPS, las fracturas, se presentan en la soldadura (zona fundida), para todas las condiciones de soldadura, por lo que ahora la formación de porosidad en la zona fundida y el tamaño de grano de la misma juegan un papel determinante, ya que al incrementar tanto la porosidad como el tamaño de grano, la

resistencia mecánica es más limitada, aspecto que se puede apreciar en los resultados de la tabla IV.7, para cuando la temperatura de precalentamiento es más elevada. Otro aspecto a considerar es que los resultados del ensayo de tracción después de la soldadura en el caso de la aleación 6061-T6 son el sentido de la laminación.

La Fig. 4.29 presenta las fractografías y el microanálisis correspondiente a una de las uniones por AEIM en las zonas marcadas con un rectángulo. Se puede observar que los picos más intensos corresponden a los elementos que se encuentran presentes en mayor proporción (Al y Si), el Al desde luego corresponde a la fase matriz y el Si proviene del electrodo. En el caso de la soldadura para la aleación 2014 son detectados algunos elementos con concentraciones menores como Mn y Fe, los cuales están presentes en la composición original del material de aporte, sin embargo es de especial importancia la concentración de Cu, ya que en el electrodo éste no es uno de los elementos importantes en su composición química, pero por otra parte, es el elemento de aleación principal en el material base. Así mismo, en el microanálisis de la aleación 6061 los principales elementos detectados corresponden al Si y Al provenientes del material de aporte, aunque debe notarse que existe una concentración de Mg en una proporción significativa, la cual es aportada por el material base (ver tabla III) producto de los altos porcentajes de dilución.

Los resultados anteriores refuerzan la hipótesis de que el endurecimiento en soldadura de aleaciones de aluminio por AEIM después del TTPS es una función del porcentaje de dilución, así como del tipo de material base soldado promoviéndose el incremento en las propiedades mecánicas por la formación de intermetálicos duros y frágiles del tipo  $\text{CuAl}_2$  en la aleación Al-Cu, y de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  en la aleación Al-Si-Mg de acuerdo con sus respectivas secuencias de precipitación.

Otro aspecto que no puede pasar desapercibido es el efecto de los porcentajes de dilución sobre el agrietamiento en caliente (Fig. 4.18-a), debido a la formación de compuestos de bajo punto de fusión en la ZAT por la difusión de Mg y Si proveídos por el material de aporte [6]. Este fenómeno tiende a incrementarse cuando los porcentajes de dilución son pequeños y se utilizan electrodos o materiales de aporte con alto contenido de Mg y el efecto es inverso cuando se emplean electrodos con proporciones altas de Si [17], tal es el caso de las uniones por AEIM en las cuales no se encontraron grietas producto de la licuación o agrietamiento en caliente, no siendo así para las soldaduras de pasos múltiples

AED, de tal forma que al emplear un solo paso de soldadura por AEIM se tiende a mejorar la problemática con respecto al agrietamiento en caliente.

#### 4.4. Análisis de Porosidad y Aplicación de Campo Magnético.

El efecto de la porosidad en soldadura de aleaciones de aluminio es un aspecto difícil de controlar debido fundamentalmente a la alta difusión del hidrogeno en aluminio líquido y a la interacción de este con sus alrededores, la Fig. 4.30 muestra el efecto de la solubilidad de hidrogeno en aluminio.

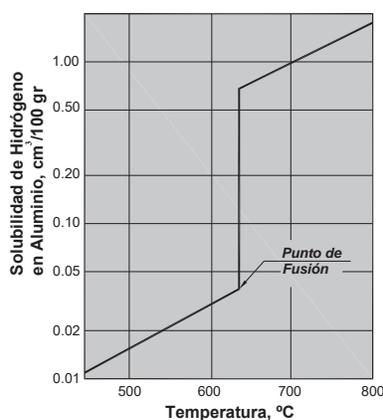


Figura 4.30. Solubilidad de hidrógeno en aluminio [23].

La finalidad de este apartado, es determinar el radio crítico de burbujas de hidrógeno, al cual, éstas comienzan a ascender a la superficie y correlacionar los resultados con las mediciones del tamaño de porosidad de las juntas soldadas por AEIM de la aleación 6061-T6.

El radio de la burbuja a la cual ocurre la separación esta dado por la ecuación de Fritz [101].

$$r_g(\text{crítico}) = 7.5 \times 10^{-4} \kappa \left[ \frac{2\sigma^*}{g_c(\rho_l - \rho_g)} \right]^{1/2} \quad (4.5)$$

Donde  $g_c$  es la constante de gravedad,  $\kappa$  es el ángulo de desprendimiento de la burbuja (en grados),  $\rho_l - \rho_g$  es la diferencia entre densidades de líquido y gas,  $\sigma^*$  es la

energía interfacial entre el líquido y vapor, su valor característico es de alrededor de  $1 \text{ Jm}^{-2}$  ( $9.87 \text{ atm } \mu\text{m}$ ) para la mayoría de los sistemas de gas-metal.

La burbuja comienza a separarse cuando la fuerza boyante empuja a esta hacia arriba y rebasa la fuerza de la tensión superficial del líquido, la cual tiende a mantener a la burbuja en la superficie sólida (interfase sólido líquido). La Fig. 4.31, representa esquemáticamente el crecimiento de burbujas de gas en metales líquidos, el cual es un proceso de difusión controlada.

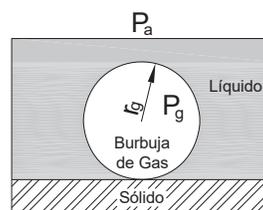


Figura 4.31. Crecimiento de burbujas de gas debido a la difusión en la fase líquida.

Aplicando la ecuación 4.5, se puede determinar el radio crítico de burbuja, al cual comienza a desprenderse de la interfase sólido-líquido. La densidad del aluminio líquido y la del hidrogeno a la temperatura de fusión es de  $2380 \text{ kgm}^{-3}$  y  $0.0256 \text{ kgm}^{-3}$ , y considerando un ángulo de desprendimiento de  $100^\circ$ , se tiene:

$$r_g(\text{crítico}) = 7.5 \times 10^{-4} (100) \left[ \frac{2}{9.81(2380 - 0.0256)} \right]^{1/2} = 6.94 \times 10^{-4} \text{ m} = 0.694 \text{ mm} \quad (4.6)$$

Lo anterior demuestra que el radio crítico necesario para que las burbujas de gas puedan vencer la tensión superficial es de aproximadamente 694 micras, sin embargo es importante plantear la situación de que el proceso de solidificación deberá ser lo suficientemente lento para que la formación de burbujas debido a la agrupación de la mismas se presente y estas puedan vencer la presión ejercida por el metal líquido y puedan ascender a la superficie y escapar, sin embargo el tamaño de porosidad observado en las microestructuras de la Fig. 4.32, siempre es menor al radio crítico calculado (ver tabla IV.8), es decir que probablemente no se formaron burbujas de un tamaño lo suficientemente grande para ascender a la superficie.

En el caso de la soldadura por pasos múltiples (AED), la porosidad es mayor comparada con la de las uniones por la técnica de un solo paso de soldadura, inclusive se puede observar un poro sumamente grande, el cual probablemente fue producto de la agrupación de poros pequeños que se agruparon e intentaron vencer a la presión ejercida por el metal tratando de escapar sin conseguirlo. Por otro lado, la porosidad disminuye notablemente para las soldaduras por AEIM, sin embargo, a medida que la temperatura de precalentamiento aumenta, la cantidad de poros tiende a ser menos numerosa.

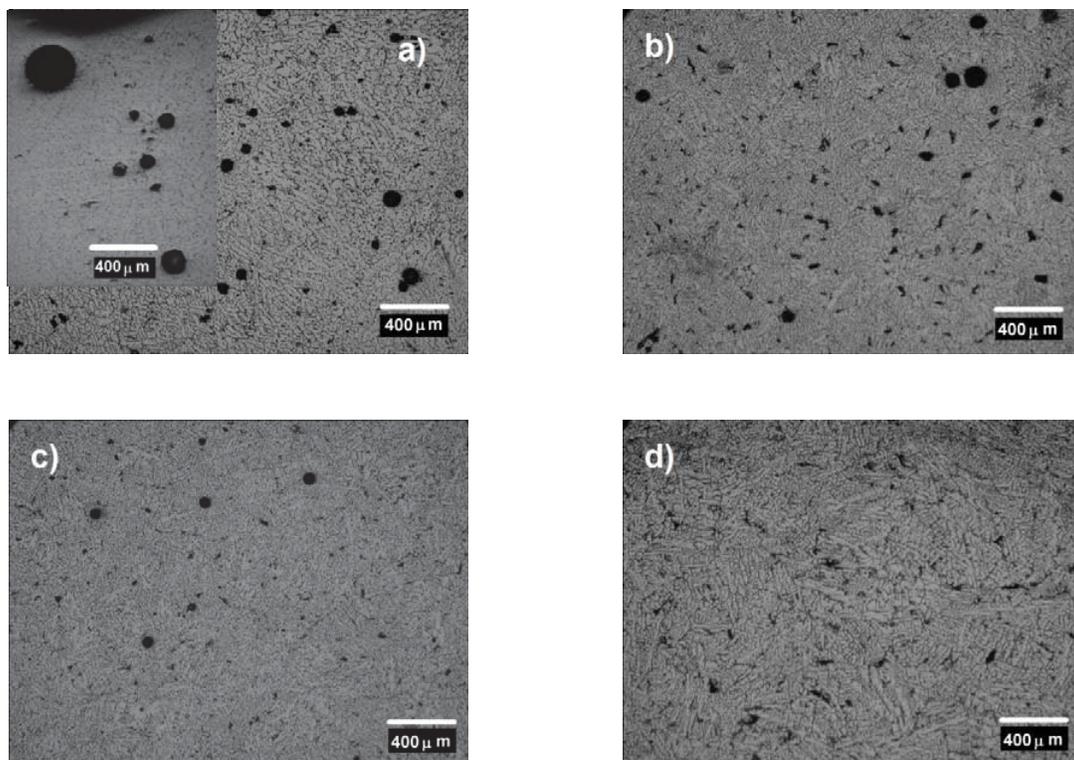


Figura 4.32. Porosidad en soldadura de aluminio 6061-T6, a) AED a 25 °C, b) AEIM a 50 °C, c) AEIM a 100 °C y d) AEIM a 150 °C.

El tamaño de porosidad promedio aproximado calculado a partir de un barrido de la sección transversal de las microestructuras correspondientes a la soldadura de la aleación 6061-T6, para ambas técnicas de soldadura, se muestra en la Tabla IV.8.

Tabla IV.8. Porosidad en soldadura de la aleación 6061-T6.

| <i>Técnica</i> | <i>T. Prec. (°C)</i> | <i>Porosidad (micras)</i> |
|----------------|----------------------|---------------------------|
| 6061-T6        |                      |                           |
| AED            | Amb.                 | 57.0                      |
| AEIM           | 50                   | 40.8                      |
| AEIM           | 100                  | 34.5                      |
| AEIM           | 150                  | 33.9                      |

Con la finalidad de disminuir la formación de porosidad, se aplicó un campo magnético de acuerdo a lo descrito en el procedimiento experimental en la soldadura de la aleación 6061-T6. La interacción entre el flujo de corriente en la soldadura y la aplicación de un campo magnético externo producen una mayor agitación del metal líquido, esperando como resultado de esta agitación que se disminuya la porosidad y se mejoren las propiedades mecánicas [102-104].

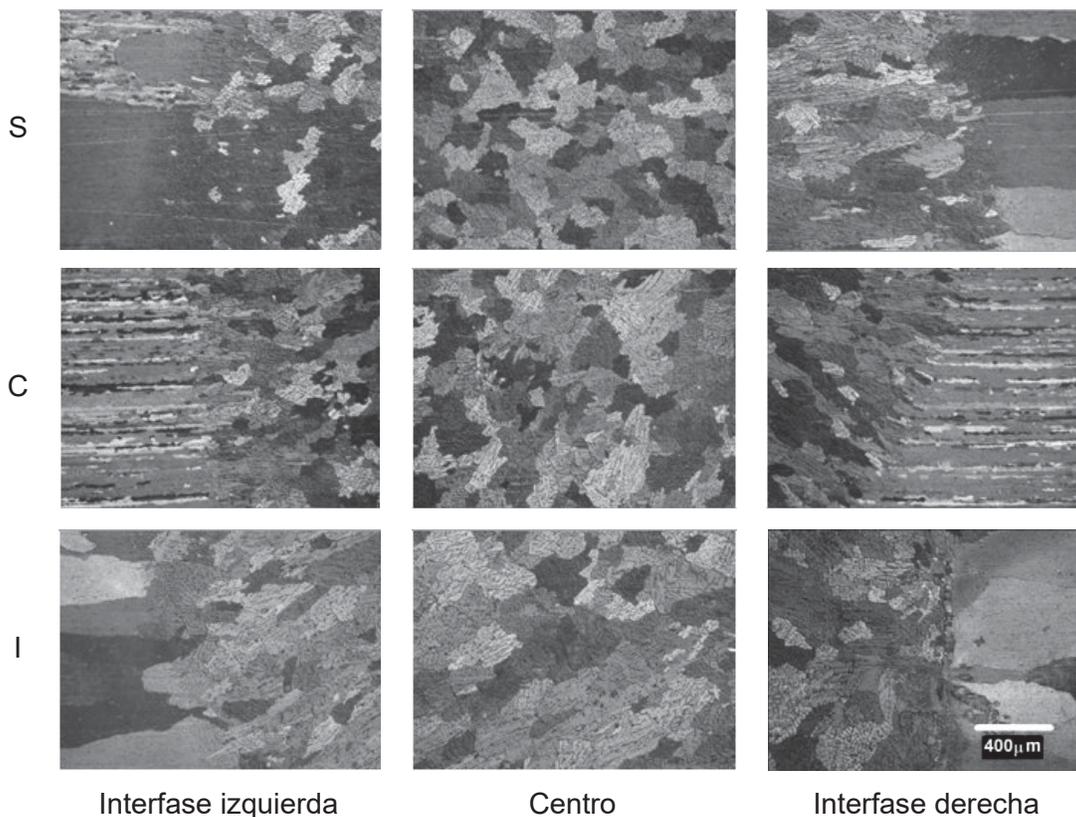


Figura 4.33. Micrografías con campo magnético (4.54 mWb).

El efecto del campo magnético sobre la microestructura y la formación de porosidad sobre la soldadura por AEIM a 100 °C de precalentamiento de la aleación antes mencionada, se puede observar en las micrografías de las Fig. 4.33 y 4.34, para 4.54 y 6.81 mWb respectivamente. Las letras representan la posición inferior (I), central (C) y Superior (S) del perfil de soldadura.

Es evidente la disminución de porosidad para ambas magnitudes de campo magnético, este efecto es debido a la agitación electromagnética, la cual promueve la estabilidad de un frente de solidificación planar (celular), favorable para que los gases puedan escapar [102], así como por la fragmentación dendrítica, debido a las líneas de flujo magnético que restringe el crecimiento columnar [42]. Al existir esta fragmentación dendrítica, es de esperarse que se tenga un efecto microestructural (refinamiento de grano) en la zona fundida del metal de soldadura [44], y por lo tanto, un incremento en propiedades mecánicas de la junta soldada, por lo cual se realizaron los perfiles de microdureza a partir del centro de la zona fundida hacia uno de los extremos de la unión, Fig. 4.35.

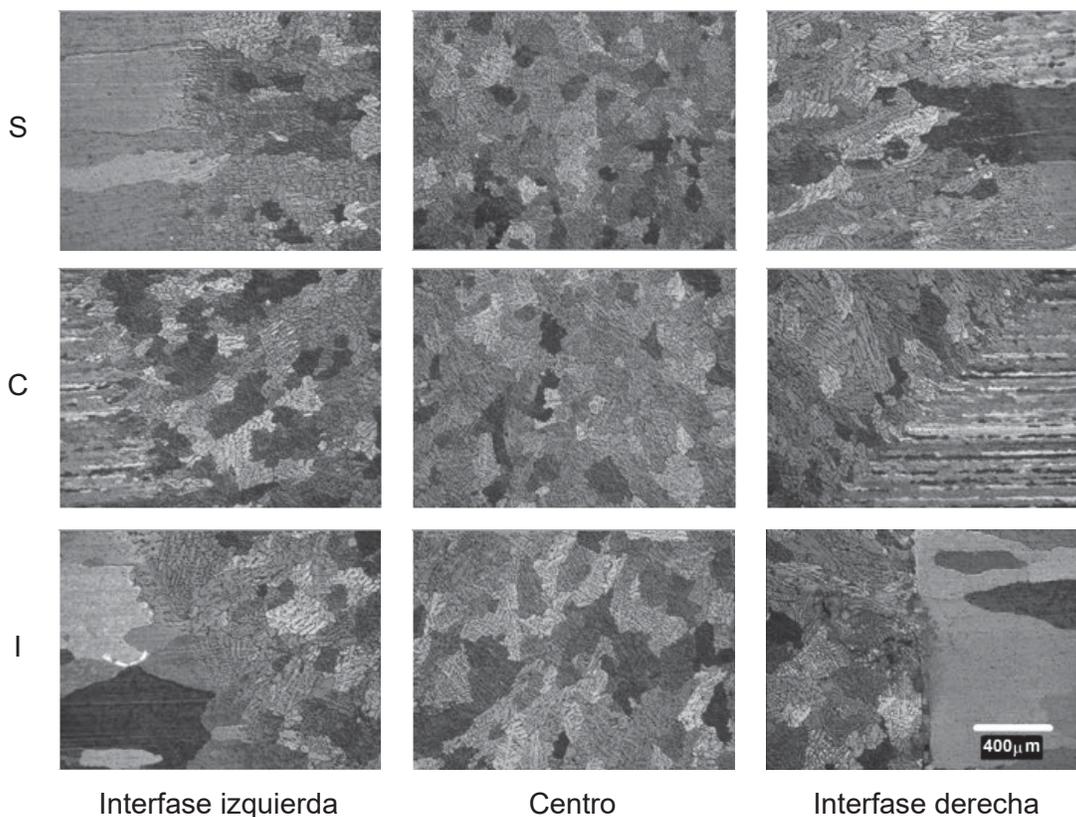


Figura 4.34. Micrografías con campo magnético (6.81 mWb).

Como se puede observar, efectivamente se incrementaron los valores de microdureza en la zona fundida para las condiciones de campo magnético, no así para el metal base (más allá de la interfase), donde prácticamente se obtuvieron los mismos resultados reportados anteriormente.

Finalmente, se considera la necesidad de que en el futuro se realice un análisis más detallado a cerca del comportamiento de las uniones soldadas aplicando agitación electromagnética, tanto en la aleación 6061-T6 como en la 2014-T6, es decir, como una alternativa para la eliminación de problemas de porosidad y mejoramiento de las propiedades mecánicas en la zona fundida.

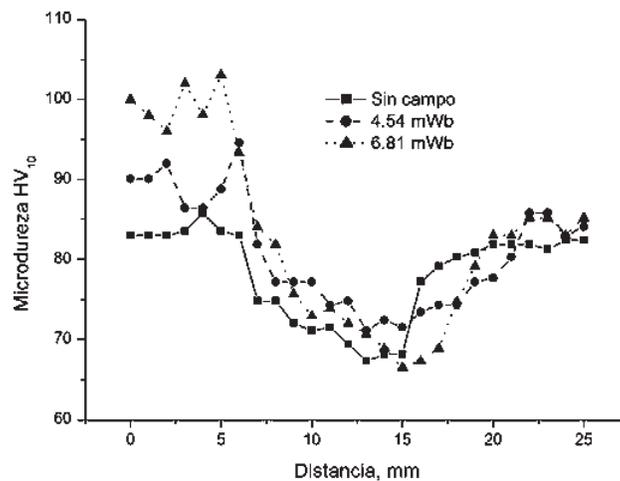


Figura 4.35. Comparación de valores de microdureza con y sin agitación electromagnética.

#### 4.5. Mediciones de Corriente del Arco Eléctrico.

Es bien conocido que la cantidad de calor aportado en los procesos de soldadura por fusión, está determinado por el voltaje aplicado, la velocidad de avance de la fuente de calor, la eficiencia térmica del proceso y sobre todo la corriente aplicada, por tanto se procedió a la adquisición de los datos en tiempo real del proceso de soldadura por AEIM de las aleaciones Al-Cu (2014-T6) y Al-Si-Mg (6061-T6).

El procesado de la información a partir del rango de datos reales obtenidos en la medición de corriente de acuerdo con el inicio y final del circuito de la Fig. 3.12, se llevó a cabo mediante la programación en LabVIEW (Apéndice I), a partir del cual es posible obtener

los gráficos de las señales de corriente originales y filtradas. La Fig. 4.36 presenta un ejemplo del procesamiento de las señales obtenidas para la soldadura de la aleación 6061-T6 a 50 °C de precalentamiento, en el cual se observan los gráficos correspondientes a la señal original, rango o límite de la señal original, la señal corregida y finalmente la señal filtrada.

Obsérvese los picos de corriente en el gráfico de la señal original durante, los cuales se dan por un espacio de tiempo muy corto (tomando en consideración a la velocidad de muestreo de 100 muestras por segundo, se trata de un tiempo de 1/100 segundos), sin embargo la mayoría de los datos se encuentran dentro de un rango de corriente entre los 215 y 240 A.

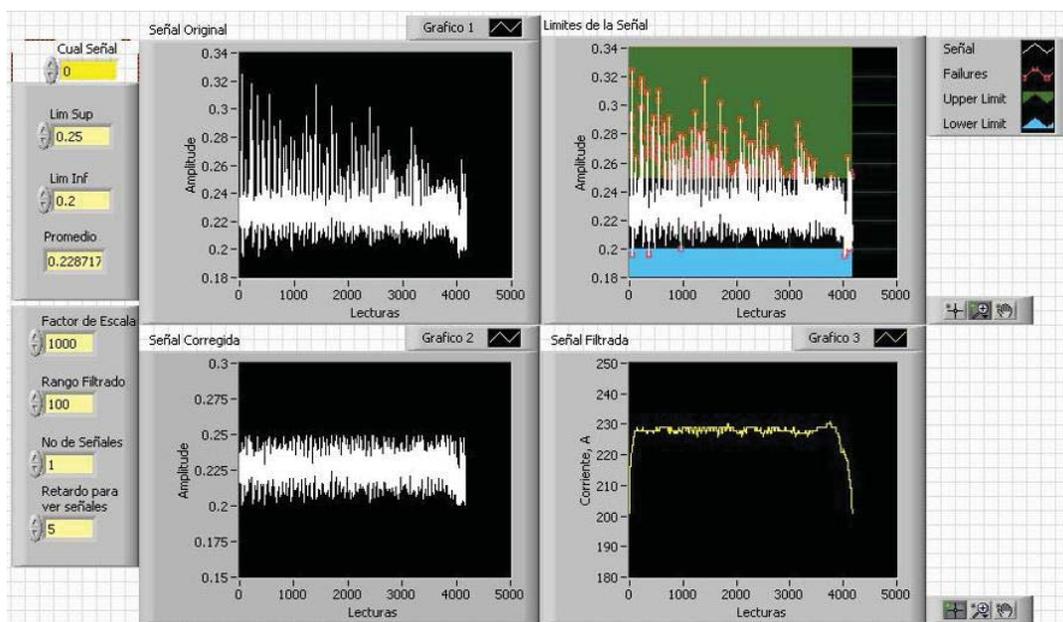


Figura 4.36. Ejemplo del procesamiento de señales de corriente del arco eléctrico.

La corriente del arco eléctrico en el proceso de soldadura GMAW, depende principalmente de la velocidad de alimentación del material de aporte (electrodo), el cual es alimentado por un dispositivo mecánico en forma continua por un sistema de rodillos, por lo que existe una alta probabilidad de tener variaciones en la velocidad de alimentación que ocasionan inestabilidad del arco eléctrico por periodos cortos y alteraciones en las mediciones de corriente. Estas ligeras variaciones de corriente son detectables, debido a la alta velocidad con la cual se adquieren los datos.

Partiendo de la señal original se determina entonces el promedio, desviación estándar y la moda. En virtud de que las variaciones de corriente detectadas a lo largo del proceso de soldadura no son relevantes, es decir que no se presentaron discontinuidades importantes atribuibles a éstas en la junta soldada, se tomó la determinación de corregir a la señal original.

El algoritmo para llevar a cabo la corrección consistió de dos fases; en una primera los valores o picos que sobrepasaron un determinado rango de corriente preestablecido entre 200 y 250 Amperes fueron llevados al valor promedio calculado de la señal original. En la segunda fase la señal corregida, se pasó por un filtrado medio (median filter) para un rango determinado de los valores de entrada, para obtener finalmente el grafico de la señal filtrada.

El filtrado de la señal fue necesario debido a la naturaleza misma del arco eléctrico, la cual depende, como se mencionó anteriormente de múltiples factores, los cuales son difíciles de controlar dando como origen una señal ruidosa, como la presentada en el grafico de la señal original de la Fig. 4.36. El filtrado se basa en la siguiente ecuación:

$$y_i = \text{promedio}(j_i) \text{ para } i = 0,1,2,\dots,n-1 \quad (4.7)$$

Donde  $y_i$  representa la secuencia de salida de los datos filtrados,  $n$  es el número de datos de entrada y  $j_i$  es el cambio en el prefijo de los datos de entrada, dado por la ecuación 4.8.

$$j_i = \{x_{i-r}, x_{i-r+1}, \dots, x_{i-1}, x_i, x_{i+1}, \dots, x_{i+r-1}, x_{i+r}\} \quad (4.8)$$

Los gráficos de medición de corriente para ambas aleaciones soldadas, se presentan en la Fig. 4.37, en los cuales es notable que prácticamente no hay variación de la corriente con respecto a la temperatura de precalentamiento, lo que era de esperarse debido a que la corriente no depende de la temperatura de precalentamiento de las placas a soldar.

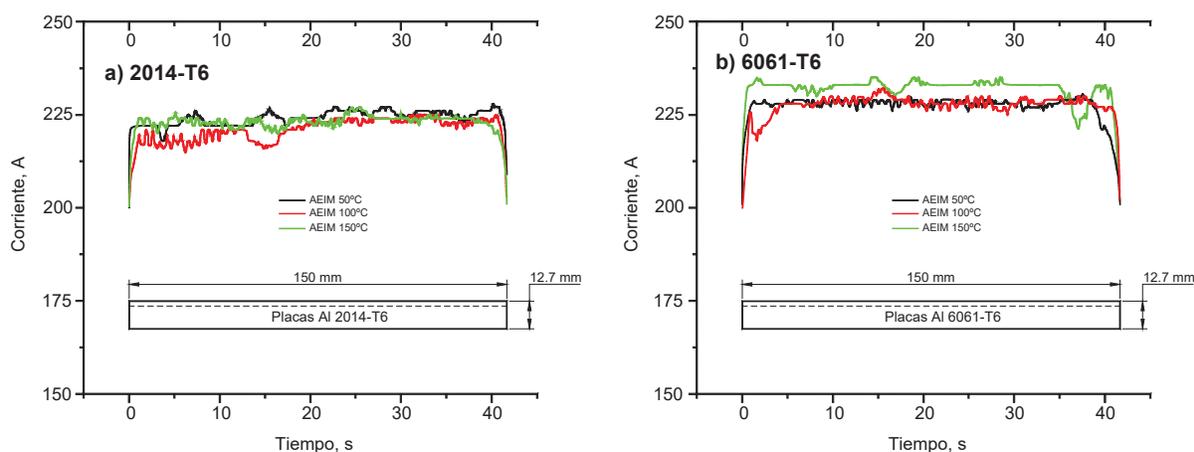


Figura 4.37. Gráficos de corriente durante el proceso de soldadura por AEIM.

Tabla IV.9. Resultados de la medición de corriente en tiempo real.

| Técnica          | Temp. Prec. (°C) | Corriente (A) |        |                |
|------------------|------------------|---------------|--------|----------------|
|                  |                  | Promedio      | Moda   | Desv. Estándar |
| Aleación 2014-T6 |                  |               |        |                |
| AEIM             | 50               | 221.36        | 240.3  | 11.33          |
| AEIM             | 100              | 223.71        | 245.89 | 12.30          |
| AEIM             | 150              | 222.41        | 230.66 | 13.65          |
| Aleación 6061-T6 |                  |               |        |                |
| AEIM             | 50               | 228.72        | 259.48 | 13.16          |
| AEIM             | 100              | 227.84        | 237.77 | 13.12          |
| AEIM             | 150              | 232.94        | 255.93 | 15.89          |

Sin embargo, en el caso de la aleación 2014, las tres curvas se encuentran en un rango de medición de corriente muy similar, lo que nos dice que las condiciones operativas de la soldadura fueron mejor controladas, mientras que para el caso de la aleación 6061, las curvas de 50 y 100 °C de precalentamiento se mantienen aproximadamente en el mismo nivel de corriente, no así para el caso del gráfico a 150 °C de precalentamiento que se encuentra por encima de estas dos últimas, y como consecuencia una mayor cantidad de

calor aportado. La Tabla IV.9, muestra los valores de medición de corriente para las soldaduras por arco eléctrico indirecto modificado.

#### 4.6. Volumen de la Pileta Líquida de Soldadura y Ancho de la ZAT.

La Fig. 4.38, muestra los perfiles en tres dimensiones de las porciones fundidas durante el proceso de soldadura.

Tanto el perfil, el área de la sección transversal, el perímetro, dimensiones de la ZAT y el volumen fundido en función de la velocidad de desplazamiento, fueron obtenidos por medio de un software de diseño asistido por computadora (AutoCAD) tomando en consideración las secciones transversales reales de las soldaduras (ver Fig. 4.8 y 4.9). La Tabla IV.10 presenta los resultados correspondientes.

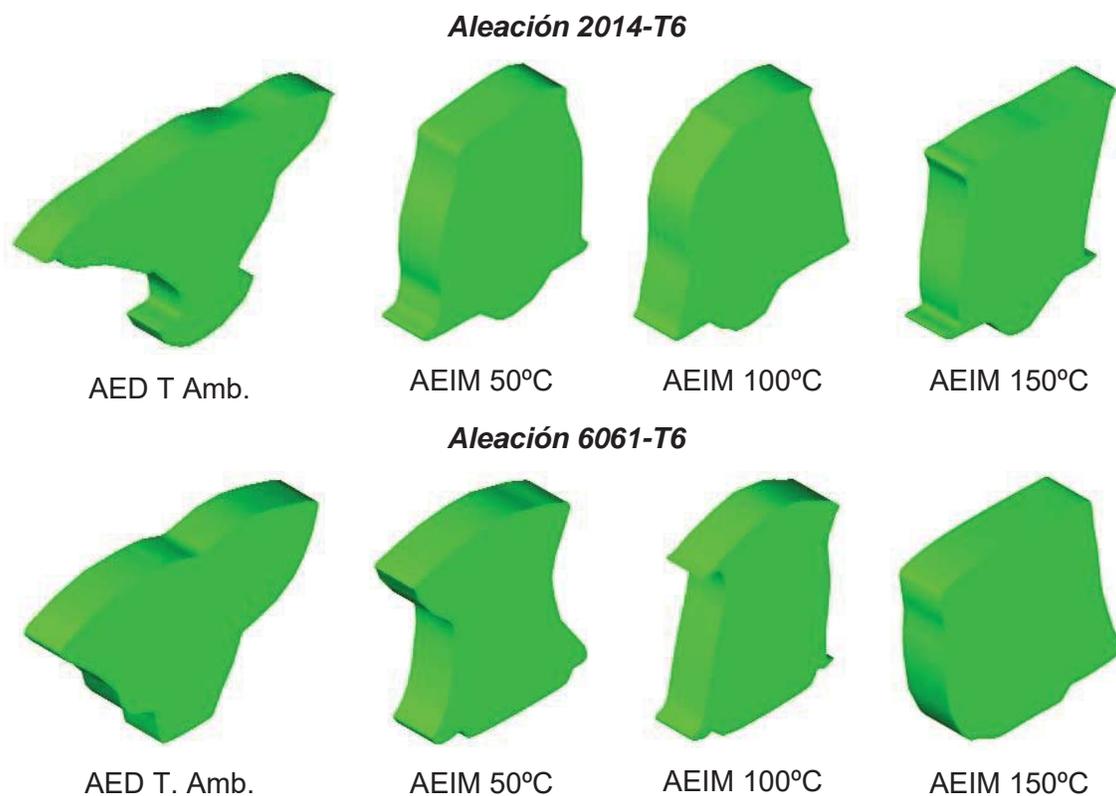


Figura 4.38. Perfiles tridimensionales de las juntas soldadas.

El volumen del charco líquido de soldadura, es un indicativo muy importante ya que en función de la cantidad de material fundido se determinará si las condiciones bajo las cuales se realizan las soldaduras son capaces de llenar el espacio de la preparación de junta. En este caso se realizaron las preparaciones para la soldadura por AED y AEIM, las cuales tienen un volumen a llenar de  $539.58 \text{ mm}^3\text{s}^{-1}$  y  $168.8 \text{ mm}^3\text{s}^{-1}$ , respectivamente, que son los huecos a llenar en función de la velocidad de desplazamiento ( $3.6 \text{ mms}^{-1}$ ). Obsérvese, sin embargo que para el caso de la soldadura por AED, el volumen del charco de soldadura es insuficiente para llenar el espacio vacío de la preparación de junta, lo que ocasiona aplicación de pasos múltiples de soldadura (tabla IV.10).

Tabla IV.10. Cálculos experimentales para las geometrías de las juntas soldadas.

| <b>Técnica</b>   | <b>Temp. Prec. (°C)</b> | <b>Perímetro Fundido (mm)</b> | <b>Área Fundida (mm<sup>2</sup>)</b> | <b>Volumen Fundido* (mm<sup>3</sup>s<sup>-1</sup>)</b> | <b>Ancho ZAT (mm)</b> | <b>Área ZAT (mm<sup>2</sup>)</b> |
|------------------|-------------------------|-------------------------------|--------------------------------------|--|-----------------------|----------------------------------|
| Aleación 2014-T6 |                         |                               |                                      |  |                       |                                  |
| AED              | T. Amb.                 | 94.0                          | 314.2                                | 1131.2   | 10.8                  | 257.5                            |
| AEIM             | 50                      | 55.6                          | 176.1                                | 632.0  | 6.6                   | 165.5                            |
| AEIM             | 100                     | 55.0                          | 177.6                                | 638.7  | 8.8                   | 238.2                            |
| AEIM             | 150                     | 60.5                          | 178.2                                | 641.2  | 8.9                   | 239.2                            |
| Aleación 6061-T6 |                         |                               |                                      |  |                       |                                  |
| AED              | T. Amb.                 | 69.10                         | 246.5                                | 887.3  | 11.0                  | 253.2                            |
| AEIM             | 50                      | 61.90                         | 181.4                                | 653.0  | 6.50                  | 158.6                            |
| AEIM             | 100                     | 61.20                         | 185.9                                | 669.4  | 8.70                  | 226.4                            |
| AEIM             | 150                     | 54.30                         | 187.6                                | 677.8  | 10.3                  | 254.4                            |

\* Considerando la velocidad de desplazamiento de la fuente de calor ( $3.6 \text{ mms}^{-1}$ ).

Por otro lado, en el caso de la soldadura por AEIM, el volumen del charco de soldadura siempre es mayor al espacio vacío por llenar, aspecto que beneficia para la aplicación de un solo paso de soldadura.

Partiendo de las mediciones de corriente en tiempo real (tabla IV.9) y las variables operativas correspondientes a cada condición de soldadura para ambas aleaciones, se determino el volumen de la piletta líquida y el ancho de la ZAT transformada, mediante la

aplicación de las ecuaciones 4.9 y 4.10 correspondientes a los parámetros de operación  $n$  y de temperatura máxima o pico  $\theta_p$  [105].

$$n = \frac{\eta q_0 v}{4\pi\alpha^2 \rho C_p (T_c - T_0)} = \frac{\eta q_0 v}{4\pi\alpha^2 (H_c - H_0)} \quad (4.9)$$

$$\theta_p = \frac{T_p - T_0}{T_c - T_0} \quad (4.10)$$

Considerando la eficiencia térmica del proceso de soldadura por arco eléctrico y gas de protección reportado por H. B. Smart [106], para un valor promedio del 80%, aplicando las ecuaciones anteriores y haciendo uso de la representación gráfica de la Fig. 4.39, se determinó la relación con el ancho de la ZAT transformada a una temperatura específica, así como el volumen de la pileta líquida de soldadura. Las constantes termofísicas empleadas para el cálculo de la relación  $n/\theta_p$  se encuentran en el Apéndice D.

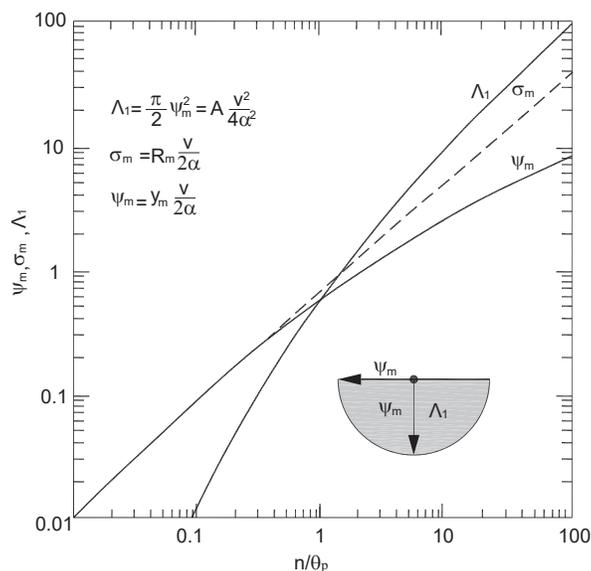


Figura 4.39. Parámetros adimensionales de operación, distancia, ancho y sección transversal.

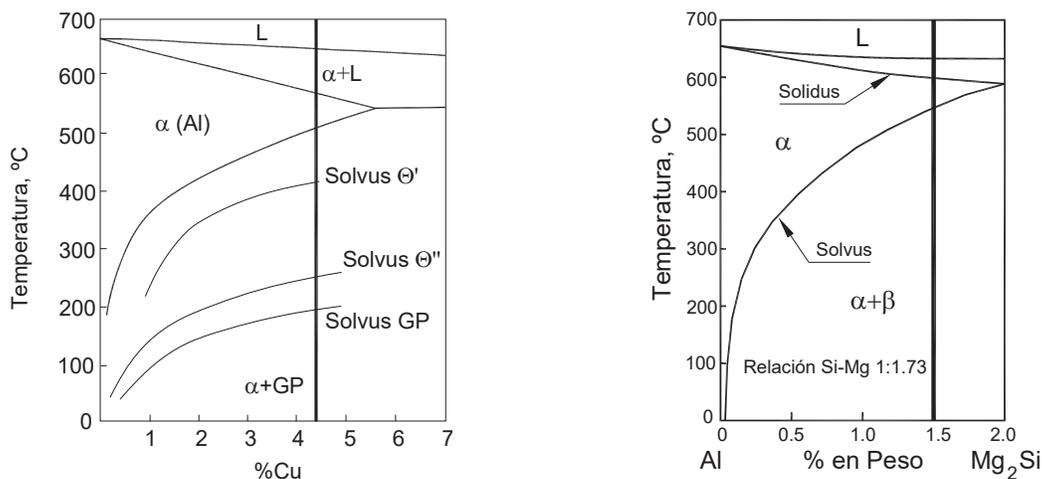


Figura 4.40. Porciones de los diagramas de equilibrio Al-Cu y Al-Mg<sub>2</sub>Si.

Las temperaturas de referencia se determinaron en función del fin de la transformación líquido-sólido de los diagramas de equilibrio con su correspondiente composición química (Al-Mg<sub>2</sub>Si y Al-Cu), mostrados en la Fig. 4.40. Los resultados de la aplicación de los números adimensionales de operación y temperatura, así como la relación entre ellos se muestran en la Tabla IV.11.

Tabla IV.11. Parámetros adimensionales de operación y temperatura.

| <b>Técnica</b>   | <b>Temp. Prec. (°C)</b> | <b><i>n</i></b> | <b><math>\theta_p</math></b> | <b><math>n/\theta_p</math></b> |
|------------------|-------------------------|-----------------|------------------------------|--------------------------------|
| Aleación 2014-T6 |                         |                 |                              |                                |
| AED              | T. Amb.                 | 0.144           | 0.786                        | 0.183                          |
| AEIM             | 50                      | 0.166           | 0.785                        | 0.211                          |
| AEIM             | 100                     | 0.182           | 0.765                        | 0.238                          |
| AEIM             | 150                     | 0.195           | 0.740                        | 0.263                          |
| Aleación 6061-T6 |                         |                 |                              |                                |
| AED              | T. Amb.                 | 0.175           | 0.888                        | 0.198                          |
| AEIM             | 50                      | 0.168           | 0.898                        | 0.187                          |
| AEIM             | 100                     | 0.173           | 0.889                        | 0.194                          |
| AEIM             | 150                     | 0.192           | 0.878                        | 0.219                          |

Así pues, el volumen de la pileta líquida de soldadura está determinado por la ecuación 4.11, el cual se encuentra en función del parámetro adimensional de volumen  $\Gamma$ , determinado por la expresión 4.12, la cual a su vez se relaciona con la distancia adimensional  $\xi'$  a partir del origen de la fuente de calor y hacia el frente de la isoterma de la pileta líquida de soldadura, determinada por la ecuación 4.13.

$$Vol = \frac{8\alpha^3}{v^3} \Gamma \quad (4.11)$$

$$\Gamma = \frac{\pi}{12} \left[ 3 \left( \frac{n}{\theta_p} \right)^2 - 3(\xi')^2 - 4(\xi')^3 \right] \quad (4.12)$$

$$\xi' = \frac{1}{2} \ln \left( \frac{n/\theta_p}{\xi'} \right) \quad (4.13)$$

La representación esquemática de los parámetros adimensionales de volumen y área de la sección transversal en tres dimensiones del charco de soldadura se observan en la Fig. 4.41, mientras que el volumen de la pileta líquida de soldadura se cálculo por medio de la ecuación 4.11 (tabla IV.12).

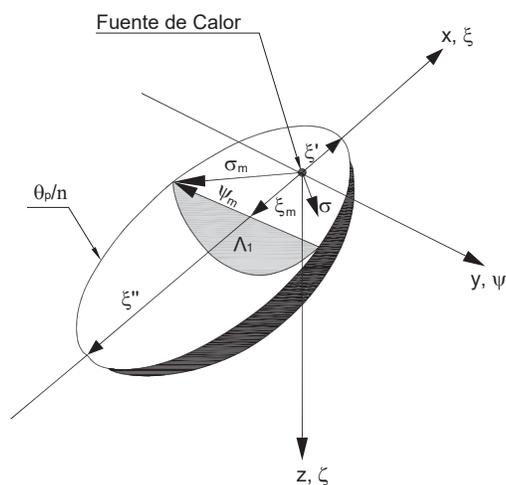


Figura 4.41. Representación esquemática en tres dimensiones de la pileta de soldadura.

Tabla IV.12. Volumen de la pileta líquida de soldadura.

| <i>Técnica</i>   | <i>Temp. Prec. (°C)</i> | $\xi' \times 10^3$ | $\Gamma \times 10^3$ | $V(\text{mm}^3)$ |
|------------------|-------------------------|--------------------|----------------------|------------------|
| Aleación 2014-T6 |                         |                    |                      |                  |
| AED              | T. Amb.                 | 138.7              | 8.4                  | 426.9*           |
| AEIM             | 50                      | 145.7              | 9.9                  | 506.3            |
| AEIM             | 100                     | 149.7              | 10.9                 | 556.1            |
| AEIM             | 150                     | 153.1              | 11.8                 | 600.9            |
| Aleación 6061-T6 |                         |                    |                      |                  |
| AED              | T. Amb.                 | 147.5              | 10.3                 | 422.5*           |
| AEIM             | 50                      | 153.2              | 11.5                 | 467.9            |
| AEIM             | 100                     | 154.0              | 11.9                 | 487.1            |
| AEIM             | 150                     | 158.0              | 13.2                 | 541.0            |

\* Por paso de soldadura.

El área de la sección transversal del charco líquido puede determinarse entonces a partir del valor obtenido del parámetro adimensional para el área de la sección transversal  $\Lambda_1$ , calculado a partir de los valores obtenidos para la relación  $n/\theta_p$  y aplicando la ecuación 4.14. De la misma forma se puede calcular aproximadamente el ancho de la región transformada en la zona afectada térmicamente  $y_m$ , por medio de la ecuación 4.15 y tomando en consideración a una temperatura pico de transformación microestructural de los diagramas Al-Mg<sub>2</sub>Si y Al-Cu, correspondiente a 400 °C.

$$\Lambda_1 = A \frac{v^2}{4\alpha^2} \quad (4.14)$$

$$\psi_m = y_m \frac{v}{2\alpha} \quad (4.15)$$

Los valores aproximados correspondientes al área de la sección transversal de la pileta líquida y el ancho de la sección transformada de la ZAT, se presentan en la Tabla IV.13.

Tabla IV.13. Área de la sección transversal de la pileta y ancho de la ZAT.

| <i>Técnica</i> | <i>Temp. Prec. (°C)</i> | $A_1 \times 10^3$ | $\psi \times 10^3$ | $A \text{ (mm}^2\text{)}$ | $y_m \text{ (mm)}$ |
|----------------|-------------------------|-------------------|--------------------|---------------------------|--------------------|
| 2014-T6        |                         |                   |                    |                           |                    |
| AED            | T. Amb.                 | 35.0              | 183.3              | 48.0                      | 6.8                |
| AEIM           | 50                      | 41.6              | 200.0              | 57.2                      | 7.4                |
| AEIM           | 100                     | 46.6              | 220.0              | 64.0                      | 8.2                |
| AEIM           | 150                     | 48.3              | 230.0              | 66.4                      | 8.5                |
| 6061-T6        |                         |                   |                    |                           |                    |
| AED            | T. Amb.                 | 43.3              | 230                | 51.4                      | 7.9                |
| AEIM           | 50                      | 48.3              | 250                | 57.3                      | 8.6                |
| AEIM           | 100                     | 51.2              | 270                | 60.8                      | 9.3                |
| AEIM           | 150                     | 60.0              | 290                | 71.2                      | 10.0               |

Un aspecto a considerar al momento de establecer las variables operativas para la realización de las soldaduras, es el efecto que tendrá el calor aportado sobre el ancho de la ZAT transformada, en el caso de la soldadura por AEIM, los anchos de la ZAT corresponden aproximadamente con los anchos medidos de forma real, sin embargo para las soldaduras por AED, los valores calculados se encuentran separados de la realidad en gran medida por el efecto del calor aportado por cada paso de soldadura.

#### 4.7. Eficiencia Térmica de las Soldaduras por AEIM.

La energía generada por el arco eléctrico en los procesos de soldadura por fusión es aprovechada de dos formas: una que es la energía necesaria para fundir, tanto al metal de aporte, como al metal base y otra que es la energía que se disipa por conducción a través del material a soldar. La disipación de calor en el material base, puede darse en dos o tres dimensiones dependiendo del espesor del mismo, tal y como se presenta en la Fig. 4.42.

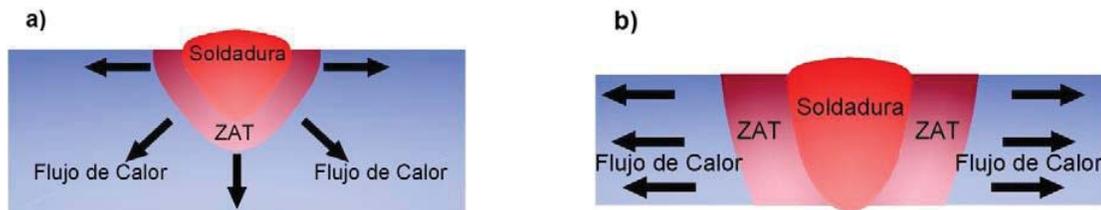


Figura 4.42. Flujo de calor en soldadura, a) tres dimensiones y b) dos dimensiones.

J. DuPont y A. Marder [93], establecieron un esquema para el balance de energía con el fin de determinar la eficiencia térmica de los procesos de soldadura por arco eléctrico, de acuerdo a la Fig. 4.43. Puede observarse que una parte de la energía generada por el arco eléctrico no es aprovechada, debido a que esta se pierde por convección y radiación a través de la columna del arco eléctrico lo que ocasiona una disminución de la eficiencia térmica de los procesos de soldadura.

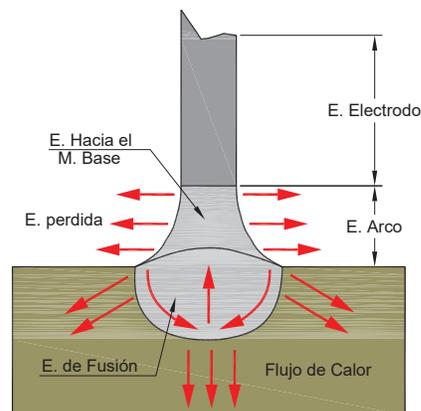


Figura 4.43. Esquema de la distribución de energía en soldadura por fusión y metal de aporte.

La finalidad del presente balance térmico, es determinar la capacidad de aprovechamiento de la energía (eficiencia térmica) en el proceso de soldadura por AEIM en aleaciones de aluminio, en función de la masa de material fundido. En la Fig. 4.44 se muestra de forma esquemática el efecto de la energía suministrada sobre la fusión del material base y de aporte.

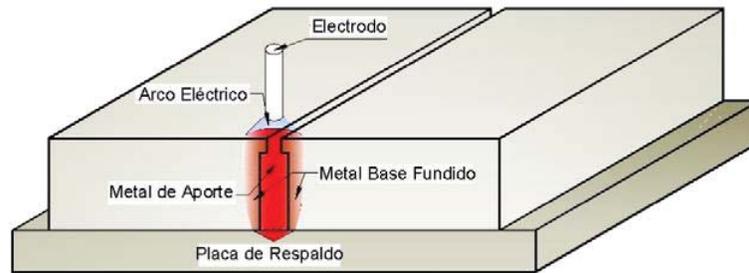


Figura 4.44. Esquema del proceso de soldadura por AEIM.

El calor aportado en los procesos de soldadura depende fundamentalmente de las variables operativas durante el proceso de unión y esta dado por la siguiente ecuación [107]:

$$q_0 = \eta VI \quad (4.16)$$

Sabemos que el calor necesario para la fusión de un volumen determinado de masa metálica, está dada por la ecuación de la variación de la energía respecto a la temperatura de acuerdo con la siguiente expresión:

$$C_p = \frac{\partial H}{\partial T} \quad (4.17)$$

La ecuación anterior representa el calor específico a presión constante  $C_p$  requerido para producir un cambio de temperatura  $T$ ,  $H$  es el calor necesario para mantener al metal en estado líquido a una temperatura determinada. Se debe también tomar en consideración al calor latente de fusión  $\Delta H_f$  del metal líquido, por lo cual la ecuación que expresa de forma correcta la variación de la energía con respecto a la temperatura en la fusión de un volumen de material metálico fundido, es la siguiente:

$$\partial H = C_p \partial T + \Delta H_f \quad (4.18)$$

Realizando la integración correspondiente de la ecuación anterior, entre los límites de una temperatura inicial  $T_i$  y la temperatura de líquido  $T_L$ , obtenemos la siguiente relación:

$$\Delta H = \int_{T_i}^{T_L} C_p dT + \Delta H_f \quad (4.19)$$

Como se dijo anteriormente, el calor que no es aprovechado para la fusión de los materiales, se pierde a través del área de transferencia de calor por conducción del material

base, la ecuación que determina la disipación de calor en tres dimensiones en estado estable está determinada por la ley de Fourier [108]:

$$q = k \left[ \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] \quad (4.20)$$

Por medio de un balance de energía, tomando en consideración al calor generado por el arco eléctrico en el proceso de soldadura como la única fuente de suministro de energía al sistema y despreciando el efecto de la convección y radiación de la columna del arco eléctrico, tenemos la siguiente expresión:

**Calor aportado por el arco = Variación de la energía + Calor disipado por conducción**

En función de la expresión anterior es posible plantear la ecuación general que determina la eficiencia térmica del proceso de soldadura por AEIM, por tanto:

$$\eta VI = \left[ \int_{T_i}^{T_f} C_p dT + \Delta H_f \right] + k \left[ \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] \quad (4.21)$$

De acuerdo con la termodinámica clásica, la variación del calor específico en un rango de temperaturas definido, puede expresarse mediante una serie de potencias del tipo:

$$C_p = a + bT + cT^2 \quad (4.22)$$

Utilizando el programa termodinámico FACT para encontrar la solución de la serie de potencias del calor específico para aluminio, en un rango de temperaturas de 720 a 3000 K, se obtiene lo siguiente:

$$C_p = (31.751 - 8.7807673 \times 10^{-12} T^{-2}) \quad (4.23)$$

Sabemos además que el calor latente de fusión del aluminio líquido es  $\Delta H_f = 8522.53 \text{ J/gmol}$  y sustituyendo la ecuación 22 en 18, se obtiene la siguiente expresión:

$$\Delta H = \int_{T_i}^{T_L} (31.751 - 8.7807673 \times 10^{-12} T^{-2}) dT + \Delta H_f \quad (4.24)$$

$$\Delta H = \{31.751[T_L - T_i] + 8.78 \times 10^{-12} [T_L^{-1} - T_i^{-1}]\} + \Delta H_f$$

El calor disipado por conducción puede calcularse considerando que éste se pierde a través de cierta longitud de las placas soldadas y una pequeña parte por la placa de respaldo, lo que permite establecer la siguiente relación:

$$q_{cond} = 2k_{Al}A_T \frac{(T_L - T_{Pr})}{L_T} + k_{Acero}A_B \frac{(T_L - T_{Amb})}{L_B} \quad (4.25)$$

Donde  $k_{Al}$ , es la conductividad térmica de la aleación de aluminio a la temperatura de precalentamiento,  $k_{Acero}$  es la conductividad del acero de la placa de respaldo a temperatura ambiente,  $A_T$  es el área transversal al flujo de calor de las placas soldadas,  $A_B$  es el área de disipación de calor sobre la placa de respaldo,  $L_T$  es la longitud en dirección al flujo de calor transversal,  $L_B$  es la longitud de disipación de calor de la placa de respaldo,  $T_L$ ,  $T_{Pr}$  y  $T_{Amb}$ , son las temperaturas de líquido, de precalentamiento de las placas a soldar y ambiente respectivamente.

Por medio de la sustitución de las últimas dos expresiones en la ecuación 4.21, se obtiene finalmente la expresión que determina la eficiencia térmica del proceso de soldadura por AEIM:

$$\eta VI = \left\{ \left[ 31.751(T_L - T_i) + 8.78 \times 10^{-12} (T_L^{-1} - T_i^{-1}) \right] + \Delta H_f \right\} + \left[ 2k_{Al}A_T \frac{T_L - T_P}{L_T} + k_{Acero}A_B \frac{T_L - T_{amb}}{L_B} \right] \quad (4.26)$$

Finalmente, aplicando la ecuación anterior, se determino la eficiencia térmica del proceso de soldadura por AEIM, tomando los datos correspondientes a los volúmenes por unidad de segundo de la zona fundida (tabla IV.10), las variables operativas para las condiciones de soldadura de la tabla III.3, los valores de medición de corriente de la tabla IV.9 y los valores de conductividad térmica de ambas aleaciones se dan en el Apéndice D.

Los datos de la eficiencia térmica, así como la cantidad de energía empleada para la fusión del material, el calor perdido por conducción a través de las placas soldadas y la placa de respaldo, el calor aportado por el arco eléctrico y la cantidad de masa fundida, se presentan en la Tabla IV.14.

Tabla IV.14. Eficiencia térmica de las soldaduras por AEIM.

| <i>Técnica</i>   | <i>T. Prec. (°C)</i> | <i>Calor de Fusión (Js<sup>-1</sup>)</i> | <i>Calor Perdido por Conducción (Js<sup>-1</sup>)</i> | <i>Calor Perdido en Placa de Respaldo (Js<sup>-1</sup>)</i> | <i>Calor Aportado (Js<sup>-1</sup>)</i> | <i>Masa Fundida (gs<sup>-1</sup>)</i> | <i>Eficiencia Térmica (%)</i> |
|------------------|----------------------|--|---|---|---|---------------------------------------|-------------------------------|
| Aleación 2014-T6 |                      |  |   |   |   |                                       |                               |
| AEIM             | 50                   | 1705.8                                   | 1432.4  | 1410.1  | 5090.0                                  | 1.71                                  | 89.4                          |
| AEIM             | 100                  | 1622.2                                   | 1421.2  | 1598.2  | 5145.1                                  | 1.72                                  | 90.2                          |
| AEIM             | 150                  | 1526.4                                   | 1398.2  | 1762.7  | 5115.2                                  | 1.73                                  | 91.6                          |
| Aleación 6061-T6 |                      |  |   |   |   |                                       |                               |
| AEIM             | 50                   | 1791.6                                   | 1954.2  | 1009.6  | 5260.1                                  | 1.76                                  | 90.4                          |
| AEIM             | 100                  | 1729.0                                   | 1734.5  | 1365.4  | 5239.4                                  | 1.81                                  | 92.8                          |
| AEIM             | 150                  | 1643.8                                   | 1326.5  | 2048.1  | 5356.7                                  | 1.83                                  | 94.6                          |

Nótese como la eficiencia térmica del proceso de soldadura por AEIM, se incrementa en función de la temperatura de precalentamiento, la cual es favorable para la obtención de una mayor cantidad de material fundido. También se nota que los resultados de las eficiencias térmicas para la aleación de Al-Cu (2014-T6) son menores que para el caso de la aleación Al-Si-Mg (6061-T6), debido a la diferencia en cuanto a conductividad y difusividad térmica de los materiales.

#### **4.8. Medición de Temperatura y Aplicación de Modelos Matemáticos Adimensionales en Soldadura por AEIM.**

##### **4.8.1. Mediciones de Temperatura en la ZAT.**

Partiendo del esquema para la ubicación de termopares mostrado en la Fig. 3.9, se procedió a la medición de temperatura durante el ciclo térmico de la soldadura, fuera de la zona de fusión, ubicando los termopares en sus respectivas posiciones (P1, P2, etc.) de

acuerdo con la tabla III.6. Las mediciones de temperatura pico en función del grado de precalentamiento para cada condición de soldadura de ambas aleaciones, se presentan en la Tabla IV.15.

Tabla IV.15. Temperaturas pico medidas durante la soldadura a diferentes posiciones.

| <b>Precalentamiento<br/>(°C)</b> | <b>Temperatura Pico Medida (°C)</b> |       |       |       |       |       |       |       |       |       |
|----------------------------------|-------------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
|                                  | 2014-T6                             |       |       |       |       |       |       |       |       |       |
|                                  | P1                                  | P2    | P3    | P4    | P5    | P6    | P7    | P8    | P9    | P10   |
| 50                               | 528.2                               | 654.6 | 539.7 | 525.8 | 517.2 | 459.5 | 682.1 | 654.6 | 503.8 | 546.2 |
| 100                              | 519.5                               | 669.3 | 507.9 | 547.9 | 612.8 | 402.2 | 651.6 | 526.4 | 448.4 | 576.0 |
| 150                              | 525.2                               | 674.7 | 511.5 | 419.5 | 455.3 | 521.1 | 666.8 | 506.9 | 521.9 | 482.5 |
|                                  | 6061-T6                             |       |       |       |       |       |       |       |       |       |
| 50                               | 308.8                               | 368.7 | 409.5 | 469.8 | 530.7 | 383.1 | 461.7 | 445.9 | ---   | 610.5 |
| 100                              | 450.8                               | 542.9 | 430.3 | 462.9 | 479.5 | 421.3 | 384.1 | 460.0 | 456.4 | 552.2 |
| 150                              | 534.1                               | 497.9 | 611.8 | 577.6 | 553.1 | 450.2 | 577.0 | 574.9 | 614.4 | 693.7 |

Nótese que los valores de temperatura tienden a incrementarse en función de la profundidad a la que se encuentra el termopar con respecto a la línea de fusión, así como por la temperatura de precalentamiento, la geometría del perfil de soldadura y las propiedades de conducción de calor de cada aleación (se disipa calor más fácilmente en la aleación 6061-T6). Sin embargo, la geometría del perfil de soldadura juega un papel muy importante sobre la medición de temperatura pico (véanse mediciones de 2014-T6), ya que se esperaría que la temperatura se incrementará solamente en función del precalentamiento inicial. Este aspecto se abordará en función de las secciones isotermas calculadas a partir del aporte térmico y las condiciones de soldadura con el objetivo de verificar el efecto sobre la conducción de calor tomando en consideración la forma geométrica del perfil de soldadura.

Realizando un análisis más profundo en el caso de las mediciones de temperatura en la soldadura de la aleación 6061-T6, y tomando en consideración a la posición del termopar 1 se observa que en realidad existe un aumento en la temperatura a medida que el precalentamiento se incrementa. Sin embargo, este comportamiento no se cumple en

algunos casos, por ejemplo para la temperatura máxima medida en la posición 2 con un precalentamiento de 100 °C, la cual tuvo un incremento de 45 °C con respecto a la medición de temperatura pico para un precalentamiento de 150 °C, fenómeno que puede ser explicado en función de un posible desalineamiento de la junta con respecto al material de aporte y también a la naturaleza misma del arco, el cual tiende a mantener su estabilidad hacia un lado de la junta, ocasionando que se tenga una mayor cantidad de masa fundida en una de las paredes de la junta soldada, y por lo tanto, mediciones de temperatura más elevadas en ciertas posiciones, además el efecto de conducción de calor debido a la fusión y solidificación de material base y de aporte tiene un efecto importante sobre las mediciones de temperatura en los sensores que se encuentran al final de las placas o a diferentes alturas con respecto a la fuente de calor.

En el caso de la soldadura por AEIM en la aleación 2014-T6, la zona de falla se presenta consistentemente dentro de la zona de fusión (ver tabla IV.5), lo cual indica que el ciclo térmico de enfriamiento en la ZAT no tiene un efecto tal que disminuya las propiedades mecánicas por debajo de las del metal de aporte.

Sin embargo, en el caso de la soldadura por AEIM de la aleación 6061-T6, el efecto térmico es tal que la zona de falla se localiza fuera de la zona de fusión. Por tanto, es de gran interés realizar una correlación de los ciclos térmicos de soldadura con la curva tiempo-temperatura-transformación [82]. En la Fig. 4.45 se presentan los ciclos térmicos de enfriamiento y calentamiento correspondiente a una distancia de 12 mm con respecto al eje central de la preparación de junta antes del proceso de soldadura (termopar 6). Las velocidades de calentamiento y enfriamiento de observan en la Tabla IV.16.

Tabla IV.16. Velocidades de enfriamiento y calentamiento.

|                     | <b>50 °C</b>        | <b>100 °C</b>      | <b>150 °C</b>     |
|---------------------|---------------------|--------------------|-------------------|
| Vel. Calent. (°C/s) | 16.8 (1008 °C/min.) | 16.5 (990 °C/min.) | 8.0 (480 °C/min.) |
| Vel. Enfr. (°C/s)   | 0.6 (36 °C/min.)    | 1.2 (72 °C/min.)   | 1.0 (60 °C/min.)  |

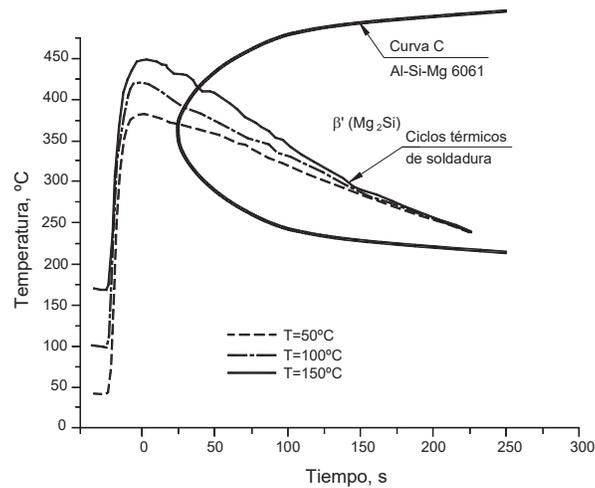


Figura 4.45. Correlación de la medición de temperatura con la curva C de precipitación.

Obsérvese como las temperaturas máximas alcanzadas durante el ciclo térmico de la soldadura se incrementan en función de la temperatura de precalentamiento a la cual se llevo a cabo la soldadura. Un análisis de los ciclos térmicos de enfriamiento de la Fig. 4.45, revela que para un determinado tiempo (aproximadamente 220 segundos), ésta es prácticamente la misma, lo cual nos da la información suficiente para explicar el porqué la resistencia a la tensión de las juntas soldadas por AEIM, no presenta variaciones importantes, tal como se puede ver en la tabla IV.5.

Véase como independientemente de la temperatura pico alcanzada para cualquier precalentamiento, los gráficos correspondientes rebasan a la curva TTT para la formación de precipitados  $\beta'$  ( $Mg_2Si$ ). También debe destacarse que el crecimiento de precipitados sobreenvejecidos es mayor para la curva de 150 °C de precalentamiento, lo que favorece para que la zona de falla se encuentre más alejada de la línea de fusión (ver tabla IV.5).

Es evidente que las temperaturas máximas alcanzadas para la ubicación del termopar 6, durante el proceso de soldadura, en ningún caso exceden a la temperatura de solubilización del material, la cual se encuentra alrededor de los 530 °C, sin embargo éstas rebasan a la temperatura de formación de zonas de Guinier-Preston [109]. Las temperaturas máximas de acuerdo con la Fig. 4.45 son de: 383.1, 421.3 y 450.2 °C, para sus respectivos precalentamientos, estos valores son aproximadamente correspondientes con los reportados

por O.R. Myhr [62], quien establece que la transformación de precipitados  $\beta''$  a  $\beta'$  ocurre cuando la temperatura pico rebasa los 315 °C con un intervalo de tiempo de por lo menos 10 segundos (condición que se cumple en el caso de las curvas de la Fig. 4.45) y a 390 °C, la fase  $\beta'$  comienza a ser el constituyente microestructural dominante, favoreciéndose la presencia de problemas de agrietamiento en caliente. Lo anterior también tiene correspondencia con las investigaciones realizadas por V. Malin [5], a cerca de la relación que existe entre la medición de temperatura pico en la zona afectada térmicamente y la localización de las fallas en aleaciones de aluminio 6061-T6 extruidas y soldadas de forma tradicional (arco eléctrico directo), encontrando que el valor mínimo de microdureza y localización de la fractura se encuentra sujeta a picos de temperatura de 380 °C aproximadamente.

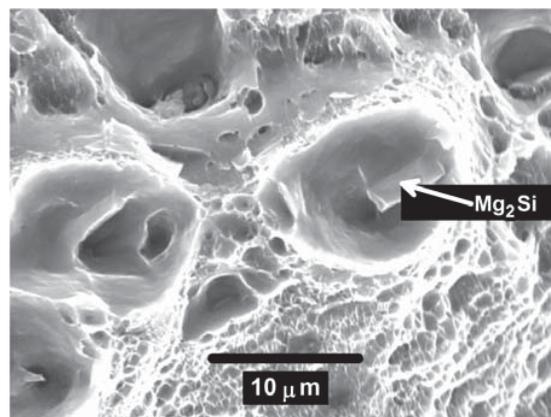


Figura 4.46. Fractura de una soldadura 6061-T6 por AEIM, mostrando partículas  $\beta'$ .

Como es sabido, la fase  $\beta''$  es la que produce el mayor efecto sobre el endurecimiento de la aleación 6061-T6, la cual tiene una forma geométrica de aguja, según lo establece I. Dutta and S. Allen [75], mientras que la fase  $\beta'$  tiene una forma de barra y dependiendo del incremento de temperatura en la ZAT ésta comienza a crecer, se presenta el sobrevejecido, y por lo tanto, incoherencia con la matriz de aluminio, la Fig. 4.46, presenta una imagen de microscopía electrónica de barrido, correspondiente a la fractura de una unión a 150 °C de precalentamiento de la aleación 6061-T6 por medio de AEIM en donde se observa una partícula de precipitado  $\beta'$  ( $Mg_2Si$ ) de un tamaño considerable, esta imagen pone de manifiesto que la fractura ha sido ocasionada por el reblandecimiento en la ZAT de

la aleación por la formación de partículas de precipitado  $\beta'$ , producto de la inestabilidad termodinámica de los precipitados  $\beta''$  en un ciclo térmico de soldadura.

#### 4.8.2. Temperatura en la Pileta Líquida de Soldadura.

La Fig. 4.47-a es la curva correspondiente a la medición de temperatura en el metal líquido de soldadura de acuerdo con la posición mostrada para la ubicación del termopar de la Fig. III.10. Esta curva se obtuvo a través de un procesamiento de datos por medio de un programa elaborado específicamente para ello (programado en LabVIEW).

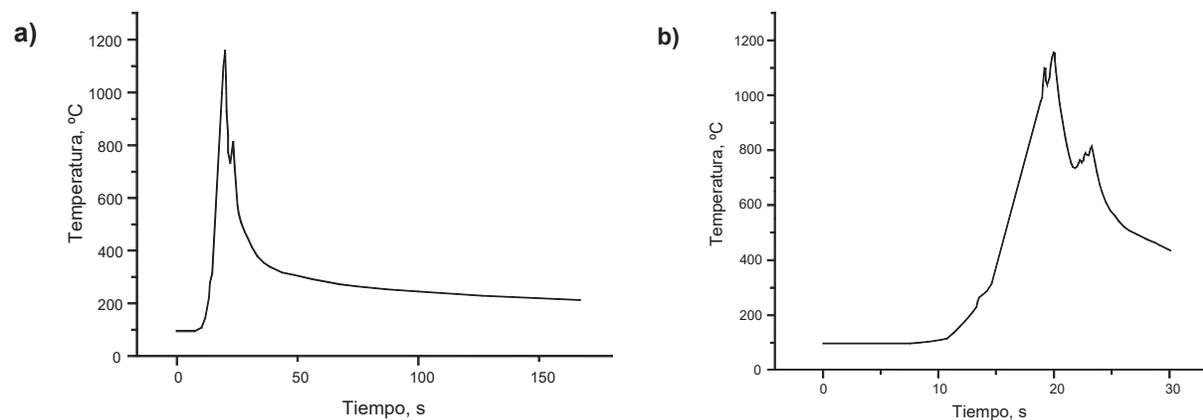


Figura 4.47. Grafico de medición de temperatura en el metal líquido de soldadura, a) ciclo térmico completo y b) porción de alta temperatura.

La temperatura mínima registrada por el sistema de adquisición de datos correspondiente a un tiempo de cero segundos (inicio del proceso de medición) fue de 96.7 °C, mientras que la temperatura máxima medida a 1198 lecturas (19.96 s) es de 1157.12 °C. Tomado en consideración los datos proporcionados por la curva de medición de temperatura en la pileta líquida, se obtiene un incremento de temperatura de 1060.42 °C.

Por medio de un análisis de los datos obtenidos, se ha observado que para un total de 615 lecturas (10.25 s), es decir 110.88 °C, la temperatura tuvo un incremento insignificante a razón de  $1.38 \text{ }^{\circ}\text{C s}^{-1}$ , este aumento de temperatura corresponde a la porción recta del inicio de la curva de la Fig. 4.47-a, por lo cual es posible tomar como tiempo de inicio de medición al valor de 615 lecturas, aspecto que resulta evidente debido a que la pendiente de la curva a

partir de este valor es muy prolongada, con base en lo anterior se puede determinar el tiempo necesario para llegar a la temperatura máxima por la siguiente expresión:

$$t = \frac{N_2 - N_1}{f_m} = \frac{(1198 - 615)\text{lecturas}}{60\text{lecturas / s}} = 9.71\text{s} \quad (4.26)$$

Donde  $t$  es el tiempo,  $N_1$  es el número de lecturas a la temperatura mínima,  $N_2$  es el número de mediciones a la temperatura máxima (pico) y  $f_m$  la frecuencia de muestreo, este resultado indica que el tiempo necesario para llegar a una temperatura de 1157.12 °C (máxima) es de 9.71 s, por lo tanto en función de las temperaturas máxima, mínima y el tiempo, es posible calcular la pendiente de la curva, es decir la velocidad de calentamiento o gradiente térmico:

$$G_c = \frac{T_p - T_i}{t} = \frac{(1157.12 - 110.88)^\circ\text{C}}{9.71\text{s}} = 107.75^\circ\text{C / s} \quad (4.27)$$

Donde  $G_c$  es el gradiente térmico, es decir se tiene una velocidad de calentamiento de 107.75 °Cs<sup>-1</sup> (6465 °Cmin<sup>-1</sup>).

La distancia real del termopar con respecto al inicio del ciclo térmico de soldadura (inicio del arco) fue de 72 mm, lo que teóricamente debe corresponder al tiempo en donde la temperatura es máxima, es decir 19.96 s (1198 lecturas). Lo anterior puede comprobarse en función de la velocidad de avance empleada por el proceso de soldadura (3.6 mms<sup>-1</sup>) y haciendo uso de la definición para determinar la velocidad instantánea, por tanto:

$$d = vt = (3.6\text{mm / s})(19.96\text{s}) = 71.85\text{mm} \quad (4.28)$$

El valor calculado, resulta ser una distancia que corresponde aproximadamente con la distancia a la cual se encuentra ubicado el termopar. El resultado anterior es evidencia suficiente para determinar que el material de aporte es suministrado por efecto de la fuerza de gravedad hacia la junta de las placas a unir, y no por medio de un posible arrastre de metal fundido por delante de la fuente de calor (es decir la fuente de calor es perpendicular al sensor de temperatura).

Una consideración importante, es que la temperatura máxima medida en la zona de fusión, es la temperatura correspondiente a una distancia de 3.5 mm por encima de la placa de respaldo, y no es la temperatura a la cual se desprenden las gotas de material de aporte

por el proceso de soldadura [57]. Sin embargo, estas mediciones proporcionan información suficiente para realizar un análisis a cerca del fenómeno de solidificación de la soldadura por AEIM.

La Fig. 4.47-b es el grafico de la porción de alta temperatura en la pileta de soldadura. Analizando en función de la temperatura máxima medida (1157.12 °C) correspondiente a 1198 lecturas y la medición a 1208 lecturas (1090.86 °C), se determino el tiempo de enfriamiento para un descenso de temperatura de 66.26 °C, entonces:

$$t = \frac{(1208 - 1198)\text{lecturas}}{60\text{lecturas/s}} = 0.1666\text{s} \quad (4.29)$$

La rapidez de enfriamiento para esta pendiente ahora puede determinarse, por lo tanto:

$$G_e = \frac{66.26^\circ\text{C}}{0.1666\text{s}} = 397.72^\circ\text{C/s} \quad (4.30)$$

Este gradiente térmico se encuentra dentro de los valores altos de rapidez de enfriamiento para un proceso GMAW [96], aspecto que beneficia para la obtención de una estructura con un tamaño de grano fino [110, 111]. Las condiciones para el autorefinamiento de grano en soldaduras por AEIM se basan precisamente en las características de enfriamiento de la pileta de soldadura.

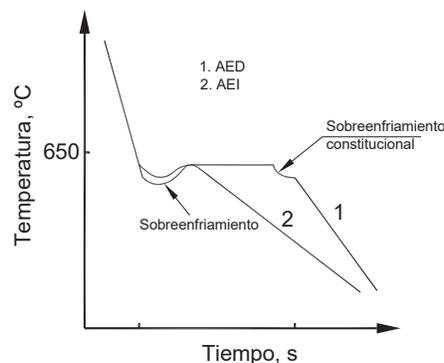


Figura 4.48. Comparación entre los patrones de enfriamiento para AED y AEI.

La teoría clásica para la nucleación heterogénea explica que la forma en la que se disipa el calor latente de fusión determina el mecanismo de crecimiento y la estructura final

del material solidificado [92, 96]. Esta teoría fue la base para el desarrollo de la idea de R. García y colaboradores [112], quienes explicaron esquemáticamente el comportamiento de la rapidez de enfriamiento en los procesos de soldadura tradicional y por arco eléctrico indirecto AEI [20, 113], así como se puede ver en la Fig. 4.48. En el caso de la solidificación para la soldadura tradicional, posterior al sobreenfriamiento, existe una estabilización térmica (crecimiento columnar), y posteriormente, si las condiciones se presentan puede darse crecimiento de grano equiaxial debido al sobreenfriamiento constitucional. Sin embargo, en el caso de la soldadura por arco eléctrico indirecto se presenta un sobreenfriamiento del líquido, posteriormente un autocalentamiento (recalescencia), y finalmente, un enfriamiento continuo a una rapidez de enfriamiento alta.

Entonces es importante, evaluar el gradiente térmico de enfriamiento correspondiente a la pendiente de la curva para las soldaduras por AEIM, a partir de la temperatura de recalescencia de la piletta de soldadura (811.9 °C) y la temperatura del fin de transformación líquido-sólido para la aleación del material de aporte líquido, es decir la temperatura eutéctica (577 °C) del diagrama Al-Si, por lo tanto:

$$G_e = \frac{(811.9 - 577)^\circ\text{C}}{1.73\text{s}} = 135.8^\circ\text{C/s} \quad (4.31)$$

#### **4.8.3. Gradiente Térmico Respecto al Límite de Fusión.**

El gradiente térmico en el líquido  $G_L$  [114], está definido por la variación de la temperatura de líquido  $T_L$  en el centro del charco de soldadura con respecto a la distancia  $x$  de la interfase de fusión, es decir:

$$G_L = \frac{dT_L}{dx} \quad (4.32)$$

Partiendo del gráfico de medición de temperatura en el charco líquido (Fig. 4.47), se puede obtener el segmento de curva correspondiente al enfriamiento del metal de soldadura en estado líquido, el cual se presenta en la Fig. 4.49.

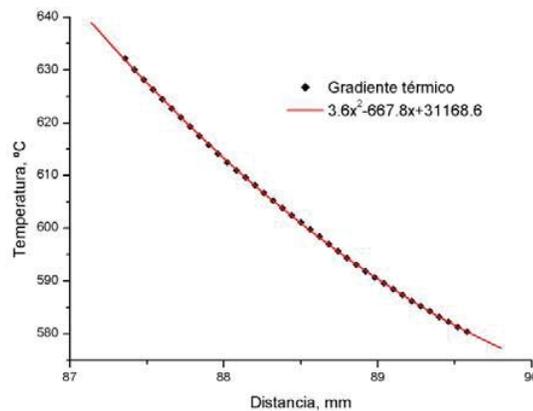


Figura 4.49. Porción de la curva de enfriamiento en la pileta líquida de soldadura.

Se puede observar que la transformación de líquido a sólido durante el proceso de solidificación, se presenta de forma continua desde la temperatura de fusión para la aleación del material de aporte (630 °C) y hasta la de solidificación del mismo (581 °C). Considerando la aproximación polinomial obtenida, se realizó el cálculo correspondiente al gradiente térmico en la pileta líquida de soldadura en relación al avance de la fuente de calor (inicio del arco eléctrico), por lo tanto:

$$G_L = \frac{d}{dx}(3.6x^2 - 667.8x + 31168.6) = 7.2x - 667.8 \quad (4.33)$$

La distancia recorrida por la fuente de calor a partir de una temperatura de 630 °C a 581 °C se obtiene de la Fig. 4.49, la cual es de 3 mm, por lo tanto el gradiente térmico es:

$$G_L = 7.2(3) - 667.8 = -646.2^\circ C / mm \quad (4.34)$$

Ahora es posible calcular el tipo de solidificación en el centro de la soldadura para AEIM, tomando los datos para la rapidez de crecimiento cristalino local de la tabla IV.3 y el gradiente térmico de la pileta líquida, de acuerdo al diagrama de variación microestructural en el metal de soldadura desarrollado por Kurz y Fisher [91], mostrado en la Fig. 4.50.

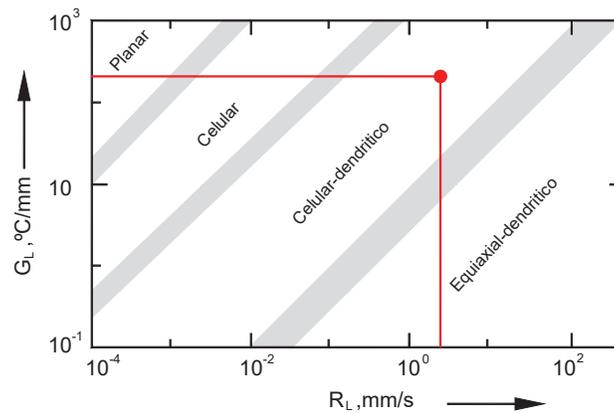


Figura 4.50. Microestructura del metal de soldadura en función de  $G_L$  y  $R_L$ .

La Fig. 4.51 presenta el crecimiento del tipo celular dendrítico a través de una imagen de microscopía electrónica de barrido, correspondiente con lo representado en la Fig. 4.50, la cual muestra un crecimiento de brazo dendrítico primario y secundario. Así mismo se pueden observar las características de solidificación de las Fig. 4.15 y 4.16 correspondiente a una forma celular dendrítica [96, 115].

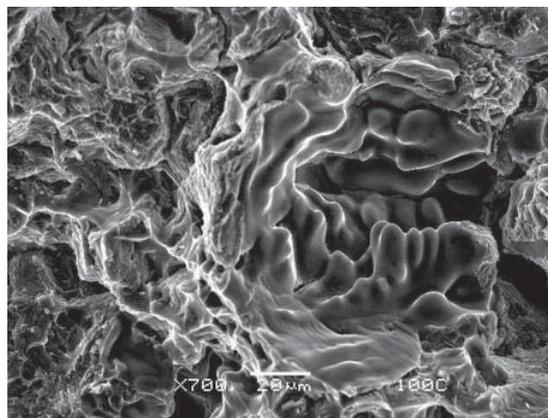


Figura 4.51. Imagen de MEB mostrando el crecimiento celular dendrítico.

#### **4.8.4. Mecanismo del Flujo de Calor en Soldadura por AEIM.**

El tipo de transferencia de calor por conducción en soldadura por AEIM de las aleaciones de aluminio 2014-T6 y 6061-T6 se determinó a partir de parámetros

adimensionales y por la aplicación del mapa de flujo de calor en procesos de soldadura mostrado en la Fig. 4.52.

Tales relaciones matemáticas fueron deducidas por N. Christensen [116], las cuales son derivadas de la ecuación para la distribución de temperatura en estado pseudoestable solucionada por D. Rosenthal [117], las relaciones adimensionales empleadas fueron el parámetro adimensional de operación (ecuación 4.9), parámetro adimensional de temperatura (ecuación 4.10) y el parámetro de espesor de placa  $\delta$ , definido por la expresión 4.35.

$$\delta = \frac{vd}{2\alpha} \quad (4.35)$$

Los resultados de los parámetros adimensionales descritos anteriormente se presentan en el grafico de la Fig. 4.52, para determinar el tipo de flujo de calor en el proceso de unión por AEIM.

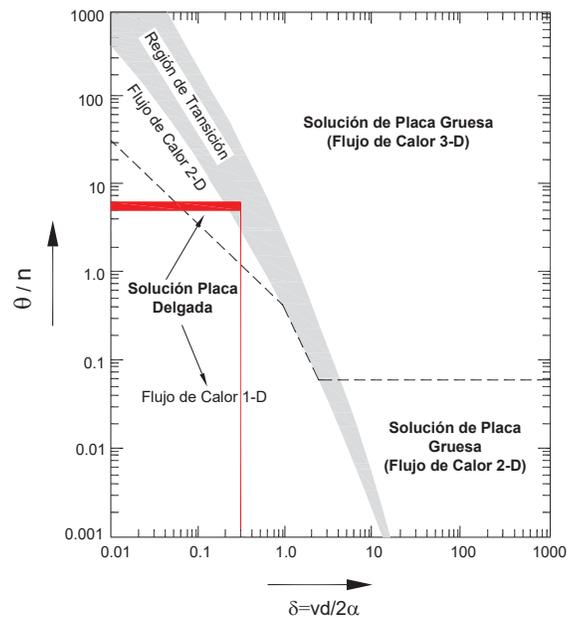


Figura 4.52. Mecanismo de flujo de calor en soldadura [118].

Los resultados se encuentran dentro de la zona de transición, sin embargo estos son más cercanos a la zona de flujo de calor en dos dimensiones (solución para placas delgadas).

El objetivo de obtener el tipo de flujo de calor en función de los parámetros adimensionales se realizó para determinar el modelo matemático que debe ser aplicado y posteriormente calcular los anchos de los contornos de las isotermas de forma teórica y compararlos con las mediciones de temperatura experimental.

Así pues, los ciclos de enfriamiento obtenidos experimentalmente fueron comparados con los ciclos teóricos calculados a través de la solución de las ecuaciones para la distribución de temperatura para placas delgadas y placas gruesas.

#### **4.8.5. Ciclos Térmicos de Enfriamiento.**

La solución para la distribución de temperatura a partir de una fuente de calor en movimiento supone que la fuente de calor en movimiento se desplaza a una velocidad constante  $v$ , en la dirección  $x$  de un sistema de coordenadas fijo. La ecuación general que gobierna el fenómeno de transferencia de calor en estado transiente en función de un sistema de coordenadas rectangular fijo en tres dimensiones, está dada por la siguiente ecuación:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{1}{\alpha} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4.36)$$

Esta expresión puede ser modificada para un sistema de coordenadas en movimiento en función del desplazamiento de la fuente de calor [107].

De acuerdo con la Fig. 4.53-a, el modelo general para la distribución de temperatura en una placa gruesa consiste de un cuerpo isotropico semi-infinito con una temperatura inicial  $T_o$ , limitado a una dirección en un plano que es impermeable al calor. Se supone que las propiedades térmicas son constantes e independientes de la temperatura y que el calor perdido por radiación y convección es despreciado. Bajo tales consideraciones, la distribución de temperatura en tres dimensiones está dada por la siguiente relación:

$$T - T_0 = \frac{\eta q_0}{2\pi k R_3} \exp\left[-\frac{v}{2\alpha}(R_3 + x)\right] \quad (4.37)$$

Donde:

$$R_3 = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2} \quad (4.38)$$

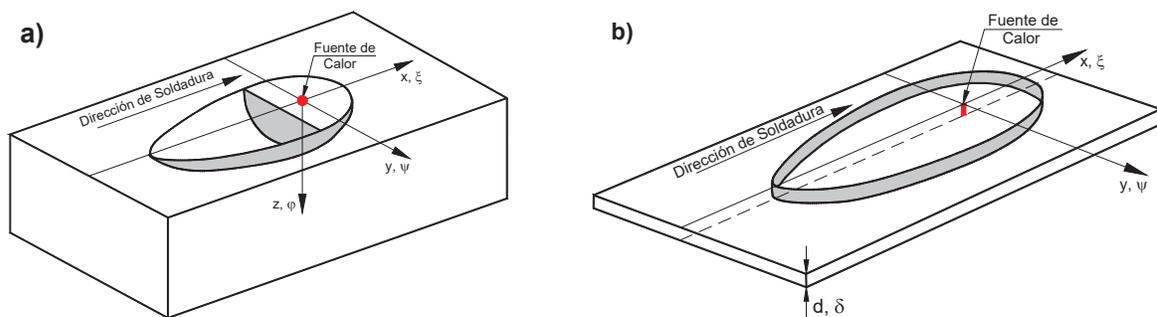


Figura 4.53. Fuente de calor en movimiento, a) sobre una placa gruesa o semi-infinita (flujo de calor en 3D) y b) sobre una placa delgada (flujo de calor en 2D) [118].

Por otra parte, el modelo general para la distribución de temperatura en una placa delgada (dos dimensiones), consiste de una línea fuente de calor moviéndose a una velocidad constante a través de una sección de placa ancha de temperatura inicial  $T_0$ . Realizando las mismas consideraciones que para la solución de placas delgadas, la distribución de temperatura se obtiene mediante la siguiente ecuación:

$$T - T_0 = \frac{\eta q_0}{2\pi k d} \exp\left(-\frac{vx}{2\alpha}\right) K_0\left(\frac{vr}{2\alpha}\right) \quad (4.39)$$

Donde:

$$r = \sqrt{x^2 + y^2} \quad (4.40)$$

La aplicación de las ecuaciones para la distribución de temperatura en dos o tres dimensiones dentro de la zona afectada térmica supone la aplicación instantánea de calor para una posición fija a partir de la fuente de calor a una distancia radial específica en donde las isotermas tenderán a ser paralelas a la dirección  $x$  [118], por lo tanto la distribución de

temperatura para placas gruesas y placas delgadas dentro de la ZAT estará dada por las siguientes expresiones:

$$T - T_0 = \frac{\eta q_0}{2\pi kt} \exp\left[-\frac{(R_2)^2}{4\alpha t}\right] \quad (4.41)$$

$$T - T_0 = \frac{\eta q_0}{vd\rho C_p \sqrt{4\pi\alpha t}} \exp\left(-\frac{y^2}{4\alpha t}\right) \quad (4.42)$$

Donde:

$$R_2 = \sqrt{y^2 + z^2} \quad (4.43)$$

La forma de la distribución de temperaturas dada por las ecuaciones 4.37 y 4.39, se muestra esquemáticamente en la Fig. 4.54.

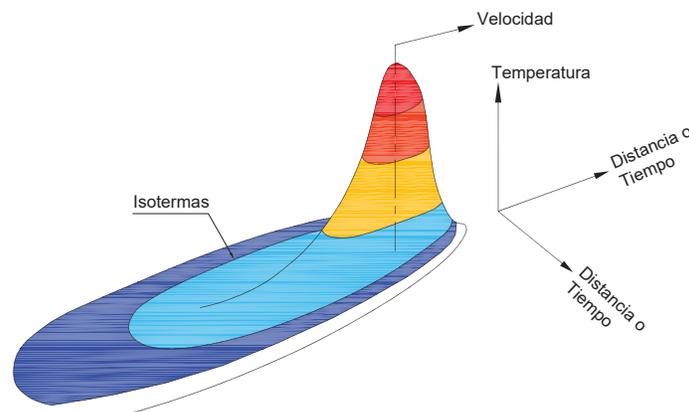


Figura 4.54. Distribución esquemática de temperatura en soldadura por fusión [107].

Los ciclos térmicos de enfriamiento experimentales para las condiciones de soldadura por medio de la técnica de AEIM en las aleaciones de Al-Cu (2014-T6) y Al-Si-Mg (6061-T6) fueron comparados con sus respectivas curvas teóricas, a través de la aplicación de la solución para el flujo de calor en dos y tres dimensiones (placa gruesa y placa delgada). De la misma forma se establecieron los parámetros de comparación del tiempo de enfriamiento teórico, determinado por la ecuación 4.44 [119] y el tiempo de enfriamiento real.

$$\Delta t = \left[ \frac{\alpha}{4\pi k^2} \right] \left[ \frac{\eta q_0}{vd} \right]^2 \left[ \frac{1}{(T_2 - T_0)^2} - \frac{1}{(T_1 - T_0)^2} \right] \quad (4.44)$$

Así pues las curvas teóricas fueron trazadas a partir de la solución de las relaciones matemáticas correspondientes y los resultados de las mediciones experimentales de temperatura para los termopares ubicados a 5, 6, 7 y 8 mm respecto al centro de la preparación de junta (ver tabla IV.15), los programas elaborados para tal fin se muestran en el Apéndice J. Las Fig. 4.55 a 4.58, presentan la ubicación esquemática de los termopares, su correspondiente perfil de soldadura y los ciclos térmicos de enfriamiento para ambas aleaciones soldadas por AEIM a 50 °C de precalentamiento, el resto de los ciclos térmicos de enfriamiento se pueden observar en el Apéndice K.

En primer término debemos observar que las pendientes de las curvas de enfriamiento experimentales se modifican al incrementarse la temperatura de precalentamiento, es decir que la velocidad de enfriamiento es más lenta cuando el calor aportado por el arco eléctrico y el precalentamiento son más altos, tal y como lo describen Kiara y colaboradores [120], por otra parte, las temperaturas pico medidas para los termopares ubicados dentro de la zona fundida se encuentran por encima de la temperatura de fusión tanto de los materiales base como del material de aporte. Un factor importante sobre los valores de medición de temperatura fuera de la zona de fusión son los perfiles de soldadura, ya que para una determinada posición que originalmente se encuentra más cercana a la línea central de la fuente de calor en donde la temperatura debería ser mayor con respecto a una posición más alejada, probablemente no lo sea debido a la geometría de la isoterma del límite de fusión [121] (ver 2014-T6 a 50 °C y 100 °C).

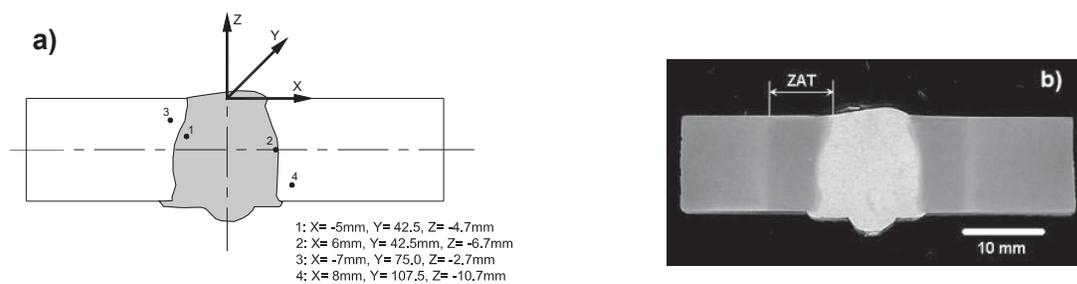


Figura 4.55. Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 2014-T6 a 50 °C.

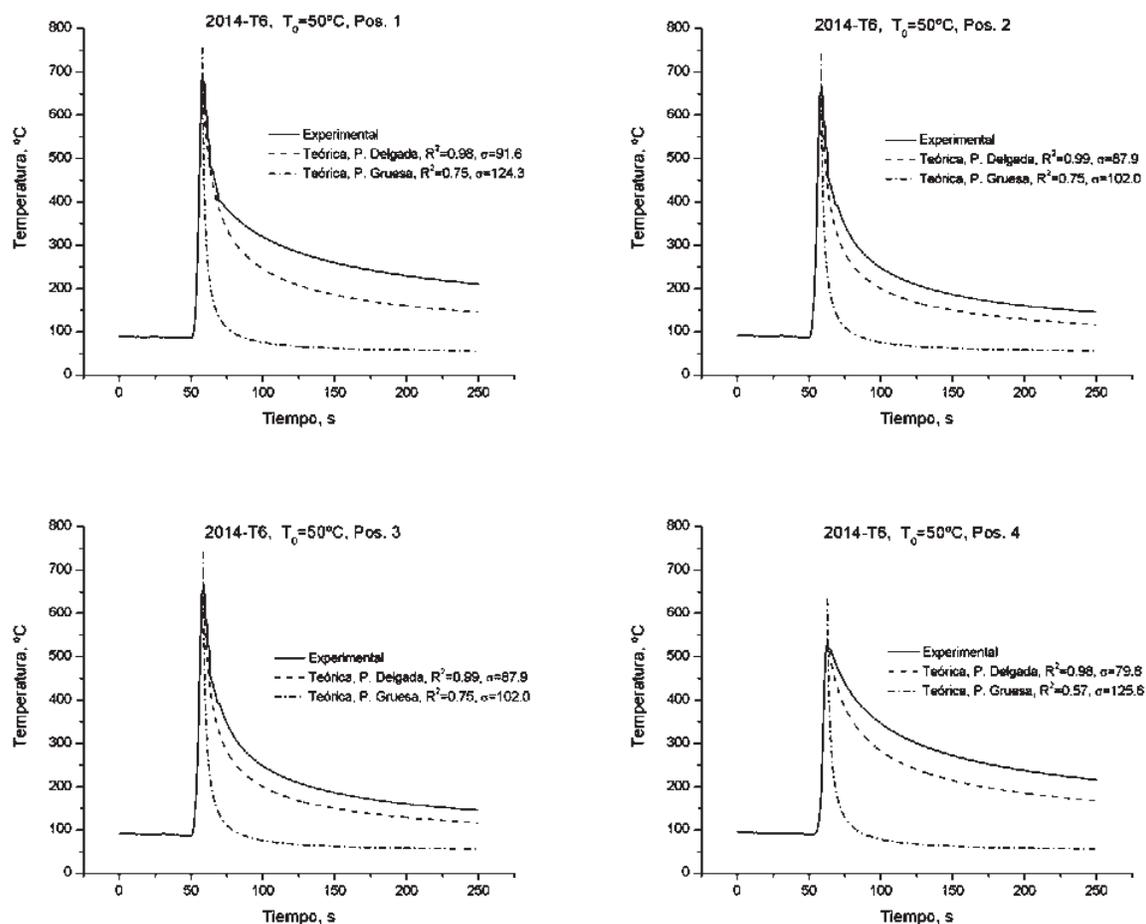


Figura 4.56. Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 2014-T6 a 50 °C.

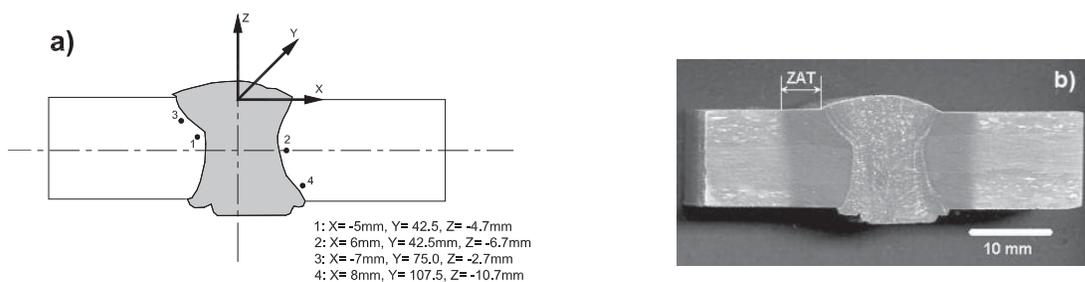


Figura 4.57. Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 6061-T6 a 50 °C.

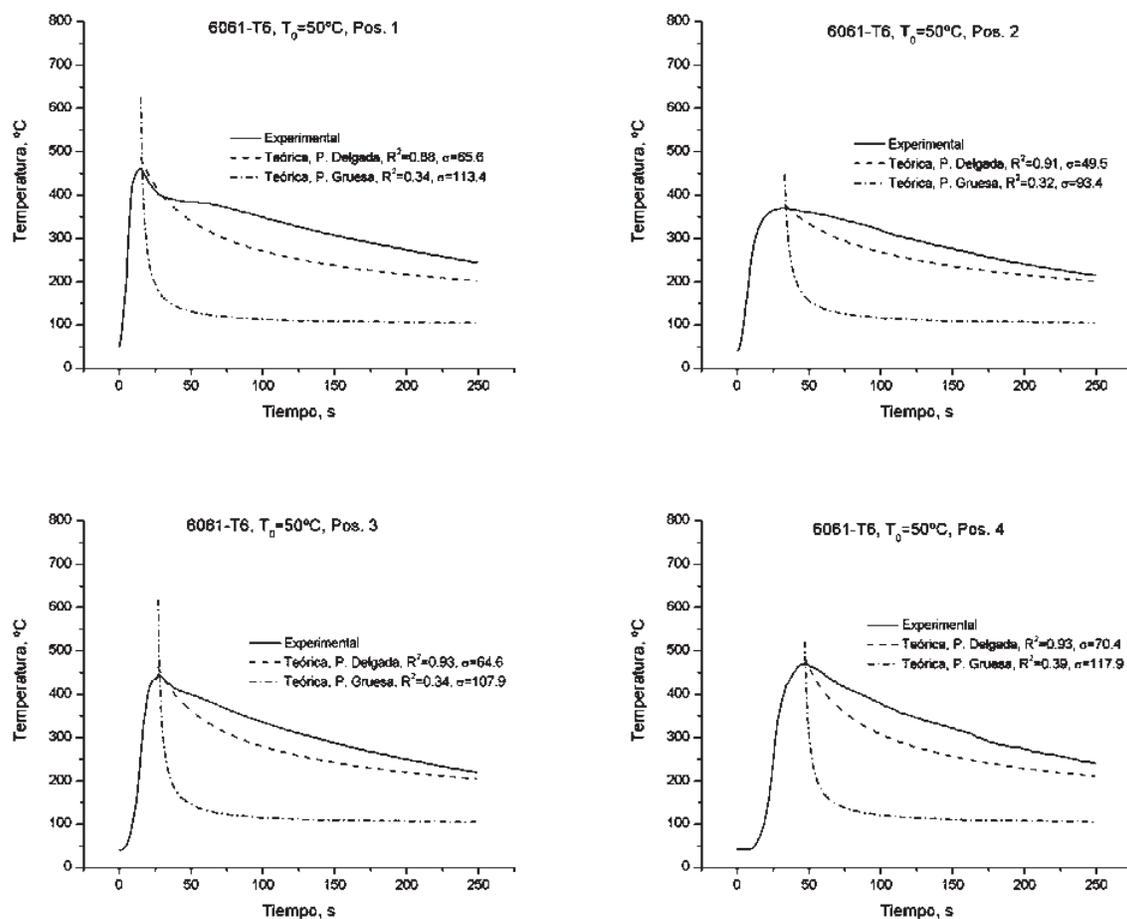


Figura 4.58. Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 6061-T6 a 50 °C.

Los ciclos de enfriamiento mostrados en las figuras anteriores reflejan que la solución por placa delgada presenta una buena aproximación con respecto a las curvas experimentales, no obstante, la solución teórica para la distribución de temperatura por placa gruesa dista mucho de tener una aproximación con las mediciones experimentales, este comportamiento se abordó a partir del coeficiente de correlación y la desviación estándar entre ambas soluciones, los resultados se encuentran en los gráficos correspondientes. Existe un coeficiente de correlación positivo entre las soluciones teóricas (placa gruesa y delgada) y las mediciones experimentales, sin embargo éste es mucho mayor entre la solución por placa delgada y las mediciones experimentales, así como una desviación estándar menor. Lo cual significa que el modelo por placa gruesa no es viable para determinar una aproximación adecuada de la distribución de temperatura en soldadura por AEIM. Por otra parte, las consideraciones iniciales en la solución para la distribución de temperatura en placa gruesa y placa delgada, tales como: propiedades térmicas constantes, pérdida de calor por convección y radiación despreciable, ancho de placa infinito y longitud de cordón de soldadura suficientemente grande, se ponen de manifiesto en las aproximaciones realizadas con las curvas experimentales, aunque estas soluciones han sido aceptadas por la literatura como una buena aproximación con los resultados teóricos [122].

La pobre aproximación de la solución para placas gruesas con respecto a los resultados de las curvas experimentales en soldadura por AEIM, está fundamentada en que la distribución de temperatura se presenta en tres dimensiones debido a la aplicación de un punto fuente de calor que genera la fusión parcial del material a soldar, y por consecuencia, el área de transferencia de calor por conducción es mayor, ocasionando un incremento en la velocidad de enfriamiento (observar curvas para placa gruesa), en cambio, la consideración de la aplicación de una línea fuente de calor constante que funde la totalidad de la sección transversal en una placa delgada, da como resultado que la velocidad de enfriamiento sea más lenta debido a la disminución del área de transferencia de calor por conducción y por lo tanto, se tiene un flujo en dos dimensiones [123]. Estos efectos pueden observarse en la representación esquemática de la Fig. 4.42.

Un punto importante en relación con las temperaturas alcanzadas para las ubicaciones fuera de la zona de fusión, es decir en la ZAT para la soldadura de la aleación 2014-T6, es

que éstas se encuentran en un rango de 450 a 550 °C, las cuales se ubican por encima de la línea de solvus de formación de precipitados del tipo  $\theta'$  [88].

Por otro lado, las curvas de enfriamiento en la ZAT en la aleación 6061-T6 tienen un comportamiento aparentemente similar con la aleación 2014-T6, sin embargo es complicado hacer un análisis comparativo más a fondo debido a que las ubicaciones para las mediciones de temperatura no son exactamente las mismas con respecto al límite de fusión del perfil de soldadura, aspecto que ocasiona mediciones de temperatura diferentes. Sin embargo, los termopares ubicados en la zona de fusión registraron temperaturas similares a las medidas en la soldadura de la aleación 2014-T6 (alrededor de 700 °C), fundamentalmente por que las condiciones de soldadura son muy similares y el material de aporte es el mismo. Además, las temperaturas en la ZAT se encuentran en un rango aproximado de 380 a 580 °C, el cual es más grande que para la aleación 2014-T6, promoviéndose la zona sobrevejecida o blanda, característica en soldadura de aleaciones de aluminio tratadas térmicamente por dispersión, lo que ocasiona disminución de las propiedades mecánicas [5, 6].

#### 4.8.6. Secciones Isotérmicas en Soldadura por AEIM.

Debido a las limitaciones en las ecuaciones de Rosenthal derivadas de las suposiciones iniciales para la solución de la distribución de temperatura en estado pseudo-estable para placas delgadas, es necesario presentar la solución en forma de relaciones adimensionales, las cuales simplifican el tratado analítico, además de que la información puede ser presentada en forma grafica y explícita, tal y como se representa esquemáticamente en la Fig. 4.59.

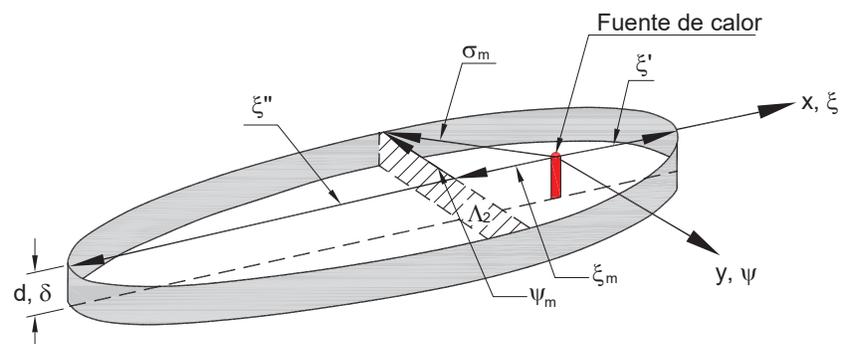


Figura 4.59. Representación esquemática de las secciones isotérmicas en soldadura.

Las relaciones adimensionales para el parámetro de operación  $n$ , de temperatura  $\theta$  y el de espesor de placa  $\delta$ , se definieron previamente, mientras que las coordenadas adimensionales son las siguientes:

- Coordenada adimensional en  $x$ ,  $\xi$ :

$$\xi = \frac{vx}{2\alpha} \quad (4.45)$$

- Coordenada adimensional en  $y$ ,  $\psi$ :

$$\psi = \frac{vy}{2\alpha} \quad (4.46)$$

- Vector adimensional de radio,  $\sigma$ :

$$\sigma = \frac{vr}{2\alpha} \quad (4.47)$$

A través de la sustitución de los números adimensionales planteados anteriormente en la solución para la distribución de temperatura para placas delgadas, propuesta por Rosenthal (ecuación 4.39), se puede encontrar una relación para la distribución de temperatura en estado pseudo-estable (ecuación 4.48), para la soldadura de placas delgadas, en función del parámetro  $\theta\delta/n$ .

$$\frac{\theta_p\delta}{n} = \exp(-\xi)K_0(\sigma) \quad (4.48)$$

La información proporcionada por la ecuación arroja resultados muy importantes a cerca de las geometrías para las secciones isotérmicas de la pileta líquida de soldadura, además de que estas no se ven afectadas por la velocidad de soldadura ya que tanto  $\delta$  y  $n$  son proporcionales a  $v$ .

El ancho máximo de las isotermas es obtenido por medio de la derivada con respecto al desplazamiento de la fuente de calor e igualando a cero, es decir:

$$\frac{\partial}{\partial \xi} \left( \frac{\theta_p\delta}{n} \right) = 0 \quad (4.49)$$

Además, por medio de la ayuda del gráfico de la Fig. 4.60-a, sabemos que la función de Bessel modificada de segundo tipo y orden cero  $K_1$  es la derivada con respecto de  $u$ , por lo tanto:

$$\frac{\partial}{\partial u} K_0(u) = -K_1(u) \quad (4.50)$$

Sabiendo que  $u = vr / 2\alpha$  y tomando en consideración a la representación de las secciones isotérmicas de la Fig. 4.59, aplicando la regla de la cadena y derivando a la ecuación 4.48, obtenemos la siguiente expresión:

$$\frac{\partial}{\partial \xi} \left( \frac{\theta_p \delta}{n} \right) = \frac{\partial}{\partial \sigma} \left( \frac{\theta_p \delta}{n} \right) \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial \xi} = -\exp(-\xi_m) \left[ K_0(\sigma) + \frac{\xi_m}{\sigma_m} K_1(\sigma_m) \right] = 0 \quad (4.51)$$

Por lo tanto, el ancho máximo de las secciones isotérmicas esta dado por la siguiente relación:

$$\xi_m = -\sigma_m \frac{K_0(\sigma_m)}{K_1(\sigma_m)} \quad (4.52)$$

Entonces es posible encontrar una relación matemática que represente a la distribución de temperatura en estado pseudo-estable por medio de la sustitución de la expresión anterior en la ecuación 4.48, por tanto:

$$\frac{\theta_p \delta}{n} = \exp \left[ \frac{\sigma_m K_0(\sigma_m)}{K_1(\sigma_m)} \right] K_0(\sigma_m) \quad (4.53)$$

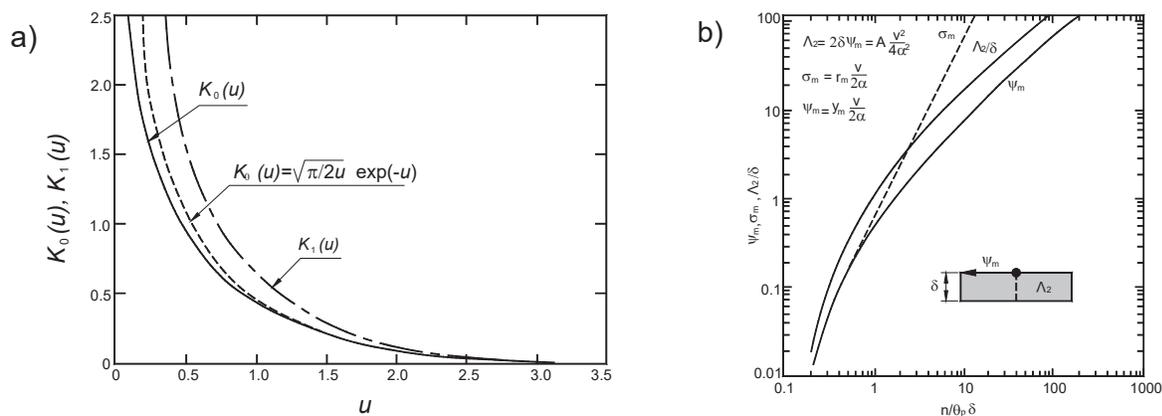


Figura 4.60. a) Representación grafica de las funciones de Bessel [124] y b) distancias adimensionales.

La expresión para la coordenada adimensional en  $y$ ,  $\psi$  esta determinada por medio de la aplicación del teorema de Pitágoras al triangulo rectángulo formado por  $\xi_m$ ,  $\sigma_m$  y  $\psi_m$  en la Fig. 4.59, por lo tanto:

$$\psi_m = \sqrt{(\sigma_m)^2 - (\xi_m)^2} \quad (4.54)$$

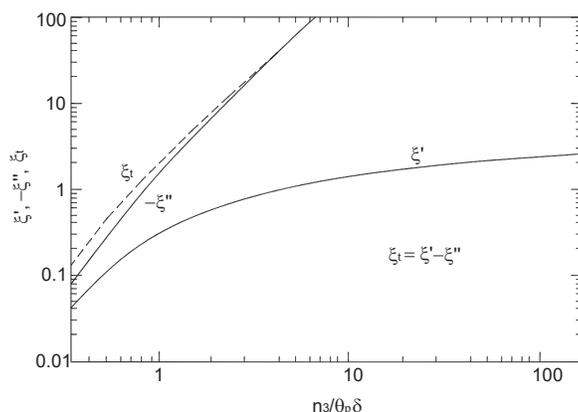


Figura 4.61. Distancias adimensionales con respecto de la fuente de calor para  $\xi'$  y  $\xi''$ .

También es posible determinar el área transversal de la sección isotérmica por medio del espesor de la isoterma representada en la Fig. 4.59 y el doble producto del máximo ancho de la coordenada adimensional en  $y$ ,  $\psi_m$ :

$$\Lambda_2 = 2\delta\psi_m = A \frac{V^2}{4\alpha^2} \quad (4.55)$$

La representación grafica de las ecuaciones 4.53, 4.54 y 4.55 se presenta en el grafico de la Fig. 4.60-b.

Haciendo referencia nuevamente a la representación esquemática de las secciones isotérmicas de la Fig. 4.59, podemos determinar la longitud de ellas, a través de la sustitución de  $\sigma = \pm\xi$  en la ecuación 4.48, por lo tanto:

$$\xi' = \ln\left(\frac{nK_0(\xi')}{\theta_p\delta}\right), \quad \xi' > 0 \quad (4.56)$$

$$\xi'' = \ln\left(\frac{nK_0(-\xi'')}{\theta_p \delta}\right), \quad \xi'' < 0 \quad (4.57)$$

Donde  $\xi'$  y  $\xi''$  son las distancias adimensionales hacia el frente y parte trasera a partir de la fuente de calor, respectivamente. La representación gráfica de las ecuaciones anteriores se muestra en la Fig. 4.61.

Tomando como fundamento la representación gráfica de la Fig. 4.59 y aplicando las relaciones matemáticas definidas previamente, se determinaron las coordenadas para cuatro posiciones características y se trazaron las secciones isotérmicas a diferentes temperaturas, partiendo de un mínimo de 400 °C, hasta un máximo de 1300 °C. Los resultados de los parámetros adimensionales que determinan las dimensiones de las secciones isotérmicas para las condiciones de soldadura por AEIM se presentan en la Tabla IV.17.

Tabla IV.17. Parámetros adimensionales para encontrar x e y.

| $T$<br>(°C) | $T_0$<br>(°C) | $\theta_p$ | $n/\theta_p \delta$<br>$\times 10^3$ | $\xi'$<br>$\times 10^3$ | $-\xi''$<br>$\times 10^3$ | $\psi_m$<br>$\times 10^3$ | $\sigma_m$<br>$\times 10^3$ | $-\xi_m$<br>$\times 10^3$ |
|-------------|---------------|------------|--------------------------------------|-------------------------|---------------------------|---------------------------|-----------------------------|---------------------------|
| 2014-T6     |               |            |                                      |                         |                           |                           |                             |                           |
| 400         | 50            | 0.600      | 787.8                                | 223.4                   | 859.1                     | 380.0                     | 442.9                       | 227.5                     |
|             | 100           | 0.5639     | 838.2                                | 249.6                   | 1000.0                    | 411.3                     | 491.7                       | 269.4                     |
|             | 150           | 0.5186     | 926.1                                | 283.6                   | 1375.3                    | 467.7                     | 573.4                       | 331.7                     |
| 450         | 50            | 0.6872     | 687.8                                | 184.9                   | 600.0                     | 306.0                     | 337.2                       | 141.6                     |
|             | 100           | 0.6578     | 718.6                                | 193.4                   | 670.8                     | 331.9                     | 368.0                       | 158.9                     |
|             | 150           | 0.6224     | 771.6                                | 215.6                   | 814.4                     | 369.8                     | 422.4                       | 204.1                     |
| $T_f=632$   | 50            | 1.0        | 472.7                                | 100.0                   | 231.4                     | 150.0                     | 150.0                       | 0.0                       |
|             | 100           | 1.0        | 480.8                                | 100.0                   | 247.7                     | 155.7                     | 155.7                       | 0.0                       |
|             | 150           | 1.0        | 480.3                                | 100.0                   | 243.3                     | 155.3                     | 155.3                       | 0.0                       |
| 800         | 50            | 1.2886     | 366.8                                | 66.26                   | 148.4                     | 83.61                     | 83.61                       | 0.0                       |
|             | 100           | 1.3157     | 480.8                                | 66.21                   | 148.3                     | 72.88                     | 72.88                       | 0.0                       |
|             | 150           | 1.3485     | 356.1                                | 65.41                   | 146.3                     | 68.27                     | 68.27                       | 0.0                       |
| 1000        | 50            | 1.6323     | 289.5                                | 60.00                   | 131.6                     | 38.43                     | 38.43                       | 0.0                       |
|             | 100           | 1.6917     | 284.2                                | 59.28                   | 130.6                     | 36.74                     | 36.74                       | 0.0                       |
|             | 150           | 1.7634     | 272.3                                | 58.85                   | 129.1                     | 31.79                     | 31.79                       | 0.0                       |
| 1300        | 50            | 2.1477     | 220.0                                | 55.25                   | 116.6                     | 16.32                     | 16.32                       | 0.0                       |
|             | 100           | 2.2556     | 213.1                                | 54.82                   | 115.5                     | 14.73                     | 14.73                       | 0.0                       |

|                     |     |        |       |         |        |       |       |       |
|---------------------|-----|--------|-------|---------|--------|-------|-------|-------|
|                     | 150 | 2.3858 | 201.3 | 54.08   | 112.5  | 14.61 | 14.61 | 0.0   |
|                     |     |        |       | 6061-T6 |        |       |       |       |
|                     | 50  | 0.5912 | 796.5 | 227.6   | 883.1  | 387.6 | 454.0 | 236.3 |
| 400                 | 100 | 0.5535 | 843.7 | 250.0   | 1000.0 | 416.7 | 500.0 | 276.3 |
|                     | 150 | 0.5081 | 950.4 | 291.0   | 1448.4 | 481.7 | 600.0 | 357.7 |
|                     | 50  | 0.6756 | 697.0 | 187.4   | 615.7  | 315.1 | 347.7 | 147.0 |
| 450                 | 100 | 0.6457 | 723.2 | 194.7   | 682.6  | 334.8 | 371.6 | 161.2 |
|                     | 150 | 0.6097 | 792.0 | 225.4   | 870.7  | 384.4 | 448.3 | 230.6 |
|                     | 50  | 1.0    | 470.9 | 93.79   | 228.3  | 148.4 | 148.4 | 0.0   |
| T <sub>f</sub> =642 | 100 | 1.0    | 467.0 | 94.72   | 222.4  | 145.6 | 145.6 | 0.0   |
|                     | 150 | 1.0    | 482.9 | 100.0   | 247.5  | 157.2 | 157.2 | 0.0   |
|                     | 50  | 1.2668 | 371.7 | 66.78   | 149.7  | 76.18 | 76.18 | 0.0   |
| 800                 | 100 | 1.2915 | 361.6 | 65.88   | 147.5  | 71.00 | 71.00 | 0.0   |
|                     | 150 | 1.3211 | 365.5 | 66.23   | 148.4  | 72.93 | 72.93 | 0.0   |
|                     | 50  | 1.6047 | 293.4 | 60.00   | 132.6  | 40.00 | 40.00 | 0.0   |
| 1000                | 100 | 1.66   | 281.3 | 59.10   | 130.0  | 35.53 | 35.53 | 0.0   |
|                     | 150 | 1.72   | 280.7 | 59.06   | 129.8  | 25.29 | 25.29 | 0.0   |
|                     | 50  | 2.11   | 223.1 | 54.78   | 117.3  | 16.45 | 16.45 | 0.0   |
| 1300                | 100 | 2.214  | 210.9 | 54.68   | 114.6  | 14.79 | 14.79 | 0.0   |
|                     | 150 | 2.3373 | 206.6 | 54.41   | 113.6  | 14.28 | 14.28 | 0.0   |

Similarmente, se calcularon los puntos de intersección de las secciones isotérmicas, aplicando la expresión 48, en este caso  $\xi = 0$  y  $\sigma = \psi$ , por lo tanto la ecuación se reduce a:

$$\frac{\theta_p \delta}{n} = K_0(\psi) \quad (4.58)$$

La Tabla IV.18 muestra los resultados para el radio,  $r_m$  con respecto a  $\sigma_m$ , los valores para la función de Bessel,  $K_0$ , así como la coordenada adimensional de intersección  $\psi$ .

Tabla IV.18. Valores de  $r_m$ ,  $K_o$  y  $\psi$ .

| $T$<br>(°C) | $T_o$<br>(°C) | $r_m$<br>(mm) | $K_o$ | $\psi$<br>$\times 10^3$ | $T$<br>(°C) | $T_o$<br>(°C) | $r_m$<br>(mm) | $K_o$ | $\psi$<br>$\times 10^3$ |
|-------------|---------------|---------------|-------|-------------------------|-------------|---------------|---------------|-------|-------------------------|
| 2014-T6     |               |               |       |                         | 6061-T6     |               |               |       |                         |
| 400         | 50            | 18.2          | 2.73  | 464.9                   | 400         | 50            | 18.7          | 2.60  | 484.1                   |
|             | 100           | 20.3          | 2.21  | 583.1                   |             | 100           | 21.2          | 2.15  | 551.2                   |
|             | 150           | 24            | 2.66  | 408.1                   |             | 150           | 25.6          | 1.48  | 710.0                   |
| 450         | 50            | 13.86         | 4.56  | 318.8                   | 450         | 50            | 14.3          | 4.31  | 332.4                   |
|             | 100           | 15.2          | 3.87  | 340.0                   |             | 100           | 15.7          | 3.82  | 362.2                   |
|             | 150           | 17.6          | 3.00  | 432.0                   |             | 150           | 19.1          | 2.68  | 470.7                   |
| $T_f=632$   | 50            | -             | -     | 0.0                     | $T_f=642$   | 50            | -             | -     | 0.0                     |
|             | 100           | -             | -     | 0.0                     |             | 100           | -             | -     | 0.0                     |
|             | 150           | -             | -     | 0.0                     |             | 150           | -             | -     | 0.0                     |
| 800         | 50            | -             | -     | 0.0                     | 800         | 50            | -             | -     | 0.0                     |
|             | 100           | -             | -     | 0.0                     |             | 100           | -             | -     | 0.0                     |
|             | 150           | -             | -     | 0.0                     |             | 150           | -             | -     | 0.0                     |
| 1000        | 50            | -             | -     | 0.0                     | 1000        | 50            | -             | -     | 0.0                     |
|             | 100           | -             | -     | 0.0                     |             | 100           | -             | -     | 0.0                     |
|             | 150           | -             | -     | 0.0                     |             | 150           | -             | -     | 0.0                     |
| 1300        | 50            | -             | -     | 0.0                     | 1300        | 50            | -             | -     | 0.0                     |
|             | 100           | -             | -     | 0.0                     |             | 100           | -             | -     | 0.0                     |
|             | 150           | -             | -     | 0.0                     |             | 150           | -             | -     | 0.0                     |

Finalmente, los puntos de intersección se calcularon por medio de las ecuaciones 4.45 y 4.46. Los resultados se presentan en la Tabla IV.19.

Tabla IV.19. Puntos de intersección para las secciones isotérmicas.

| $T$ (°C) | $T_0$ (°C) | 2014-T6  |          |          |          |          | 6061-T6  |          |          |          |          |
|----------|------------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|
|          |            | $x$ (mm) |          |          | $y$ (mm) |          | $x$ (mm) |          |          | $y$ (mm) |          |
|          |            | $\xi'$   | $-\xi''$ | $-\xi_m$ | $\psi$   | $\psi_m$ | $\xi'$   | $-\xi''$ | $-\xi_m$ | $\psi$   | $\psi_m$ |
| 400      | 50         | 9.2      | 35.3     | 9.4      | 19.1     | 15.6     | 9.3      | 36.3     | 9.7      | 19.9     | 15.9     |
|          | 100        | 10.3     | 41.2     | 11.2     | 22.2     | 16.9     | 10.6     | 42.4     | 11.7     | 23.4     | 17.7     |
|          | 150        | 11.8     | 57.3     | 13.8     | 17.0     | 19.5     | 12.4     | 61.9     | 15.3     | 20.6     | 30.3     |
| 450      | 50         | 7.6      | 24.7     | 5.8      | 13.1     | 12.6     | 7.7      | 25.3     | 6.0      | 13.7     | 12.9     |
|          | 100        | 8.0      | 27.7     | 6.5      | 14.0     | 13.7     | 8.2      | 26.8     | 6.8      | 15.3     | 14.2     |
|          | 150        | 11.8     | 57.3     | 13.8     | 17       | 19.5     | 9.6      | 37.2     | 9.8      | 20.1     | 16.4     |
| $T_f^*$  | 50         | 4.1      | 9.5      | 0        | 0        | 6.2      | 3.9      | 9.4      | 0        | 0        | 6.1      |
|          | 100        | 4.1      | 10.2     | 0        | 0        | 6.4      | 4.0      | 9.4      | 0        | 0        | 6.2      |
|          | 150        | 4.2      | 10.1     | 0        | 0        | 6.5      | 4.3      | 6.7      | 0        | 0        | 6.7      |
| 800      | 50         | 2.7      | 6.1      | 0        | 0        | 3.4      | 2.7      | 6.1      | 0        | 0        | 3.1      |
|          | 100        | 2.7      | 6.1      | 0        | 0        | 3.0      | 2.8      | 6.2      | 0        | 0        | 3.0      |
|          | 150        | 2.7      | 6.1      | 0        | 0        | 2.8      | 2.8      | 6.6      | 0        | 0        | 3.1      |
| 1000     | 50         | 2.5      | 5.4      | 0        | 0        | 1.6      | 2.5      | 5.4      | 0        | 0        | 1.6      |
|          | 100        | 2.4      | 5.4      | 0        | 0        | 1.5      | 2.5      | 5.5      | 0        | 0        | 1.5      |
|          | 150        | 2.5      | 5.4      | 0        | 0        | 1.3      | 2.6      | 5.7      | 0        | 0        | 1.1      |
| 1300     | 50         | 2.3      | 4.8      | 0        | 0        | 0.7      | 2.2      | 4.8      | 0        | 0        | 0.7      |
|          | 100        | 2.3      | 4.8      | 0        | 0        | 0.6      | 2.3      | 4.8      | 0        | 0        | 0.6      |
|          | 150        | 2.2      | 4.7      | 0        | 0        | 0.6      | 2.4      | 5.0      | 0        | 0        | 0.6      |

\* Temperatura de fusión para 2014-T6 (632 °C) y 6061-T6 (642 °C).

Las Figs. 4.62 y 4.63, presentan los trazos de las secciones isotérmicas para la soldadura por AEIM de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6 precalentadas a 50 °C, así como su respectiva correlación con el perfil de soldadura. Las secciones isotérmicas complementarias, pueden observarse en el Apéndice L.

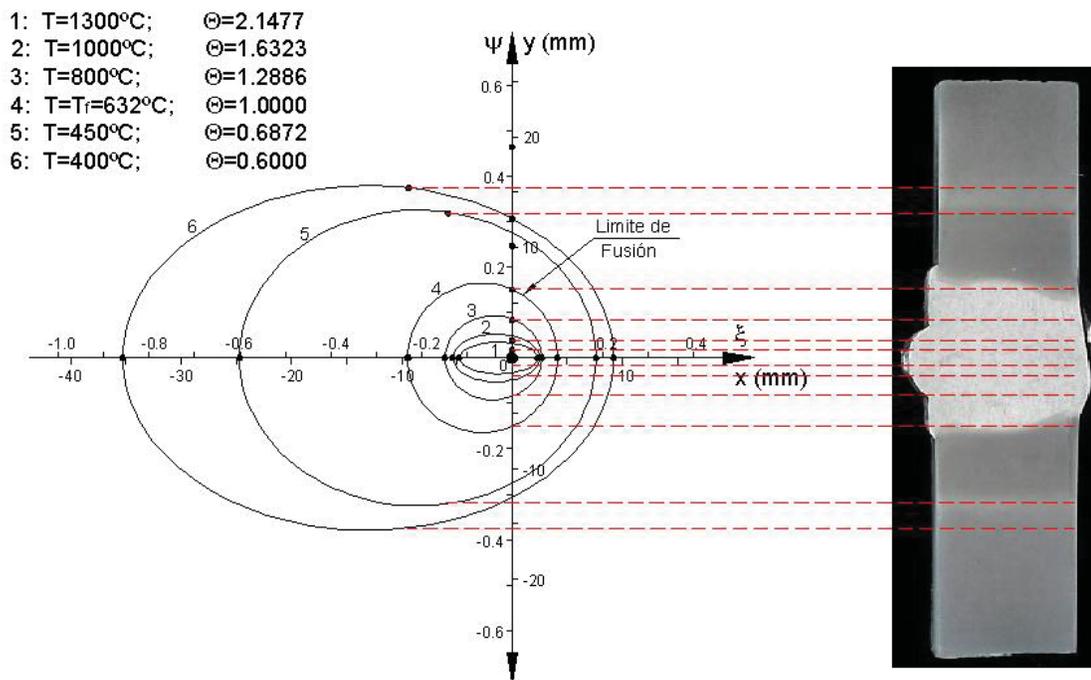


Figura 4.62. Secciones isotérmicas para 2014-T6 por AEIM precalentada a 50 °C.

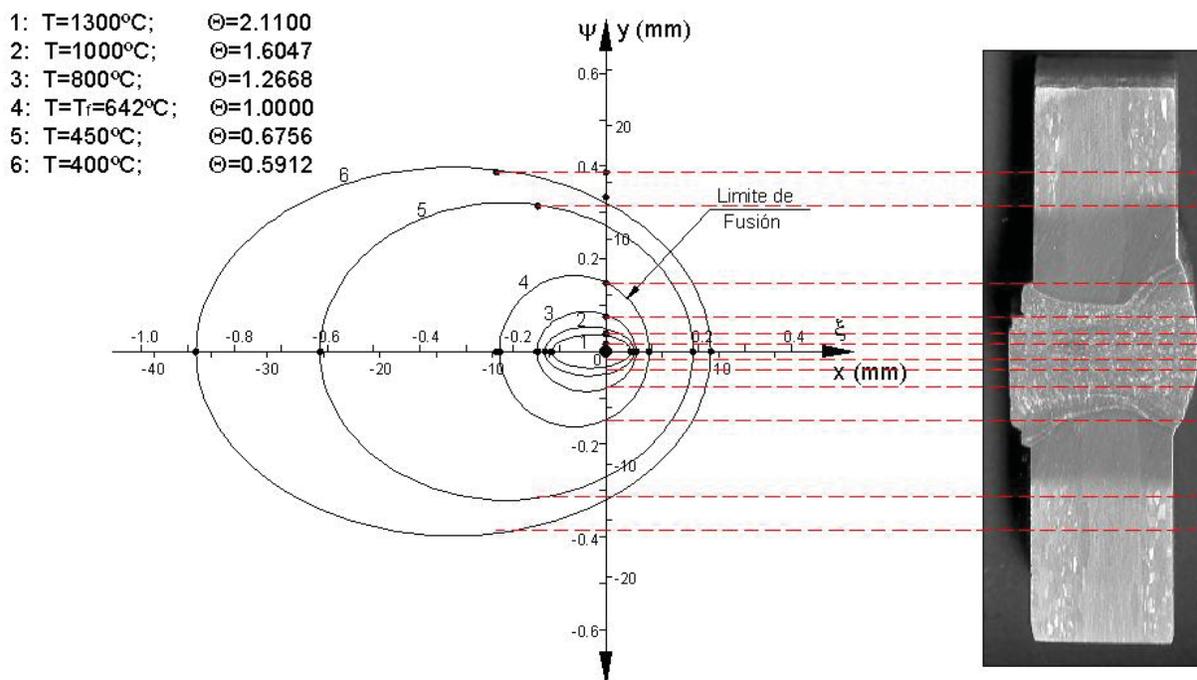


Figura 4.63. Secciones isotérmicas para 6061-T6 por AEIM precalentada a 50 °C.

Es evidente que para todas las condiciones de soldadura existe una buena aproximación de las isothermas del límite de fusión teórico (isoterma a la temperatura de fusión) con el perfil de soldadura real, así como de la ZAT, sin embargo, los perfiles irregulares obtenidos después de las uniones son un factor muy importante ya que la teoría para el cálculo de las dimensiones isotérmicas considera que estas tendrán una forma geométrica definida, aspecto que en términos reales no se cumple ya que estas dependen precisamente de la geometría del charco de soldadura [125].

Como se puede observar, las temperaturas de las isothermas que se encuentran más al centro de la zona de fusión son más altas, si se pone especial atención sobre la región en la cual se encuentra la isoterma de mayor temperatura, podemos observar que existe una buena aproximación con el pico de temperatura máximo medido del ciclo de térmico de la Fig. 4.47-a, en donde se desarrolló un pico de temperatura máximo cercano a los 1200 °C.

Por otra parte, las isothermas de baja temperatura tienen un comportamiento similar en ambas aleaciones. Observando la sección isotérmica que se encuentra a 400 °C, podemos ver que se ubica aproximadamente al final de la ZAT, mientras que para la isoterma de 450 °C siempre se ubican dentro de la ZAT, este aspecto tiene un efecto importante sobre el comportamiento de las propiedades mecánicas finales de las aleaciones soldadas ya que se ha observado que después del proceso de soldadura por fusión de aleaciones de aluminio tratadas térmicamente por envejecido, la resistencia a la tensión disminuye drásticamente en una zona blanda y es ahí donde se presentan las fracturas debido a que se alcanzan picos de temperatura alta [5-8, 98, 126, 127], estos picos son referidos a las temperaturas de envejecimiento de la aleación en consideración.

En cuanto a los perfiles de soldadura obtenidos por AEIM, es importante destacar aspectos relacionados con los principales mecanismos del flujo de fluido en un charco de soldadura. Estos mecanismos se basan principalmente en la formación de una fuerza boyante, fuerzas de Lorentz o electromagnéticas, fuerzas de tensión superficial y fuerzas de corte debido al arco eléctrico [96, 128]. Dentro de esta clasificación de fuerzas, las más importantes desde el punto de vista de capacidad de fusión y penetración de material son las fuerzas boyantes y las electromagnéticas de acuerdo con el diagrama esquemático de la Fig. 4.64.

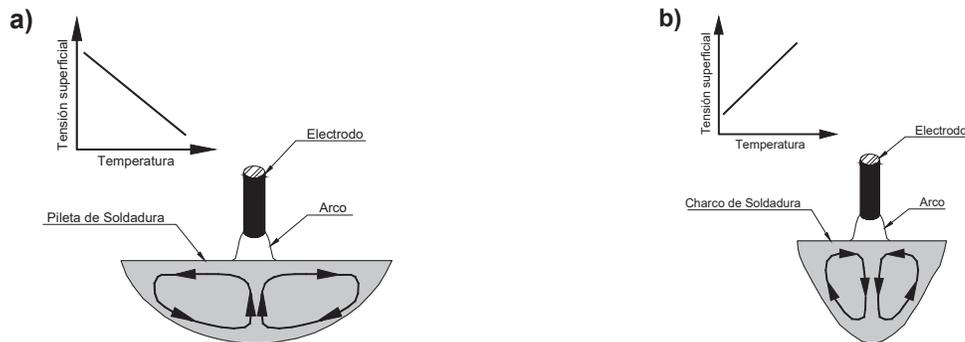


Figura 4.64. Principales mecanismos de flujo de fluido en soldadura, a) fuerza boyante y b) fuerza electromagnética.

Las fuerzas boyantes promueven la formación de una pileta de soldadura poco profunda y ancha debido a que el material caliente es transportado a la superficie y el frío hacia la parte inferior. Sin embargo en el caso de las fuerzas electromagnéticas el efecto es contrario ya que la fuerza inducida por el arco eléctrico tiende a empujar al metal líquido en la parte central de la pileta de soldadura hacia la raíz de la misma, este efecto ocasiona que la pileta de soldadura sea más profunda y angosta, tal como se puede ver en la Fig. 4.64-b [96].

Este efecto de empujar el metal líquido hacia la parte inferior por las fuerzas electromagnéticas es bien aprovechado por la técnica de soldadura por AEIM, que a diferencia de la forma convencional de aplicación de soldadura en donde el arco eléctrico se establece por el contacto directo del material de aporte con las piezas de trabajo [129], en la técnica por AEIM el arco eléctrico se establece en la parte superior de la preparación de junta, debido a una ligera pestaña en cada una de las placas a unir, estas pestañas mantienen una pequeña separación entre sí generando una apertura [130]. De tal manera que una vez establecido el arco eléctrico en la parte superior, el metal líquido llega al fondo llenando el espacio vacío de la junta por efecto de las fuerzas de gravedad y electromagnética mientras que son fundidas las paredes laterales de la junta debido a la alta temperatura de suministro del metal líquido, ver Fig. 4.47-a. El efecto de las fuerzas electromagnéticas se puede ver claramente sobre los perfiles de soldadura obtenidos para las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6, en donde la geometría de tales perfiles tiende a ser más recta conforme se incrementa la temperatura de precalentamiento (ver soldadura a 150 °C,

(Apéndice K), mientras que a temperaturas de precalentamiento bajas, los perfiles tienden a ser más curvos en la parte media de la sección transversal del material soldado.

Por otro lado, la geometría del charco de soldadura formado depende de la velocidad de avance de la soldadura, del calor aportado y de las condiciones de enfriamiento, las cuales son influenciadas fundamentalmente por las propiedades térmicas del material base [131], es decir que el parámetro de operación adimensional  $n$  juega un papel muy importante, ya que a valores altos de este parámetro, la geometría del charco de soldadura tiende a ser en forma de gota (generalmente observada en materiales de baja difusividad térmica como aceros inoxidable), sin embargo cuando  $n$  es bajo, la forma geométrica tiende a ser elíptica o esférica y es característica de aleaciones con alta difusividad térmica como aleaciones de aluminio [132] (ver secciones isotérmicas).

#### 4.8.7. Mapas Adimensionales de Temperatura en AEIM.

La información obtenida por la aplicación de las relaciones adimensionales para las condiciones de soldadura en las aleaciones de aluminio 2014-T6 y 6061-T6 por medio de AEIM, se utilizó para la construcción de gráficos en función de los parámetros  $\theta\delta/n$  y  $\xi$  (Fig.4.65), los cuales pueden emplearse para conocer la temperatura específica de un determinado punto con respecto a la fuente de calor.

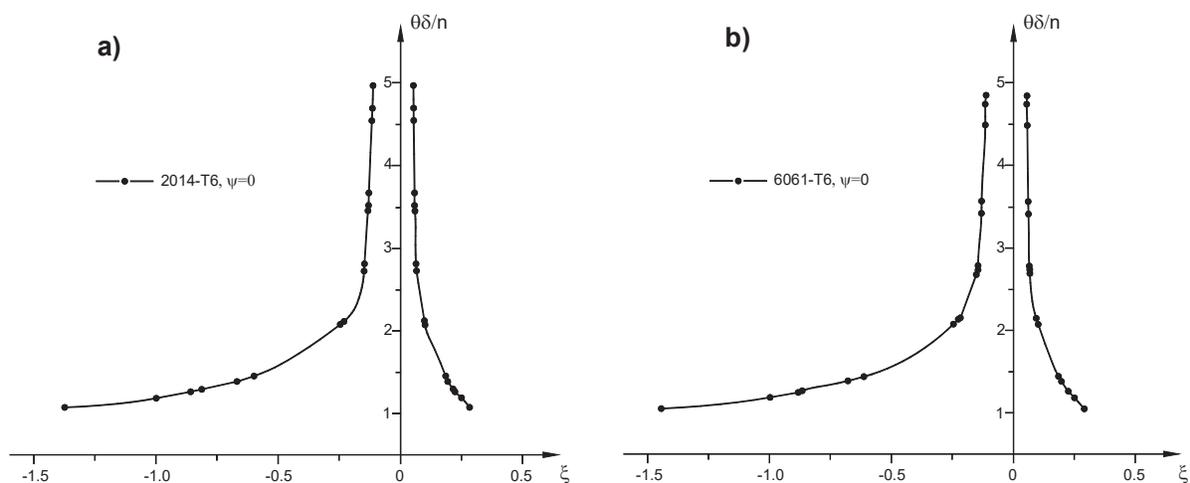


Figura 4.65. Gráficos de temperatura adimensional, a) 2014-T6 y b) 6061-T6.

De tal manera que en función de las condiciones de soldadura aplicadas para la técnica por AEIM, se pueden conocer las temperaturas o distancias de las secciones isotérmicas, por medio de la aplicación de los números adimensionales correspondientes, sin embargo se debe tener especial atención ya que la determinación de estos gráficos o mapas adimensionales son validos para la solución de placas delgadas en soldadura.

Es importante hacer notar que los gráficos presentados en la Fig. 4.65, presentan una característica importante para distancias que se encuentran muy cercanas a la fuente de calor, es decir que cuando  $\xi$  tiende a cero, la temperatura tiende a infinito, y por lo tanto la solución de placas delgadas deducida por D. Rosenthal pierde validez en esta zona, sin embargo, existe literatura especializada sobre el tema [116], aunque por ahora la finalidad no es tratar ese punto en específico.

#### **4.9. Simulación Térmica por Medio de Elemento Finito.**

La Fig. 4.66 y 4.67, presentan los perfiles de soldadura por AEIM de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6, así como los resultados de las secciones isotérmicas obtenidas después del proceso de simulación para la transferencia de calor en estado transiente (1 segundo), la escala es en temperatura absoluta (K).

Las condiciones bajo las cuales se desarrollo la simulación obedecen a un carácter térmico solamente, por lo que los aspectos relacionados con simulación o modelado matemático debido a la turbulencia en la pileta líquida y cambios microestructurales por el proceso de soldadura salen del objetivo principal de este apartado, estos temas pueden consultarse fácilmente en la literatura [39, 52, 61, 62, 64, 65, 133-138].

El objetivo principal de la simulación térmica del proceso de soldadura por AEIM fue el correlacionar el efecto producido por la cantidad de energía aportada por el arco eléctrico sobre las secciones isotérmicas en la interfase de fusión y la ZAT de las uniones. Razón por la cual, la temperatura pico medida en la porción central del metal de aporte mostrada en la Fig. 4.47, se convirtió en una de las condiciones de frontera, es decir que se consideró a esta como la temperatura que produce el calor aportado por el arco, el cual deberá disiparse por conducción de calor a través de la porción líquida y del material base a ser soldado, el resto de las condiciones de borde se establecieron de acuerdo al procedimiento experimental. La

consideración anterior, aunque es válida, no es totalmente verdadera ya que se ha demostrado que la temperatura de suministro de material de aporte en procesos de soldadura por fusión varía de acuerdo con la turbulencia generada por el arco eléctrico y las condiciones bajo las cuales se establece este [57, 139]. Sin embargo, el desarrollo de un sistema matemático que considere a todas las variables en el proceso de soldadura por AEIM, implica una inversión de tiempo y esfuerzo considerable por lo que este punto quedará pendiente para un trabajo a futuro.

Un análisis de las secciones isotérmicas para los perfiles de soldadura en ambas aleaciones, revela que las temperaturas alcanzadas después de que la fuente de calor viaja una distancia de 3.6 mm, es decir un segundo, la interfase sólido-líquido se encuentra en valores muy cercanos a la temperatura de fusión de las aleaciones o inclusive por encima de estas, lo cual hace suponer que las condiciones de borde establecidas son correctas ya que existe una buena aproximación con el límite de fusión real.

Por otra parte, se debe observar que la conducción de calor a través del material base produce una serie de secciones isotérmicas que se van incrementando en tamaño y en magnitud conforme se eleva la temperatura de precalentamiento. En este sentido es importante correlacionar las dimensiones de la ZAT real con las secciones isotérmicas obtenidas en la simulación, ya que las temperaturas alcanzadas para el ancho máximo de la ZAT en la soldadura de ambas aleaciones se encuentran en un rango que está por encima de la temperatura de precipitación de 160 °C (483 K). Estos rangos de temperaturas son importantes desde el punto de vista de propiedades mecánicas de las uniones debido a que el endurecimiento en las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6 se presenta por un fenómeno de precipitación, tal y como se describe en el apartado correspondiente al tratamiento térmico. Por lo tanto, al realizar soldaduras en este tipo de aleaciones debe considerarse el efecto térmico ya que al existir picos de temperatura por encima de la de precipitación se promoverá el crecimiento de precipitados que provocarán la incoherencia de estos con la fase matriz y degeneran las propiedades mecánicas de las juntas soldadas [5, 6, 62, 140], especialmente en la soldadura de la aleación 6061-T6, en donde las fracturas después del ensayo de tensión se presentan cercanas a la ZAT.

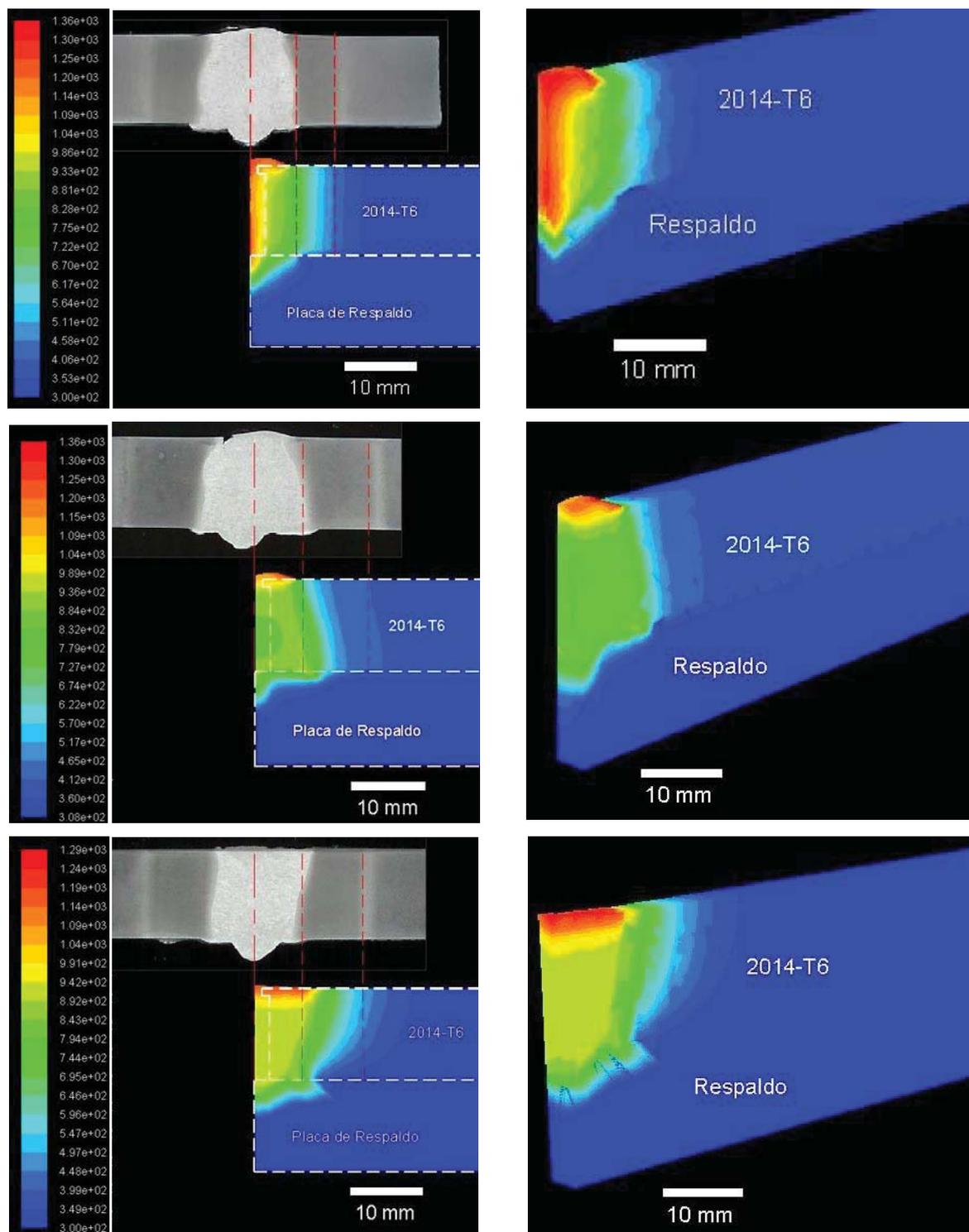


Figura 4.66. Resultados de la simulación térmica para la soldadura por AEIM de la aleación 2014-T6.

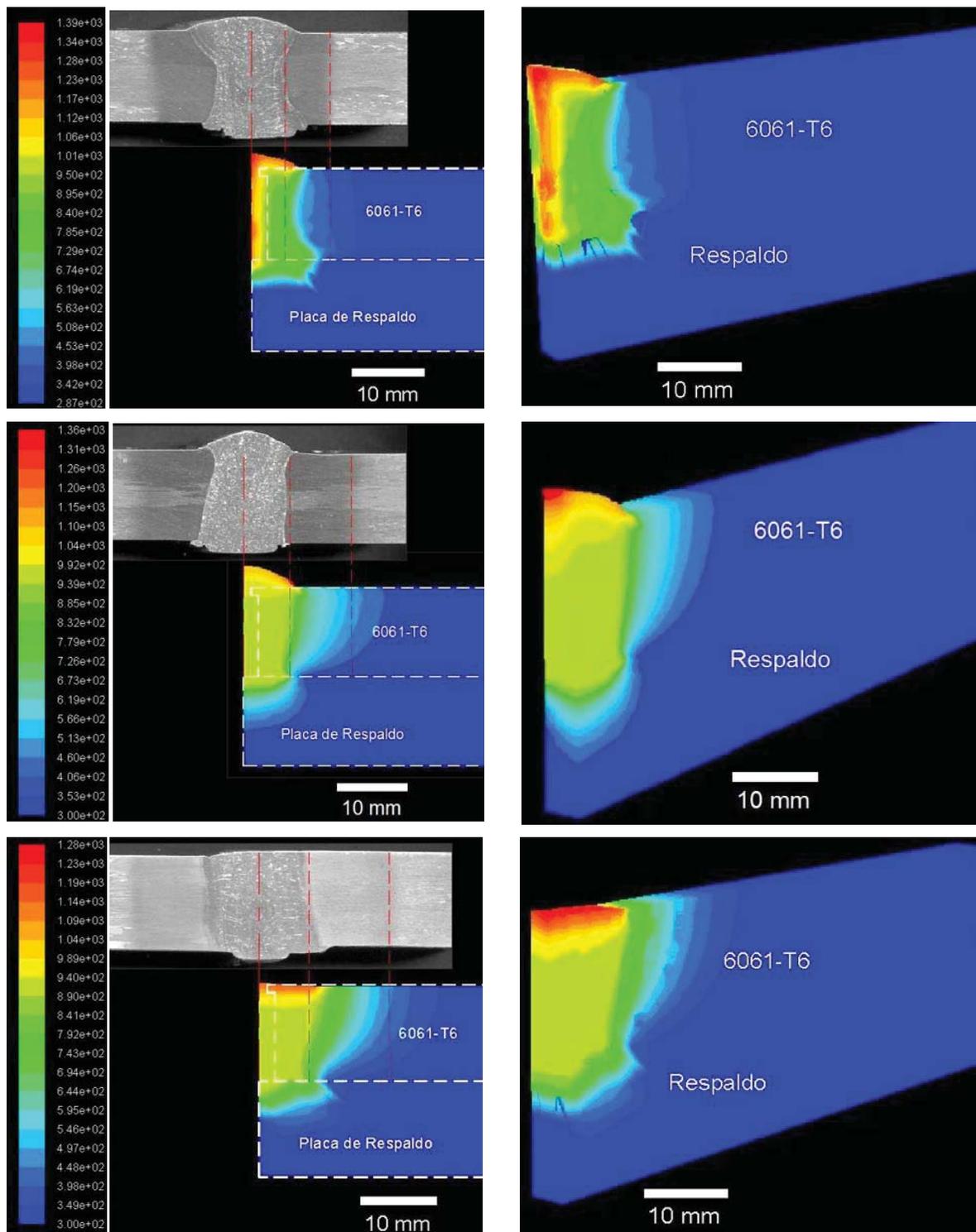


Figura 4.67. Resultados de la simulación térmica para la soldadura por AEIM de la aleación 6061-T6.

Por lo tanto, la simulación térmica en el proceso de soldadura por AEIM permite obtener resultados importantes en relación con las dimensiones y magnitudes de las secciones isotérmicas esperadas en función de las temperaturas iniciales de los materiales base y de la pileta líquida, que pueden correlacionarse con los cambios microestructurales debido al sobrevejecimiento y los resultados de las propiedades mecánicas.

## Capítulo 5. Conclusiones, Recomendaciones y Aportaciones

### 5.1. Conclusiones.

De acuerdo a los resultados obtenidos durante la experimentación del presente trabajo de tesis se ha llegado a las siguientes conclusiones:

1. La aplicación de pasos múltiples de soldadura mediante la técnica tradicional de arco eléctrico directo, AED, de secciones de 12.7 mm de espesor en aleaciones de aluminio 2014-T6 y 6061-T6, puede sustituirse mediante el empleo de una nueva técnica denominada arco eléctrico indirecto modificado, AEIM, la cual permite unir tales secciones mediante un solo paso de soldadura.
2. Uno de los resultados más importantes sobre la aplicación de un solo paso de soldadura, ha sido el aspecto microestructural, ya que se ha conseguido un refinamiento de grano considerable en la zona fundida de la unión soldada, que es atribuible a las características particulares de enfriamiento y solidificación heterogénea de la técnica por AEIM.
3. Las propiedades mecánicas después de la soldadura han sido mejoradas empleando la técnica por AEIM, en comparación con AED, debido al bajo aporte térmico que produce la primera, aspecto que repercute en un menor grado de afectación por sobre-envejecimiento microestructural de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6.
4. El efecto del tratamiento térmico posterior a la soldadura, en combinación con las altas proporciones de dilución en la soldadura por AEIM, propició el endurecimiento de la zona fundida, debido a la formación de intermetálicos finos duros y dispersos, formados durante el envejecimiento artificial, no obstante el empleo de un material de aporte no tratable térmicamente.
5. La aplicación de un campo magnético durante la soldadura por AEIM ayudó a eliminar la formación de porosidad característica en aleaciones de aluminio, y también contribuyó al refinamiento del tamaño de grano en la zona fundida, tal y como se evidencia en las mediciones de microdureza.

6. La buena capacidad de fusión durante el proceso de soldadura por AEIM, permitió determinar la eficiencia térmica del mismo (entre un 90 a 95% aproximadamente, dependiendo de la temperatura de precalentamiento), la cual se encuentra por encima de la forma de soldadura tradicional por AED, que es de aproximadamente de un 80%.
7. Las mediciones de temperatura en tiempo real durante el proceso de soldadura, a diferentes distancias con respecto de la fuente de calor (arco eléctrico), permitieron establecer una correlación con el daño microestructural en la ZAT y más allá de ésta, específicamente en la aleación 6061-T6, ya que esta es más susceptible a los incrementos de temperatura, en la cual se correlacionaron la velocidad de enfriamiento y su diagrama TTT correspondiente.
8. La aplicación de modelos matemáticos adimensionales para la distribución de temperatura en soldadura considerando un flujo de calor en dos y tres dimensiones (placa delgada y placa gruesa) en AEIM, permitieron observar una adecuada aproximación para la solución de placas delgadas, en virtud de que las uniones son de penetración completa.

## **5.2. Recomendaciones.**

Durante el desarrollo de la actual investigación se encontraron algunos puntos que deben considerarse para trabajos posteriores, por lo cual se hacen las siguientes recomendaciones:

1. En cuanto al aspecto microestructural de las aleaciones base, debe ponerse especial atención, ya que pueden existir heterogeneidades en cuanto al tamaño de grano que pueden repercutir en los resultados de propiedades mecánicas después del proceso de soldadura, tal es el caso de la aleación 6061-T6.
2. En relación con la agitación electromagnética es recomendable realizar una investigación a fondo a través de distintas condiciones de soldadura y evaluar el grado de porosidad de cada una de las uniones soldadas, ya que se considera que la combinación de agitación electromagnética y la soldadura por AEIM son una

opción viable para el mejoramiento de las propiedades mecánicas de las uniones soldadas.

3. Se debe considerar el desarrollo de modelos matemáticos específicamente a la técnica de soldadura por AEIM, para predecir con una mejor aproximación el comportamiento de las uniones. Haciendo énfasis en el fenómeno de transferencia de calor, la agitación de la pileta líquida de soldadura y los cambios microestructurales producidos.

### **5.3. Originalidad del Trabajo: Aportaciones.**

Las contribuciones al conocimiento arrojadas por este trabajo de investigación se basan fundamentalmente en la implementación de un nuevo diseño de unión para aleaciones de aluminio, denominado arco eléctrico indirecto modificado, AEIM, el cual ha permitido obtener las siguientes mejoras en el campo de la soldadura de aleaciones de aluminio:

1. Eliminación de pasos múltiples de soldadura en secciones de 12.7 mm de espesor.
2. Mejoramiento de las propiedades mecánicas de las uniones soldadas.
3. Refinamiento de la microestructura de la soldadura sin la adición de inoculantes.
4. Incremento en la eficiencia térmica de las soldaduras debido al buen grado de aprovechamiento del calor aportado.
5. Disminución de la formación de porosidad en la zona fundida.

## Bibliografía

1. J. E. Hatch (1993). Aluminum properties and physical metallurgy. Ohio.
2. A. Heinz, A. Haszler, C. Keidel, S. Moldenhauer, R. Benedictus and W.S. Miller (2000). "Recent development in aluminium alloys for aerospace applications." Materials Science and Engineering A A280: 102-107.
3. J. E. Hatch (1993). Aluminum Properties and Physical Metallurgy. ASM. Ohio: 351-358.
4. ASM (1991). Heat Treating. American Society for Metals. 4: 1861-1960.
5. V. Malin (1995). "Study of metallurgical phenomena in the HAZ of 6061-T6 aluminium welded joints." Welding Journal 74(9): 305s-318s.
6. L. A. Guitierrez, G. Neye and E. Zschech (1996). "Microstructure, hardness profile and tensile strength in welds of AA6013 T6 extrusions." Welding Journal: 116s-121s.
7. D. E. Schillinger, I. G. Betz, F. W. Hussey and H. Markus (1963). "Improved weld strength in 2000 series aluminum alloys." Welding Journal: 269-s-275-s.
8. A. O. Klukun and B. Bjorneklett (1997). "A study of mechanical properties for aluminum GMA weldments." Welding Journal: 39-44.
9. C. Huang and S. Kou (2000). "Partially melted zone in aluminium welds - liquation mechanism and directional solidification." Welding Journal 79(5): 113s-120s.
10. C. Huang and S. Kou (2004). "Liquation cracking in full-penetration Al-Mg-Si welds." Welding Journal: 111s-122s.
11. C. Huang and S. Kou (2004). "Liquation Cracking in full-penetration Al-Cu welds." Welding Journal: 50-s-58-s.
12. C. Menzenmer, P. C. Lam, T. S. Srivatsan and C. F. Wittel (1999). "An investigation of fusion zone microstructures of welded aluminum alloy joints." Materials Letters 41: 192-197.
13. D. G. Howden (1982). "Behaviour of hydrogen in arc weld pools." Welding Journal(4): 103-s-108-s.
14. E. Cicala, G. Duffet, H. Andrzejewski and S. Ignat D. Grevey (2005). "Hot cracking in Al-Mg-Si alloy laser welding - operating parameters and their effects." Materials Science and Engineering A A395: 1-9.
15. F. Hidetoshi, U. Hideaki, A. Yasuhiro and N. Kiyoshi (2004). "Bubble formation in aluminum alloy during electron beam welding." Journal of Materials Processing 155: 1252-1255.

16. K. and B. Bjorneklett (1997). "A study of mechanical properties for aluminium GMA weldments." *Welding Journal*(2): 39-44.
17. N. F. Gittos and M. H. Scott (1981). "Heat-affected zone cracking of Al-Mg-Si alloys." *Welding Journal*(6): 96-s-103-s.
18. T. Ronnhult, U. Rilby and I. Olefjord (1980). "The surface and weldability of aluminum alloys." *Materials Science and Engineering* 42: 329-336.
19. Y. P. Yang, P. Dong, J. Zhang and X. Tian (2000). "A hot-cracking mitigation technique for welding high-strength aluminum alloys." *Welding Journal*: 9-s-17-s.
20. R. Garcia and V. H. Lopez (2006). "Welding of aluminium by the MIG process with indirect electric arc (MIG-IEA)." *Journal of Materials Science* 42(18): 7856-7963.
21. R. Garcia, V. H. Lopez, E. Bedolla and A. Manzano (2003). "A comparative study of the MIG welding of Al/TiC composites using direct and indirect electric arc processes." *Journal of Materials Science* 38(12): 2771-2779.
22. R. García, V. H. Lopez and E. Bedolla (2002). "Comparative welding study of metal Matrix composites with the MIG welding process, using direct and indirect electric arc." *Metallurgical and Materials Transactions B*: 932-937.
23. P. A. Kammer, M. D. Randall, R. E. Monroe and W. G. Groth (1963). "The relation of filler wire hydrogen to aluminium weld porosity." *Welding Journal*(10): 433-s-441-s.
24. R. F. Ashton, R. P. Wesley and C. R. Dixon (1975). "The effect of porosity on 5086-H116 aluminium alloy welds." *Welding Journal*(3): 95-s-98-s.
25. R. Reichelt, J. W. Evancho and M. G. Hoy (1980). "Effects of shielding gas on gas metal arc welding aluminum." *Welding Journal*: 147-s-155-s.
26. J. W. Hooijmans and G den Ouden (1996). "Hydrogen absorption during arc melting." *Materials Science and Technology* 12: 81-85.
27. W. Kurz, C. Bezencon and M. Gauman (2001). "Columnar to equiaxed transition in solidification processing." *Science and Technology of Advance Materials* 2: 185-191.
28. Ying Li, L. E. Murr and J. C. McClure (1999). "Flow visualization and residual microstructures associated with the friction-stir welding of 2024 aluminum to 6061 aluminum." *Materials Science and Engineering A* 271: 213-223.
29. G. Liu, L. E. Murr, C. S. Niou, J. C. McClure and F. R. Vega (1997). "Microstructural aspects friction-stir welding of 6061-T6 aluminum." *Scripta Materialia* 37(3): 355-361.
30. C. Huang and S. Kou (2001). "Partially melted zone in aluminium welds - planar and cellular solidification." *Welding Journal* 80(2): 46s-50s.

31. A. Kostrivas and J.C. Lippold (2000). "A method for studying weld fusion boundary microstructure evolution in aluminium alloys." *Welding Journal*: 1s-8s.
32. S. R. Koteswara Rao, G. Madhusudhana Reddy, M. Kamaraj and K. Prasad Rao (2005). "Grain refinement through arc manipulations techniques in Al-Cu alloy GTA welds." *Materials Science and Engineering*.
33. S. Kou and Y. Le (1986). "Nucleation mechanism and grain refining of weld metal." *Welding Journal*(12): 305-313.
34. H. Yunjia, R. H. Frost, D. L. Olson and G. R. Edwards (1989). "Grain refinement of aluminium weld metal." *Welding Journal*: 280s-289s.
35. G. D. Janaki Ram, T. K. Mitra, M. K. Raju and S. Sundaresan (2000). "Use of inoculants to refine weld solidification structure and improve weldability in type 2090 Al-Li alloy." *Materials Science and Engineering A A276*: 48-57.
36. D. C. Lin, G. -X. Wang and T. S. Srivatsan (2003). "A mechanism for the formation of equiaxed grains in welds of aluminum-lithium alloy 2090." *Materials Science and Engineering A 351*: 304-309.
37. H. W. Kerr and M. Katoh (1987). "Investigation of heat-affected zone cracking of GMA welds of Al-Mg-Si alloys using the Varestreint test." *Welding Journal* 66(9): 251s-259s.
38. M. Miyazaki, K. Nishio, M. Katoh, S. Mukae and H. W. Kerr (1990). "Quantitative investigation of heat-affected zone cracking in aluminium alloy 6061." *Welding Journal* 69(9): 362s-371s.
39. P. Nègre, D. Steglich, W. Brocks and M. Koçak (2003). "Numerical simulation of cracking extension in aluminium welds." *Computational Materials Science* 28: 723-731.
40. G. E. Metzger (1967). "Some mechanical properties of welds in 6061 aluminum alloy sheet." *Welding Journal* 10: 457-s-469-s.
41. W. Liu, X. Tian and X. Zhang (1996). "Preventing weld hot cracking by synchronous rolling during weld." *Welding Journal*: 297-s-304-s.
42. M. G. Mousavi, B. Y. B. Yudodibroto, M. J. M. Hermans and G. den Ouden (2001). "Effect of electromagnetic stirring during GTA welding on grain structure of AA6060." Tenth International JOM-Jubilee Conference on the Joining of Materials: 184-190.
43. M. G. Mousavi, M. J. M. Hermans and G. den Ouden (2001). "Effect of electromagnetic stirring on hot cracking susceptibility of aluminium alloy welds." Tenth International JOM-Jubilee Conference on the Joining of Materials: 176-183.
44. M. G. Mousavi, M. J. Hermans, M. I. Richardson and G. den Ouden (2003). "Grain refinement due to grain detachment in electromagnetically stirred AA7020 welds." *Science and Technology of Welding and Joining* 8(4): 309-312.

45. J. K. Kim, H. K. Kim, J. W. Park and W. J. Kim (2005). "Large enhancement in mechanical properties of the 6061 Al alloys after single pressing by ECAP." *Scripta Materialia*: 1207-1211.
46. T. Zacharian and D. K. Aidun (1998). "Elevated temperature mechanical properties of Al-Li-Cu-Mg alloy." *Welding Journal*: 281-s-288-s.
47. S. M. Dvincent, J. H. Devlention and S. A. Gedeon (1988). "Weld properties of the newly developed 2519-T85 aluminum armor alloy." *Welding Journal*: 22-s-43-s.
48. M. Ramulu and M. P. Rubbert (1990). "Gas tungsten arc welding of welding of Al-Li-Cu alloy 2029." *Welding Journal*: 109-s-114-s.
49. American Society of Mechanical Engineers (2004). "Boiler and pressure vessel code, section VIII, Division 1." ASME.
50. S. Subramaniam, D. R. White, J. E. Jones and D. W. Lyons (1999). "Experimental approach to selection of pulsing parameters in pulsed GMAW." *Welding Journal*: 166s-172-s.
51. M. Zhang and S. B. Zhang (1999). "Welding aluminum alloy 6061 with the opposing dual-torch GTAW process." *Welding Journal*: 202-s-206-s.
52. D. K. Aidun, J. J. Domey and G. Ahmadi (2002). "Digital simulations of a stationary and a linear weld." *Metallurgical and Materials Transactions B* 33B: 101-110.
53. H. Miyazaki, H. Miyauchi, Y. Sugiyama and T. Shinoda (1994). "Puchering phenomenon and its prevention in GMAW welding of aluminum alloys." *Welding Journal*: 277-s-284-s.
54. M. J. Dvornak, R. H. Frost and D. L. Olson (1989). "The weldability and grain refinement of Al-2.2Li-2.7Cu." *Welding Journal*: 327s-335s.
55. M. M. Mossman and J. C. Lippold (2002). "Weldability testing of disimilar combinations of 5000 and 6000 series aluminum alloys." *Welding Journal*: 188-s-194-s.
56. Luis F. Martinez, Craig Matlock, Richard E. Marques, John C. McClure and Arthur C. Nunes Jr. (1994). "Effect of weld gases on melt zone size in VPPA welding of Al 2219." *Welding Journal*: 51-55.
57. M. J. Lu and S. Kou (1989). "Power inputs in gas metal arc welding of aluminum-part 1." *Welding Journal*: 382-s-388-s.
58. M. A. Wahab and M. J. Painter (1997). "Numerical models of gas metal arc welds using experimentally determined weld pool shapes as the representation of the welding heat source." *International Journal Pressure Vessels and Piping* 73: 153-159.
59. G. H. Little and A. G. Kamtekar (1998). "The effect of thermal properties and weld efficiency on transient temperatures during weld." *Computers and Structures* 68: 157-165.
60. Ma. Hang (1993). "Computational of GMAW welding heat transfer with boundary element method." *Advances in Engineering Software* 16: 1-5.

61. E. A. Bonifaz (2000). "Finite element analysis in heat flow in single-pass arc welds." *Welding Journal*: 121-s-125-s.
62. O. R. Myhr, O. Grong, H. G. Fjaer and C. D. Marioara (2004). "Modelling of the microstructure and strength evolution in Al-Mg-Si alloys during multistage thermal processing." *Acta Materialia* 52: 4997-5008.
63. W. Liu (1995). "Computational analysis and prediction of weld-solidification cracking." *Computational Materials Science* 4: 211-219.
64. Z. Cao, Z. Yang and X. L. Chen (2004). "Three-dimensional simulation of transient GMA weld pool with free surface." *Welding Journal*: 169-s-176-s.
65. T. Zacharia, J. M. Vitek, J. A. Goldak, T. A. Debroy, M. Rappaz and H. K. D. H. Bhadeshia (1995). "Modelling of fundamental phenomena in welds." *Materials Science and Engineering* 3: 265-288.
66. American Society for Metals (1973). *Metallography, Structures and Phase Diagrams*. Ohio, ASM.
67. R. P. Agarwala K. Hirano, M. Cohen, (1962). *Acta Metallurgica* 10: 857-863.
68. G. Thomas R. B. Nicholson, J. Nutting, (1959). "Electron microscopic studies of precipitation in aluminum alloys." *Journal of the Institute of Metals* 87: 429-488.
69. R. B. Nicholson J. D. Embury (1965). "The nucleation of precipitates: the system Al-Zn-Mg." *Acta Metallurgica* 13: 403-417.
70. M. H. Jacobs D. W. Pashley (1969). "The Mechanism of Phase Transformation in Crystalline Solids." *Institute of Metals Monograph* 33.
71. N. Ryum (1975). "Precipitation kinetics in an Al-Zn-Mg alloy." *Zeitschrift fur Metallkunde* 64: 338-343.
72. G. Thomas and J. Nutting (1956). "Electron microscopic studies of precipitation in aluminum alloys the Mechanism of Phase Transformations in Metals." *Institute of Metals Monograph and Report Series* 18: 57-66.
73. T. Gladman (1999). "Precipitation hardening in metals." *Materials Science and Technology* 15: 30-36.
74. D. J. Lloyd A. K. Gupta, S. A. Court, (2001). "Precipitation Hardening in Al-Mg-Si Alloys with and without Excess Si." *Materials Science and Engineering A* 316: 11-17.
75. I. Dutta and S. M. Allen (1991). "Calorimetric study of precipitation in commercial Al alloys." *Journal of Materials Science Letters* 10: 323-326.
76. James F. Lincoln (2000). *The Procedure Handbook of Arc Welding*. Cleveland, Oh.

77. ASTM (2001). Nonferrous Metal Products.
78. ASM (1986). Metallography and Microstructures.
79. ASTM (1994). Standard test methods of tension testing wrought and cast aluminum-and magnesium-alloy products [Metric].
80. John E. Hatch (1984). Aluminum Properties and Physical Metallurgy. Metals Park, Ohio, American Society for Metals.
81. ASM Heat Treater's Guide: Nonferrous alloys.
82. ASM (1991). Heat Treating.
83. Kenneth C. Mills (2002). Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys.
84. D. Rosenthal (1946). "The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments." Transactions of the ASME: 849-866.
85. ASM (1999). Aluminum: Properties and physical metallurgy. Ohio.
86. Robert W. Cahn and Peter Haasen (1996). Physical metallurgy. Amsterdam.
87. John E. Hatch (1984). Aluminum properties and physical metallurgy. Ohio.
88. S. P. Ringer and K. Hono (2000). "Microstructural evolution and age hardening in aluminum alloys: atom probe field-ion microscopy and transmission electron microscopy studies." Elsevier Science 44: 101-131.
89. ASM (1992). Fractography.
90. Gene Mathers (2002). The Welding of Aluminium and its Alloys. Cambridge England, Woodhead Publishing Limited, Abington Hall, Abington.
91. W. Kurz and D. J. Fisher (1989). Fundamentals of Solidification. Aedermannsdorf (Switzerland).
92. G. J. Davies and J. G. Garland (1975). "Solidification structures and properties of fusion welds." International Metallurgical Reviews 20: 83-106.
93. J. N. DuPont and A. R. Marder (1995). "Thermal efficiency of arc welding processes." Welding Journal: 406-s-416-s.
94. O. O. Grong (1997). Metallurgical Modelling of Welding, The Institute of Materials.
95. M. J. Dvornak, R. H. Frost and D. L. Olson (1991). "Influence of solidification kinetics on aluminium weld grain refinement." Welding Journal 70(10): 271s-276s.

96. S. A. David and J. M. Vitek (1989). "Correlation between solidification parameters and weld microstructures." *Materials Reviews* 34(5): 213-245.
97. ASME (2004). *Boiler and Pressure Vessel Code, Section VIII, Division 1*. New York, ASME International.
98. T. Enjo and T. Kuroda (1982). "Microstructure in weld heat affected zone of Al-Mg-Si alloy." *Transactions of JWRI* 11(1): 61-66.
99. J. L. Murray (1985). "The Al-Cu system." *Int. Met.*: 211-233.
100. R. H. Beton and E. C. Rollason (1957). "Hardness reversion of diluted aluminium copper and aluminium copper magnesium alloys." *J. Inst. Met.* 86: 77-85.
101. J. Szcklely and N. J. Themelis (1971). *Rate Phenomena in Process Metallurgy*. New York.
102. M. A. Abralov, R. V. Adburakhmanov and A. T. Luldushev (1977). "The effects of electromagnetic action on the properties and structure of welded joints in the 01420 alloy." *Avtom* 5: 21.
103. R. R. Kulikov, V. V. Redchits and V. V. Khokholov (1975). "The development and prevention of porosity in the fusion welding of thick titanium alloys." *Svar Proisvod* 11: 26.
104. F. Matsuda, H. Nakawaga and K. Nakata (1979). "Effects of electromagnetic stirring on the weld solidification structure of aluminum alloys." *Conf. Proc. On Arc Physics and Weld Pool Behavior*: 337-347.
105. O. O. Grong (1997). *Metallurgical Modelling of Welding*, The Institute of Materials.
106. H. B. Smart (1990). *Arc welding processes. Welding theory and practice.*, Elsevier Science.
107. Kenneth Easterling (1992). *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. Oxford.
108. D. P. DeWitt F. P. Incropera (1990). *Fundamentals of Heat and Mass Transfer*. New York, John Wiley and Sons.
109. S. Kou (2003). *Welding Metallurgy*. John Wiley and Sons. Hoboken: 359-367.
110. H. S Gurev and R. D. Stout (1963). "Solidification phenomena in inert gas metal-arc welds." *Welding Journal*: 298-s-310-s.
111. S. Kou and Y. Le (1988). "Welding parameters and the grain structure of weld metal-a thermodynamic consideration." *Metallurgical Transactions A* 19A: 1075-1082.
112. R. Garcia, V. H. Lopez and E. Bedolla "Welding Al-based composites and aluminium alloys by the MIG process with indirect electric arc." *Metal Fabrication and Welding Technology*: 45-52.

113. R. Garcia, V. H. Lopez, E. Bedolla and A. Manzano (2002). "MIG welding process with indirect electric arc." *Journal of Materials Science Letters* 21: 1965-1967.
114. K. W. Mahin J. A. Brooks (1990). *Solidification and Structures of Welds. Theory and Practice.*
115. W.F. Savage, C.D. Lundin and R. J. Hrubec (1968). *Welding Journal* 47: 420-s.
116. N. Christensen, V. de L. Davis and K. Gjermundsen (1965). *Welding Journal* 12: 54.
117. D. Rosenthal (1946). "The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments." *Transactions of the ASME*: 849-866.
118. O. R. Myhr and O. Grong (1990). "Dimensionless maps for heat flow analysis in fusion welding." *Acta Metallurgica* 38(3): 449-460.
119. O. O. Grong (1997). *Metallurgical Modelling of Welding*, The Institute of Materials.
120. H. Kihara, H. Suzuki and H. Tamara (1957). "Researches on weldable high-strength steels, 60th anniversary series." *Society of Naval Architects of Japan* 1.
121. Kenneth Easterling (1992). *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. Oxford.
122. Kenneth Easterling (1992). *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. Oxford.
123. Sindo Kou (2003). *Welding Metallurgy*. Hoboken, John Wiley and Sons: 47-52.
124. Oystein O. Grong (1997). *Metallurgical Modelling of Welding*, The Institute of Materials.
125. Oystein O. Grong (1997). *Metallurgical Modelling of Welding*, The Institute of Materials.
126. O. R Myhr and O. Grong (1991). "Process Modelling Applied to 6082-T6 Aluminium Weldments-I. Reaction Kinetics." *Acta Metallurgica Materialia* 39(11): 2693-2702.
127. O. R. Myhr and O. Grong (1991). "Process Modelling Applied to 6082-T6 Aluminium Weldments-II. Applications of Model." *Acta Metallurgica Materialia* 39(11): 2703-2708.
128. S. Kou (2003). *Welding Metallurgy*. Hoboken, John Wiley and Sons: 103-107.
129. Dieter Radaj (1992). *Heat Effects of Welding*. Berlin, Springer Verlag.
130. R. R. Ambriz, G. Barrera and R. García (2006). "Aluminum 6061-T6 welding by means of the modified indirect electric arc process." *Soldagem and Inspecao* 11(1): 10-17.
131. S. Kou (2003). *Welding Metallurgy*. Hoboken, John Wiley and Sons: 53-55.
132. O. O. Grong (1997). *Metallurgical Modelling of Welding*, The Institute of Materials.
133. A. Al-Samhan and S. M. H. Darwish (2002). "Finite element modeling of weld-bonded joints." *Materials Processing Technology* 142: 587-598.

134. C. D. Elcoate, R. J. Dennis, P. J. Bouchard and M. C. Smith (2005). "Three dimensional Multi-Pass Repair Weld Simulations." *Pressure Vessels and Piping* 82: 244-257.
135. G. Cao and S Kou (2006). "Predicting and reducing liquation-cracking susceptibility based on temperatura vs. fraction solid." *Welding Journal*: 9s-18s.
136. D. Berglund, H. Alberg and H. Runnemalm (2002). "Simulation of welding and stress relief heat treatment of an aero engine component." *Finite Elements in Analysis and Design* 39: 865-881.
137. D. V. Dunford and P. G. Partridge (1990). "Strength and fracture behaviour of diffusion-bonded joints in Al-Li (8090) alloy. Part 1 Shear strength." *Journal of Materials Science*: 4957-4964.
138. M. J. M. Hermans and G. den Ouden (1998). "Modelling of heat transfer in short circuiting gas metal arc welding." *Science and Technology of Welding and Joining* 3(3): 135-138.
139. J. Goldak, M. Bibby, J. Moore, R. House and B. Patel (1986). "Computer modeling of heat flow in welds." *Metallurgical Transactions B* 17: 587-600.
140. L. Bertini, V. Fontanari and G. Straffelini (1998). "Influence of post weld treatments on the fatigue behaviour of Al-alloy welded joints." *International Journal Fatigue* 20(10): 749-755.
141. J. C. Jaeger H. S. Carslaw (1959). *Conduction of Heat in Solids*. London, Oxford University Press.
142. P. J. Schneider (1955). *Conduction Heat Transfer*, Addison-Wesley.
143. V. S. Arpaci (1966). *Conduction Heat Transfer*, Addison-Wesley.
144. M. N. Ozisik (1968). *Boundary Value Problems of Heat Conduction*, International Textbook Co.
145. G. E. Myers (1971). *Analytical Methods in Conduction Heat Transfer*. New York, McGraw Hill.
146. K. W. Morton R. D. Richtmyer (1967). *Difference Methods for Initial Value Problems*. New York, Wiley-Interscience.
147. David P. DeWitt Frank P. Incropera (1990). *Introduction to Heat Transfer*. New York.
148. E. A. Thornton K. H. Huebner (1982). *The Finite Element Method for Engineers*. New York, John Wiley and Sons.
149. Saeed Moaveni. *Finite Element Analysis*. New Jersey, Pearson Education.

## Apéndice A. Teoría de Transferencia de Calor.

La transferencia de calor se puede definir simplemente como cierta cantidad de energía en tránsito debido a una diferencia de temperaturas en un medio sólido, líquido o gaseoso. Los modos de transferencia de calor están relacionados con la forma en la cual se transfiere la energía, estos modos son: conducción, convección y radiación. En el caso de las soldaduras, la forma en la cual se transmite, difunde y pierde energía tiene que ver con los tres modos de transferencia de calor. De estas formas de transferencia de energía, en el caso de las soldaduras, el efecto de la conducción es el más importante, seguido de la pérdida de calor por convección (por lo general de forma natural) de tal forma que la radiación es el modo de pérdida de energía en soldadura menos importante y casi siempre despreciable. Por lo tanto, es conveniente referirnos a los métodos que se pueden emplear para determinar la distribución de temperaturas en estado estable y transiente (por ejemplo, las soldaduras).

### A.1. Método de Diferencias Finitas en Estado Estable.

Considerando a un sólido prismático en donde el efecto de conducción de calor en dos dimensiones es importante, tal y como se ilustra en la Fig. A.1. La cual contempla a dos superficies aisladas y otras dos que se mantienen a diferentes temperaturas  $T_1 > T_2$ , la transferencia de calor por conducción se dará de la superficie 1 a la 2, de acuerdo con la ley de Fourier.

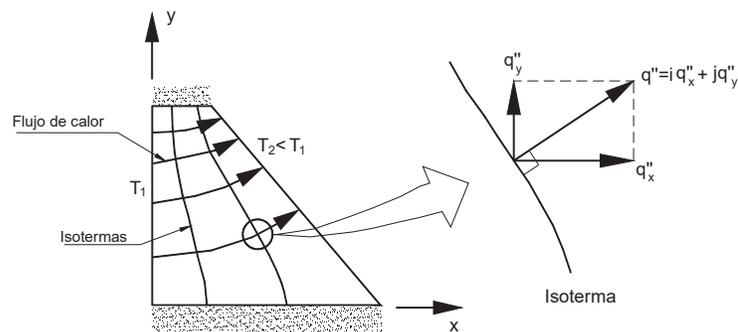


Figura A.1. Transferencia de calor por conducción en dos dimensiones.

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} = 0 \quad (\text{A.1})$$

Aplicando la ley de Fourier, se tiene que el flujo de calor local es perpendicular a la isoterma considerada.

Como es bien conocido, el empleo de soluciones analíticas arroja soluciones matemáticas exactas. Estas soluciones o modelos matemáticos han sido claramente especificados mediante previas investigaciones [141-145].

Los objetivos del método son determinar la distribución de la temperatura en el medio  $T(x,y)$  mediante la ecuación de transferencia de calor y encontrar las componentes del flujo de calor en las direcciones  $x$  e  $y$ .

Este método se basa en solucionar al sistema mediante aproximaciones por medio de una serie de discretización de puntos, debido a que pueden adaptarse a formas geométricas complejas y condiciones límite específicas.

Haciendo referencia a la Fig. A.2 que representa a un sistema subdividido en un número de pequeñas regiones a las cuales podemos asignar un punto específico en cada una de las intersecciones (nodos). Es importante destacar que cada nodo representa una cierta región y su temperatura corresponde a la temperatura promedio de la región.

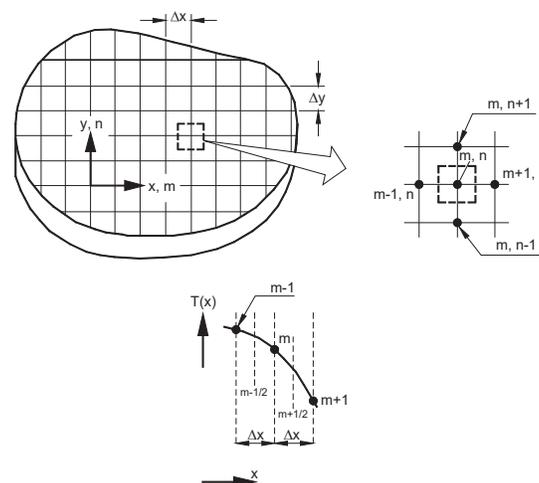


Figura A.2. Representación nodal de la transferencia de calor en dos dimensiones en estado estable por diferencias finitas.

Para cualquier nodo interior de un sistema en dos dimensiones sin generación de calor y conductividad térmica uniforme, la forma exacta de ecuación de calor está dada por la ecuación A.1. Considerando a la segunda derivada con respecto de la coordenada en  $x$ , el valor de esta derivada en los puntos nodales  $m, n$  puede aproximarse por:

$$\left. \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right|_{m,n} = \frac{\left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{m+1/2,n} - \left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{m-1/2,n}}{\Delta x} \quad (\text{A.2})$$

Los gradientes de térmicos como una función de la temperatura nodal pueden expresarse por:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{m-1/2,n} = \frac{T_{m,n} - T_{m-1,n}}{\Delta x} \quad (\text{A.3})$$

$$\left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{m+1/2,n} = \frac{T_{m+1,n} - T_{m,n}}{\Delta x} \quad (\text{A.4})$$

Sustituyendo en la ecuación diferencial, tenemos:

$$\left. \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right|_{m,n} = \frac{T_{m+1,n} + T_{m-1,n} - 2T_{m,n}}{\Delta x^2} \quad (\text{A.5})$$

Análogamente se tiene:

$$\left. \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right|_{m,n} = \frac{T_{m,n+1} + T_{m,n-1} - 2T_{m,n}}{\Delta y^2} \quad (\text{A.6})$$

Considerando que  $\Delta x = \Delta y$  y sustituyendo en la ecuación general de flujo de calor en dos dimensiones, se tiene finalmente, la ecuación de distribución de temperaturas en estado estable.

$$T_{m,n+1} + T_{m,n-1} + T_{m+1,n} + T_{m-1,n} - 4T_{m,n} = 0 \quad (\text{A.7})$$

Finalmente, la ecuación diferencial exacta de transferencia de calor en dos dimensiones en estado estable se reduce a la forma de la ecuación A.6, en donde  $m, n$  son los nodos correspondientes a la dirección  $x$  e  $y$ , respectivamente.

## A.2. Método de Diferencias Finitas en Estado Transiente; Método Explícito.

Considerando nuevamente a la Fig. A.2, correspondiente a un sistema en dos dimensiones. Bajo condiciones de estado transiente, propiedades constantes y sin generación de calor interna. La forma apropiada de la ecuación de transferencia de calor por conducción es:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} = \frac{1}{\alpha} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (\text{A.8})$$

Para obtener la forma de diferencias finitas de la ecuación anterior, se pueden utilizar las aproximaciones en estado estable (ecuaciones A.4 y A.5). Donde  $m$  y  $n$  se usan para representar la localización de los puntos nodales de  $x$  e  $y$ . Sin embargo, ahora el problema es discretizar en el espacio, al tiempo  $t$ . Para lo cual se introduce el número entero  $P$ , donde:

$$t = P\Delta t \quad (\text{A.9})$$

Por lo que la ecuación de la aproximación por diferencias finitas con respecto al tiempo está dada por la siguiente ecuación:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial t} \right|_{m,n} = \frac{T_{m,n}^{P+1} - T_{m,n}^P}{\Delta t} \quad (\text{A.10})$$

El superíndice  $P$  se utiliza para denotar la dependencia del tiempo de la temperatura y la derivada del tiempo es expresada en términos de la diferencia de temperaturas asociadas con el tiempo nuevo ( $P+1$ ) y el anterior  $P$ . Muchos cálculos deben hacerse a tiempos sucesivos separados por un intervalo de tiempo  $\Delta t$  y justo como una solución por diferencias finitas, restringida por la determinación de temperatura para discretizar puntos en el espacio, y también se restringe a puntos discretos en el tiempo.

En el método explícito, las temperaturas son evaluadas a un tiempo previo ( $P$ ). La ecuación A.9 es considerada para la aproximación de diferencias traseras a la derivada del tiempo. Evaluando los términos del lado derecho de las ecuaciones A.4. y A.5 a  $P$  y sustituyendo dentro de la ecuación de diferencias finitas para el método explícito para un nodo interior  $m, n$ , se obtiene la siguiente expresión:

$$\frac{1}{\alpha} \frac{T_{m,n}^{P+1} - T_{m,n}^P}{\Delta t} = \frac{T_{m+1,n}^P + T_{m-1,n}^P - 2T_{m,n}^P}{\Delta x^2} + \frac{T_{m,n+1}^P + T_{m,n-1}^P - 2T_{m,n}^P}{\Delta y^2} \quad (\text{A.11})$$

Solucionando para la temperatura nodal al nuevo tiempo ( $P+1$ ) y suponiendo que  $\Delta x = \Delta y$ , entonces:

$$T_{m,n}^{P+1} = Fo(T_{m+1,n}^P + T_{m-1,n}^P + T_{m,n+1}^P + T_{m,n-1}^P) + (1 - 4Fo)T_{m,n}^P \quad (\text{A.12})$$

Donde  $Fo$  es la forma de diferencias finitas del número de Fourier, dado por la expresión:

$$Fo = \frac{\alpha \Delta t}{\Delta x^2} \quad (\text{A.13})$$

La ecuación A.11 es explícita debido al desconocimiento de las temperaturas nodales para el nuevo tiempo y son determinadas exclusivamente por el conocimiento de las temperaturas nodales de un tiempo previo. El valor de la temperatura de cada nodo interior es conocida a  $t=0$  ( $P=0$ ) partiendo de las condiciones iniciales preestablecidas, los cálculos inician a  $t=\Delta t$  ( $P=1$ ), donde la ecuación A.11 se aplica a cada nodo interior para determinar su temperatura. Con las temperaturas conocidas para  $t = \Delta t$ , se aplica entonces la adecuada ecuación de diferencias finitas a cada nodo para determinar su temperatura a cada  $t = 2\Delta t$  ( $P = 2$ ).

En un problema transiente, la solución para las temperaturas nodales deben aprovechar continuamente los valores finales (estado estable) con el incremento del tiempo. Sin embargo, con el método explícito, esta solución puede ser caracterizada por oscilaciones numéricas inducidas, las cuales son físicamente imposibles. Para prevenir tales resultados erróneos, el valor preestablecido para  $\Delta t$  debe mantenerse por debajo de cierto límite, el cual depende de  $\Delta x$  y de otros parámetros del sistema. Este criterio es llamado **criterio de estabilidad** [146], el cual puede obtenerse matemáticamente o demostrarse por argumentos termodinámicos. En general, esto es debido a la recolección de todos los términos que envuelven a  $T_{m,n}^P$  para obtener la forma del coeficiente. Este resultado es usado para obtener una relación limitante definida por el número de Fourier, partiendo del máximo valor disponible de  $\Delta t$ . Por ejemplo, el criterio de estabilidad para un nodo en dos dimensiones es:

$$Fo \leq 1/4 \quad \text{ó} \quad (1 - 4Fo) \geq 0 \quad (\text{A.14})$$

Por lo cual para valores preestablecidos de  $\Delta x$  y  $\alpha$  puede utilizar este criterio para determinar el límite superior de  $\Delta t$ .

La ecuación A.11 puede derivarse por medio por la aplicación del método del balance de energía para un volumen de control alrededor de un nodo interior y suponiendo que todo el calor es absorbido dentro del nodo, es decir:

$$E_{ent} + E_{gen} = E_{est} \quad (\text{A.15})$$

Suponiendo que se tiene transferencia de calor por convección de un fluido adjunto y sin generación de energía, se puede escribir la ecuación A.15 como sigue:

$$hA(T_{\infty} - T_0^P) + \frac{kA}{\Delta x}(T_1^P - T_0^P) = \rho C_p A \frac{\Delta x}{2} \frac{T_0^{P+1} - T_0^P}{\Delta t} \quad (\text{A.16})$$

Solucionando para la temperatura de la superficie a  $t + \Delta t$ , se tiene:

$$T_0^{P+1} = \frac{2h\Delta t}{\rho C_p \Delta x}(T_{\infty} - T_0^P) + \frac{2\alpha\Delta t}{\Delta x^2}(T_1^P - T_0^P) + T_0^P \quad (\text{A.17})$$

Sabiendo que  $(2h\Delta t / \rho C_p \Delta x) = 2(h\Delta x / k)(\alpha\Delta t / \Delta x^2) = 2BiFo$  y agrupando términos para  $T_0^P$ , se obtiene:

$$T_0^{P+1} = 2Fo(T_1^P + BiT_{\infty})(1 - 2Fo - 2BiFo)T_0^P \quad (\text{A.18})$$

La forma del número de Biot en diferencias finitas es:

$$Bi = \frac{h\Delta x}{k} \quad (\text{A.19})$$

Recordando que el procedimiento para determinar el criterio de estabilidad requiere que el coeficiente para  $T_0^P$  debe ser mayor o igual a cero, por lo cual:

$$1 - 2Fo - 2BiFo \geq 0 \quad \text{ó} \quad Fo(1 + Bi) \leq 1/2 \quad (\text{A.20})$$

Las formas de la ecuación de diferencias finitas por el método explícito para geometrías comunes promedio pueden encontrarse fácilmente en la literatura [147].

### A.3. Método de Diferencias Finitas en Estado Transiente; Método Implícito.

En el esquema de diferencias finitas por el método explícito, la temperatura de cualquier nodo a  $t + \Delta t$  puede calcularse a partir del conocimiento de la temperatura de nodos vecinos para predecir el tiempo  $t$ . De aquí que la determinación de la temperatura nodal a cualquier tiempo es independiente de las temperaturas de los otros nodos para el mismo tiempo. Aunque el método ofrece la aplicación computacional, su limitación se encuentra en la determinación del intervalo de tiempo. Frecuentemente, esto dicta la utilización de valores extremadamente pequeños de intervalos de tiempo por lo que en ocasiones es necesario un gran número de cálculos para encontrar una solución.

Empleando el método implícito, se puede reducir el tiempo empleado en la computadora comparado con el método explícito. El método implícito puede derivarse a partir de la ecuación A.9 para aproximar la derivada del tiempo, mientras se evalúan todas las demás temperaturas a un nuevo tiempo ( $P+1$ ) en lugar de un tiempo previo ( $P$ ). La ecuación A.9 es entonces considerada para proveer una aproximación de diferencias traseras a la derivada del tiempo. Por lo cual, la forma de la ecuación de diferencias finitas para un nodo interior en un sistema de dos dimensiones es entonces:

$$\frac{1}{\alpha} \frac{T_{m,n}^{P+1} - T_{m,n}^P}{\Delta t} = \frac{T_{m+1,n}^{P+1} + T_{m-1,n}^{P+1} - 2T_{m,n}^{P+1}}{\Delta x^2} + \frac{T_{m,n+1}^{P+1} + T_{m,n-1}^{P+1} - 2T_{m,n}^{P+1}}{\Delta y^2} \quad (\text{A.21})$$

Suponiendo que  $\Delta x = \Delta y$ , entonces:

$$(1 + 4Fo)T_{m,n}^{P+1} - Fo(T_{m+1,n}^{P+1} + T_{m-1,n}^{P+1} + T_{m,n+1}^{P+1} + T_{m,n-1}^{P+1}) = T_{m,n}^P \quad (\text{A.22})$$

En la ecuación A.21 es evidente que la nueva temperatura del nodo  $m, n$  depende de las nuevas temperaturas de los nodos adicionales, los cuales generalmente son desconocidos. De aquí que para determinar las temperaturas nodales desconocidas a un tiempo  $t + \Delta t$  las ecuaciones nodales correspondientes deben solucionarse simultáneamente. Un método a utilizar puede ser la iteración de Gauss-Seidel o inversión de matrices. La solución implica soluciones simultáneas de las ecuaciones nodales a cada tiempo  $t = \Delta t + 2\Delta t, \dots, n\Delta t$  hasta que el tiempo deseado sea encontrado.

Aunque el método implícito ofrece la ventaja computacional, es más complicado que el método explícito, aunque la formulación implícita tiene la ventaja de iniciar

incondicionalmente estable. Por lo cual se pueden tener soluciones estables para todos los espacios e intervalos de tiempo ya que no existe restricción para  $\Delta x$  y  $\Delta t$ .

La ecuación de diferencias finitas en su forma implícita puede derivarse también del método del balance de energía, la ecuación es:

$$(1 + 2Fo + 2FoBi)T_0^{P+1} - 2FoT_1^{P+1} = 2FoBiT_\infty + T_0^P \quad (\text{A.23})$$

Al igual que para el método explícito, las ecuaciones para la forma implícita se pueden encontrar fácilmente [147].

#### A.4. Elemento Finito en Transferencia de Calor.

A diferencia de los métodos de diferencias finitas en donde las ecuaciones diferenciales se deben escribir para cada nodo, el método del elemento finito utiliza una formulación integral para crear un sistema de ecuaciones algebraicas por medio de la consideración de una función continua que representa la solución aproximada de cada elemento. La solución completa es generada por la conexión o ensamble de soluciones individuales, habilitadas por la continuidad y las condiciones límite entre elementos.

La conducción de calor en sólidos está gobernada por la ley de Fourier, que puede escribirse como sigue [108]:

$$q'' = -k\nabla T \quad (\text{A.24})$$

Donde  $q''$  es el vector de flujo de calor,  $k$  es la conductividad térmica y  $\nabla T$  es el gradiente de temperatura en  $x, y, z$ . Las ecuaciones A.25 y A.26 representan a la distribución de temperatura en estado estable y transiente en tres dimensiones de acuerdo con la ley de Fourier.

$$k \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + k \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + k \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = 0 \quad (\text{A.25})$$

$$k \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + k \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + k \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + \dot{q} = \frac{1}{\alpha} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (\text{A.26})$$

Donde  $\dot{q}$  es el calor por unidad de volumen generado,  $\alpha$  es la difusividad térmica y  $t$  es el tiempo.

La solución de las ecuaciones anteriores se da en función de los tipos de condiciones límite en transferencia de calor. Estas condiciones de borde son una temperatura, flujo de calor y convección especificados.

La formulación de los elementos finitos puede realizarse en una dimensión, dos dimensiones o tres dimensiones. Estas formas de realizar las formulaciones ha sido bien documentada [148]

Los problemas de conducción de calor en una sola dirección incluyen una sola variable independiente, ya que los elementos son lineales y el número de nodos asignados a cada elemento está en función de la discretización del elemento, de acuerdo con el diagrama esquemático de la Fig. A.3.

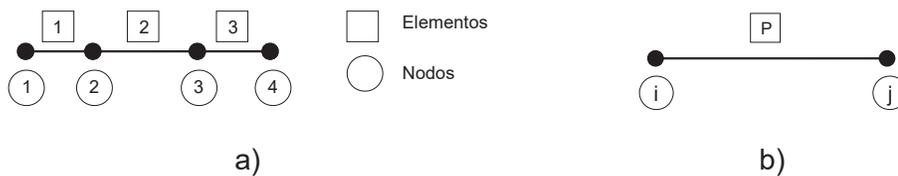


Figura A.3. Discretización por medio de elemento finito; a) tres elementos y cuatro nodos y b) elemento unidimensional con dos nodos.

El modelo de elemento finito para transferencia de calor por conducción en una dimensión se puede realizar tomando en consideración al esquema de la figura A.3-b, comprendido por los nodos  $i$  y  $j$  y el elemento finito  $P$ . Aplicando la ley de Fourier para conducción de calor al elemento  $P$ , tenemos:

$$q_x'' \int_{x_i}^{x_j} dx = -k_p \int_{T_i}^{T_j} dT \quad (\text{A.27})$$

El resultado es la ecuación A.28 donde los subíndices  $i$  y  $j$  denotan los valores nodales y  $l_p$  es la longitud del elemento.

$$q_x'' l_p = -k_p (T_j - T_i) \quad (\text{A.28})$$

Debido a que el flujo de calor es positivo cuando esta fluyendo dentro del elemento a través del nodo, el flujo de calor en el nodo  $i$  esta dado por la ecuación A.29 y el flujo en el nodo  $j$  por la ecuación A.30.

$$q_{ip}'' = -\frac{k_p}{l_p}(T_j - T_i) \quad (\text{A.29})$$

$$q_{jp}'' = \frac{k_p}{l_p}(T_j - T_i) \quad (\text{A.30})$$

El área de la sección transversal del elemento es constante, por lo tanto, se pueden reformar las ecuaciones anteriores para obtener el flujo de calor total a través del elemento:

$$q_{ip} = q_{ip}'' A_p = -\frac{A_p k_p}{l_p}(T_j - T_i) \quad (\text{A.31})$$

$$q_{jp} = q_{jp}'' A_p = \frac{A_p k_p}{l_p}(T_j - T_i)$$

Donde  $q_{ip}$  y  $q_{jp}$  son el flujo de calor en los nodos  $i$  y  $j$  respectivamente, y  $A_p$  es el área de la sección transversal del elemento. Ahora es posible definir el término  $\hat{k}_p$ , de la siguiente manera:

$$\hat{k}_p = \frac{A_p k_p}{l_p} \quad (\text{A.32})$$

Las ecuaciones elementales anteriores pueden arreglarse en forma matricial de la siguiente forma:

$$\begin{bmatrix} \hat{k}_p & -\hat{k}_p \\ -\hat{k}_p & \hat{k}_p \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} T_i \\ T_j \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} q_{ip} \\ q_{jp} \end{Bmatrix} \quad (\text{A.33})$$

En seguida se realiza el ensamble del sistema de ecuaciones mediante la suma del flujo de calor de los nodos interiores, representado por la ecuación A.34.

$$\sum_{p=1}^m q_{ip} = q_{ie} \quad (\text{A.34})$$

Donde  $q_{ie}$  es el flujo de calor nodal en el exterior y  $m$  es el número de elementos conectados al nodo  $i$ .

Finalmente, aplicando las expresiones anteriores al modelo de elemento finito de la figura A.3, la ecuación matricial para los cuatro nodos está dada por la expresión A.35.

$$\begin{bmatrix} \hat{k}_1 & -\hat{k}_1 & 0 & 0 \\ -\hat{k}_1 & (\hat{k}_1 + \hat{k}_2) & -\hat{k}_2 & 0 \\ 0 & -\hat{k}_2 & (\hat{k}_2 + \hat{k}_3) & -\hat{k}_3 \\ 0 & 0 & -\hat{k}_3 & \hat{k}_3 \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} T_1 \\ T_2 \\ T_3 \\ T_4 \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} q_{1e} \\ q_{2e} \\ q_{3e} \\ q_{4e} \end{Bmatrix} \quad (\text{A.35})$$

La ecuación A.35 es de aplicación general para encontrar la distribución de temperatura en estado estable (unidimensional) en un modelo por elemento finito que ha sido discretizado para un total de 4 elementos. Sin embargo, este puede discretizarse en una mayor cantidad de elementos que mejoran la aproximación de los resultados obtenidos, pero que tienen el inconveniente de emplear una mayor cantidad de ecuaciones a resolver.

En cada problema de conducción de calor es necesario especificar las condiciones de borde o frontera, tales como flujo de calor o coeficiente de convección.

Al igual que la conducción unidimensional por elemento finito, se han desarrollado los modelos para dos y tres dimensiones en estado estable y estado transiente, los cuales pueden encontrarse en la literatura [149].

## Apéndice B. Curvas Teóricas de Enfriamiento.

La Fig. B.1 y B.2 presentan el panel frontal y el diagrama de bloques del programa realizado para la determinación de las curvas de enfriamiento teóricas de acuerdo con las expresiones 4.41 y 4.44.

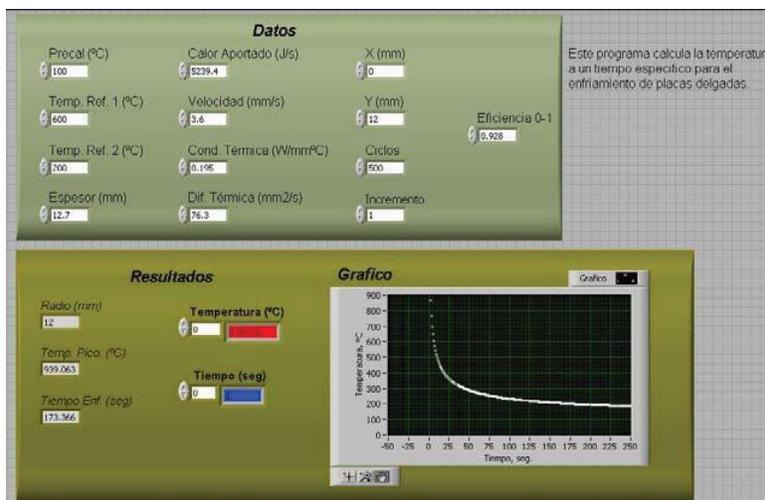


Figura B.1. Panel frontal del programa para determinar curvas de enfriamiento.

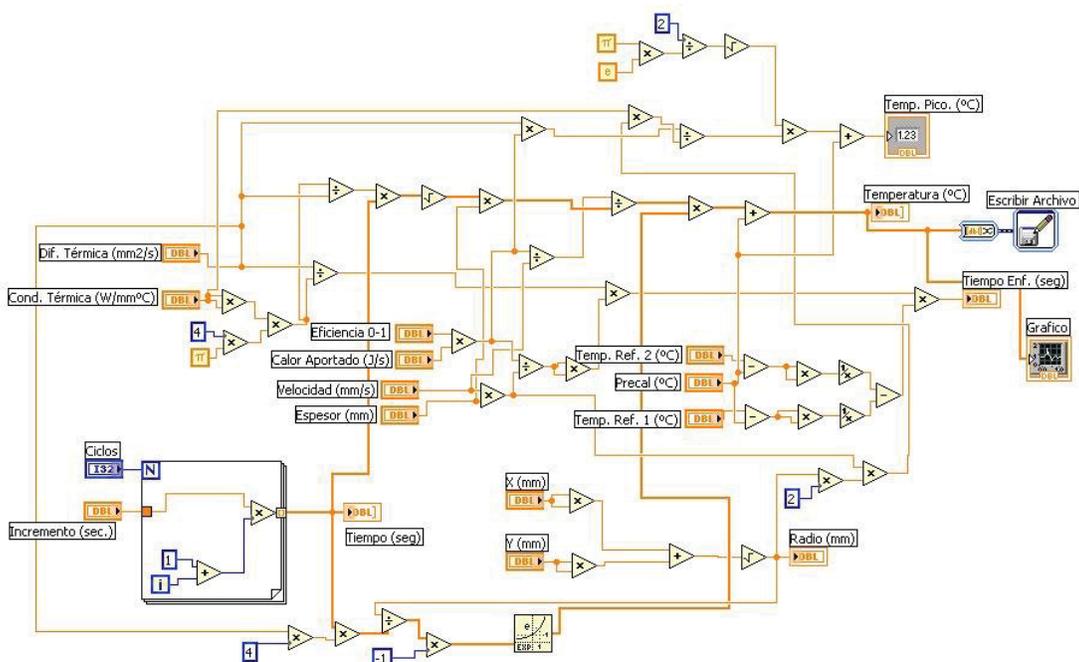


Figura B.2. Diagrama de bloques del programa para determinar curvas de enfriamiento.

### Apéndice C. Programa para la Adquisición de Señales de Corriente.

Las Fig. C.1 y C.2, muestran el panel frontal y el diagrama de bloques del programa realizado para la adquisición de señales de corriente en tiempo real del proceso de soldadura.

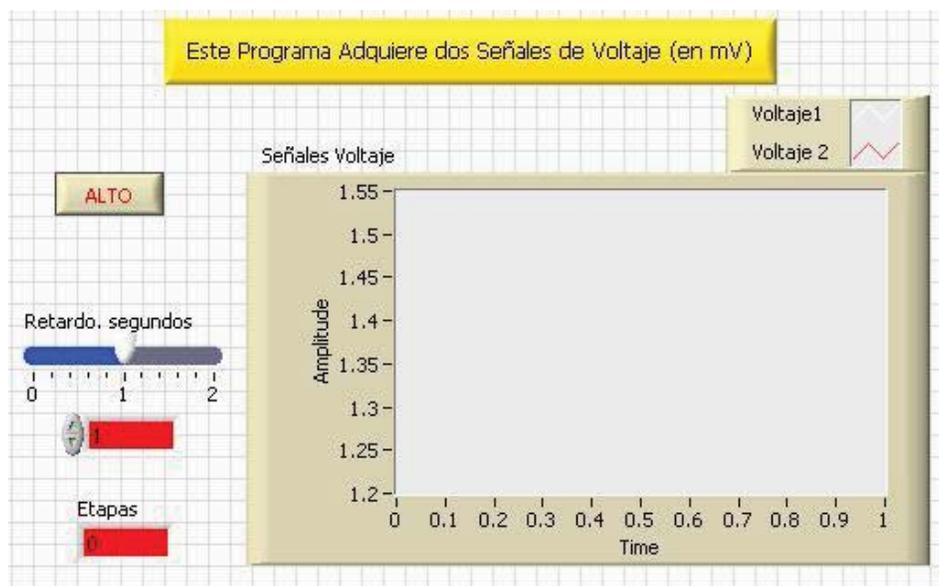


Figura C.1. Panel frontal del programa para adquisición de señales de corriente.

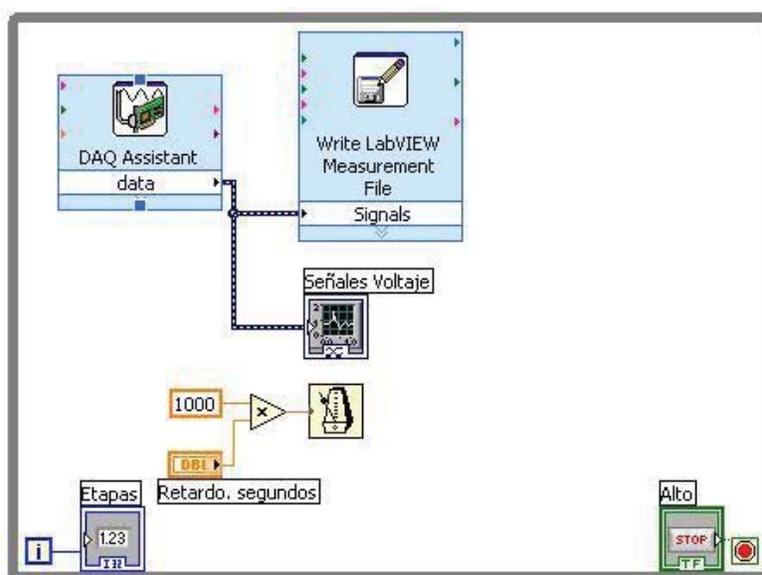


Figura C.2. Diagrama de bloques del programa para adquisición de señales de corriente.

### Apéndice D. Propiedades Termofísicas, Aleaciones 2014-T6 y 6061-T6.

Las propiedades termofísicas más importantes de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6 se presentan en la Tabla D.1. Los valores para la variación de energía de fusión respecto a una temperatura de referencia  $H_m-H_0$ , fueron tomados como un valor promedio para aleaciones de aluminio correspondiente a  $1.71 \text{ Jmm}^{-3}$ .

Tabla D.1. Propiedades termofísicas de las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6.

| <i>Material</i> | <i>T</i><br>(°C) | <i>C<sub>p</sub></i> X 10 <sup>3</sup><br>(Jg <sup>-1</sup> °C <sup>-1</sup> ) | <i>ρ</i> X 10 <sup>5</sup><br>(gmm <sup>-3</sup> ) | <i>k</i> X 10 <sup>3</sup><br>(Js <sup>-1</sup> mm <sup>-1</sup> °C <sup>-1</sup> ) | <i>α</i><br>(mm <sup>2</sup> s <sup>-1</sup> ) |
|-----------------|------------------|--|--|---|--|
| 2014-T6         | 50               | 0.883  | 277.96   | 181.6   | 74.0   |
|                 | 100              | 0.900  | 276.90   | 185.0   | 74.2   |
|                 | 150              | 0.920  | 275.84   | 190.4   | 75.0   |
| 6061-T6         | 50               | 0.923  | 270.00   | 184.6   | 74.0   |
|                 | 100              | 0.950  | 269.00   | 195.0   | 76.3   |
|                 | 150              | 0.966  | 268.00   | 199.0   | 76.9   |

La difusividad térmica es una propiedad termofísica que depende de la conductividad térmica, densidad y calor específico a presión constante del material a una temperatura específica, por lo tanto:

$$\alpha = \frac{k}{\rho C_p} \quad (\text{D.1})$$

Donde:

T; es la temperatura en (°C).

$\rho$ ; es la densidad en (g mm<sup>-3</sup>).

$k$ ; es la conductividad térmica en (J s<sup>-1</sup> mm<sup>-1</sup> °C<sup>-1</sup>).

$C_p$ ; Calor específico a presión constante en ( )

$\alpha$ ; Difusividad térmica en (mm<sup>2</sup> s<sup>-1</sup>).

## Apéndice E. Coeficiente de Convección.

Para efectos de simulación del proceso de soldadura por AEIM se calculó el coeficiente de transferencia de calor por convección promedio, en base a la consideración de las placas soldadas, de acuerdo con las dimensiones especificadas en el procedimiento experimental.

El medio de transferencia de calor en este caso es el aire a temperatura ambiente y a presión atmosférica. Por medio de la consideración de una temperatura promedio entre las temperaturas superficiales de las placas y la del aire se tienen las propiedades termofísicas de este, presentadas en la Tabla E.1. Las temperaturas promedio se determinaron a partir de las temperaturas superficiales de las placas (50, 100 y 150 °C) y la temperatura del aire quieto (25 °C).

Tabla E.1. Propiedades termofísicas del aire.

| $T_p$<br>(K) | $\nu \times 10^6$<br>( $m^2s^{-1}$ ) | $\alpha \times 10^6$<br>( $m^2s^{-1}$ ) | $k \times 10^{-3}$<br>( $Wm^{-1}K$ ) | $P_r$ | $\beta \times 10^3$<br>( $K^{-1}$ ) |
|--------------|--------------------------------------|---|--------------------------------------|-------|-------------------------------------|
| 310.5        | 16.94                                | 24.05                                   | 27.00                                | 0.705 | 3.22                                |
| 335.5        | 19.46                                | 27.75                                   | 28.92                                | 0.702 | 2.98                                |
| 360.5        | 22.07                                | 31.66                                   | 28.90                                | 0.697 | 2.77                                |

El coeficiente de expansión volumétrica  $\beta$ , está definido por el inverso de la temperatura promedio en escala absoluta (K), es decir por la ecuación E.1.

$$\beta = \frac{1}{T_p} \quad (E.1)$$

Partiendo de las correlaciones empíricas para la solución de flujos de convección en una superficie libre (flujo externo), representadas por las ecuaciones para el número de Nusselt promedio,  $\bar{Nu}_L$  y el número de Rayleigh,  $Ra_L$ .

$$\bar{Nu}_L = \frac{\bar{h}L}{k} \quad (E.2)$$

$$Ra_L = Gr_L Pr = \frac{g\beta(T_s - T_\infty)L^3}{\nu\alpha} \quad (E.3)$$

La longitud característica  $L$  está definida por el área superficial de transferencia de calor  $A_s$  y el perímetro  $P$ , por la siguiente relación.

$$L = \frac{A_s}{P} \quad (E.4)$$

Sustituyendo la ecuación E.4 en E.3, se obtiene la ecuación E.5.

$$Ra_L = Gr_L Pr = \frac{g\beta(T_s - T_\infty)\left(\frac{A_s}{P}\right)^3}{\nu\alpha} \quad (E.5)$$

Aplicando la ecuación anterior se pueden obtener los valores correspondientes para el número de Rayleigh para las temperaturas superficiales y propiedades termofísicas del aire mostradas en la tabla E.1. Los resultados se presentan en la Tabla E.2.

Tabla E.2. Valores para el número de Rayleigh en función de la temperatura.

| $T_s$<br>(K) | $Ra_L$<br>( $ms^{-1}$ ) |
|--------------|-------------------------|
| 323          | 104442.5                |
| 373          | 218766.9                |
| 423          | 262230.7                |

Los valores calculados para el número de Rayleigh son menores a  $10^9$  y mayores que cero, por lo tanto el número de Nusselt promedio está dado por la ecuación E.6.

$$\bar{Nu}_L = 0.68 + \frac{0.67(Ra_L)^{1/4}}{\left[1 + (0.492/Pr)^{9/16}\right]^{4/9}} \quad (0 < Ra_L < 10^9) \quad (E.6)$$

Por medio de la aplicación de la ecuación E.6 y despejando  $\bar{h}$  de la ecuación E.2 se determinaron los coeficientes de transferencia de calor promedio para cada condición de temperatura superficial de las placas soldadas, los resultados se presentan en la Tabla E.3.

Tabla E.3. Coeficiente de transferencia de calor por convección.

| $T_s$<br>(K) | $\bar{Nu}_L$ | $\bar{h}$<br>(Wm <sup>-2</sup> K) |
|--------------|--------------|-----------------------------------|
| 323          | 9.9          | 7.1                               |
| 373          | 11.8         | 9.0                               |
| 423          | 12.3         | 10.0                              |

### Apéndice F. Apariencia de las Soldaduras por AED y AEIM.

En este apéndice se presentan las imágenes correspondientes a la apariencia de los cordones de soldadura aplicados por medio de la técnica tradicional de pasos múltiples AED y la aplicación de un solo paso de soldadura por medio de AEIM.

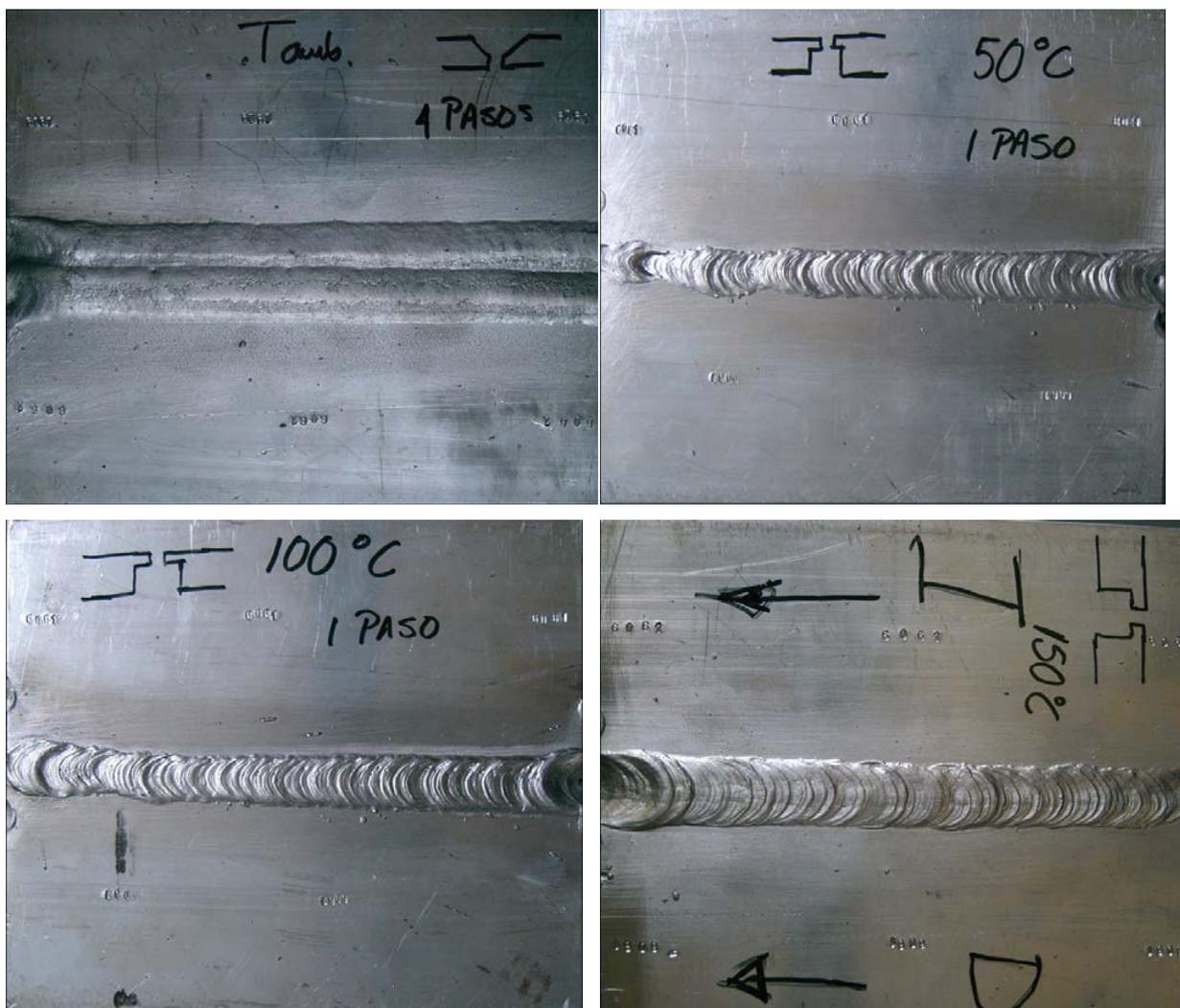


Figura F.1. Apariencia de las placas soldadas, a) AED, b) AEIM 50 °C, c) AEIM 100 °C y d) AEIM 150 °C.

La Fig. F.1-a, muestra la apariencia de la unión soldada por arco eléctrico directo con una preparación de ranura en simple V. Se emplearon 4 pasos de soldadura (1 paso de raíz y tres cordones sucesivos). Véase la porosidad superficial de la soldadura.

Las Fig. F.1-b, 1-c y 1-d corresponden a las apariencias de los cordones de soldadura para las uniones por medio de AEIM a diferentes condiciones de precalentamiento. Es importante destacar que las uniones por AEIM son de un solo paso de soldadura en placas de 12.7 mm de espesor, debe observarse también que la apariencia es uniforme y prácticamente no se presenta salpicado lateral del cordón de soldadura ni discontinuidades considerables.

### Apéndice G. Barrido Microestructural de las Uniones Soldadas.

Las siguiente micrográficas presentan los barridos de microestructuras completos de las soldaduras en las aleaciones 2014-T6 y 6061-T6 para AED y AEIM. Las letras en el costado izquierdo hacen referencia a las posiciones con respecto a la sección transversal del perfil de soldadura, es decir: inferior I, centro C y superior S.

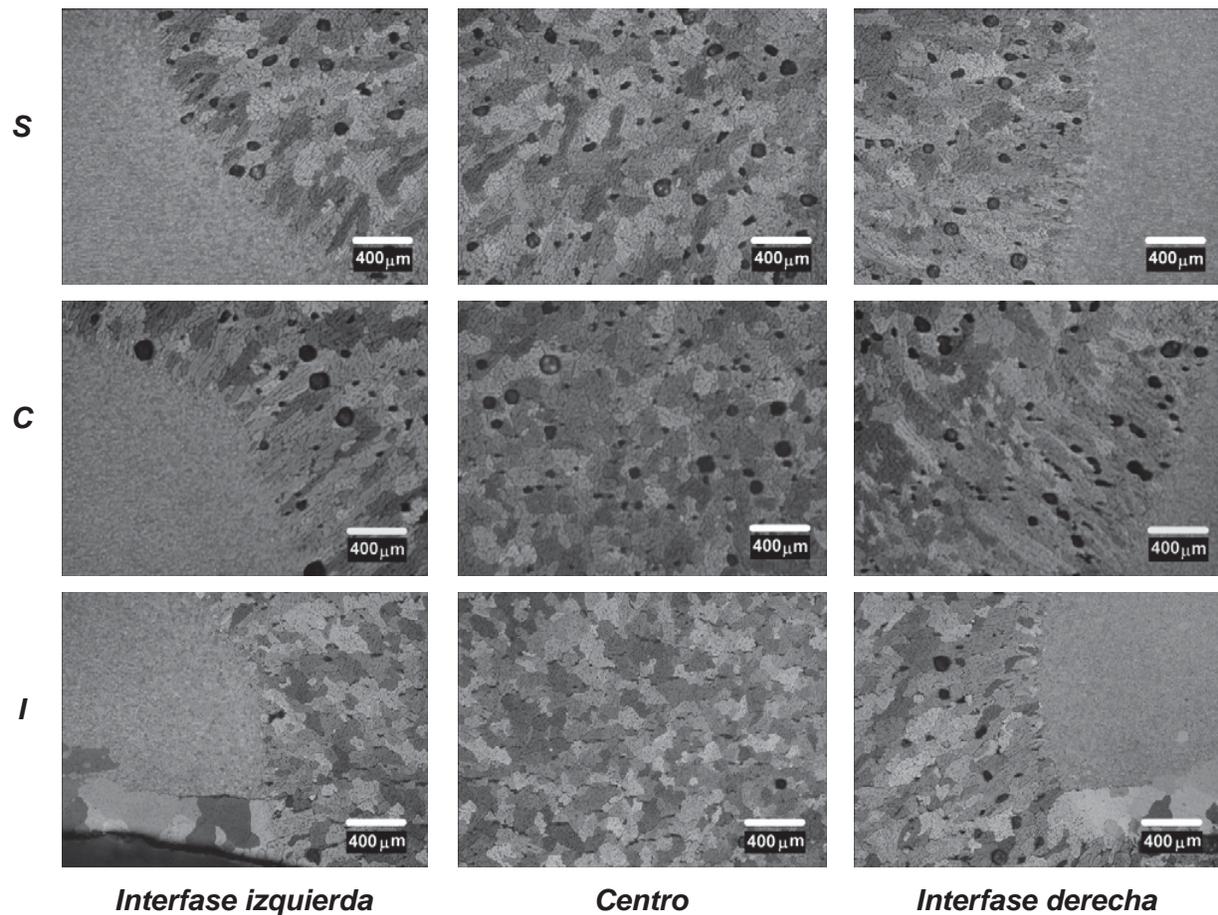


Figura G.1. Barrido de micrográficas para 2014-T6 AED.

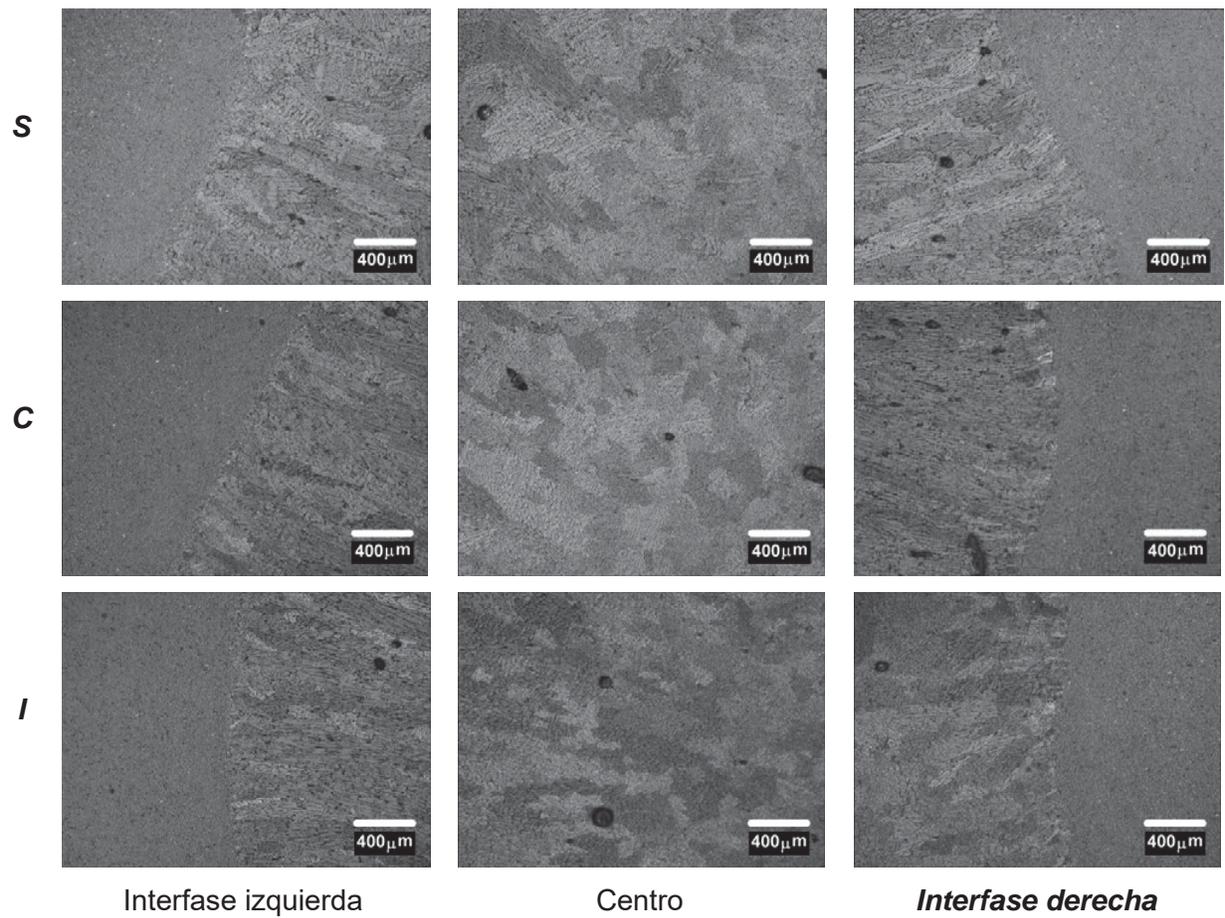


Figura G.2. Barrido de micrografías para 2014-T6 AEIM 50 °C.

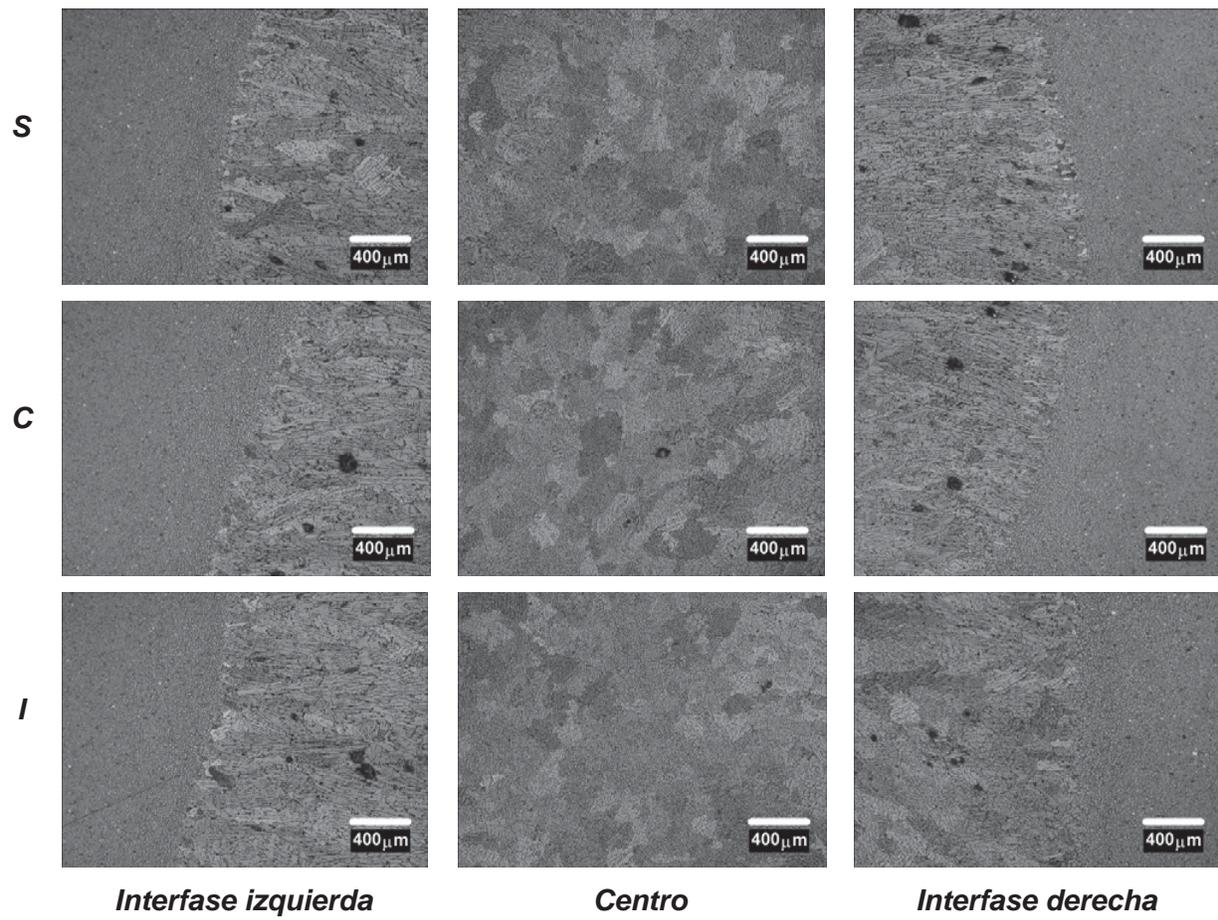


Figura G.3. Barrido de micrografías para 2014-T6 AEIM 100 °C.

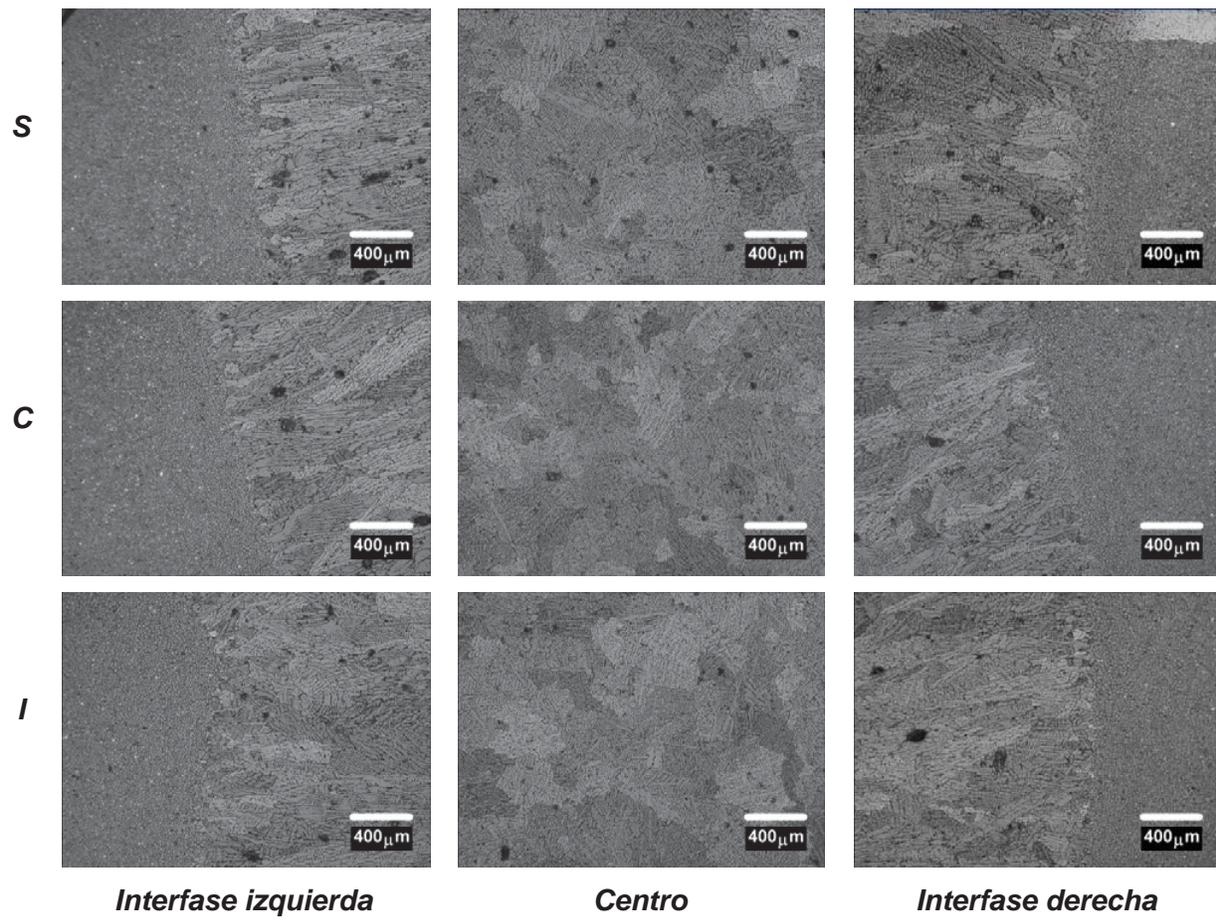


Figura G.4. Barrido de micrografías para 2014-T6 AEIM 150 °C.

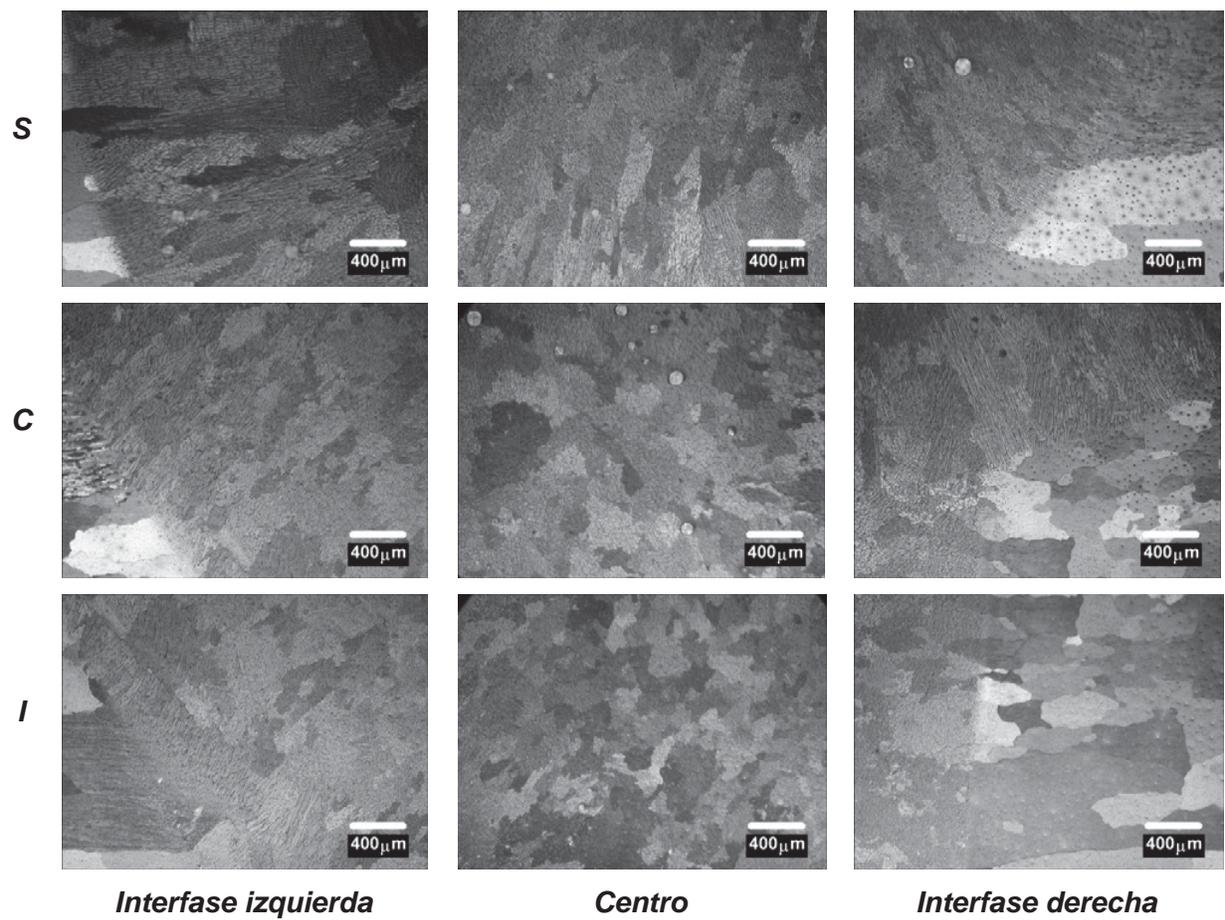


Figura G.5. Barrido de micrografías para 6061-T6 AED.

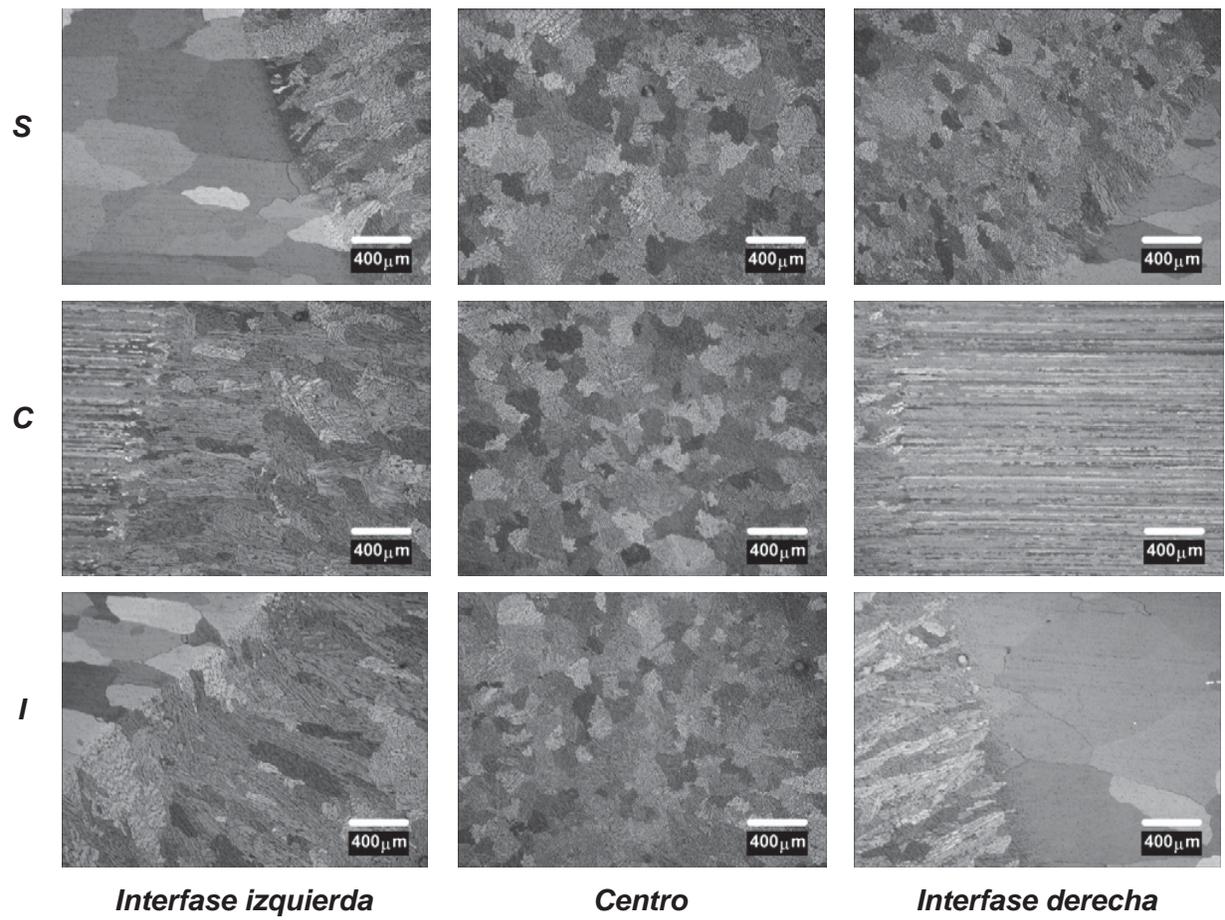


Figura G.6. Barrido de micrografías para 6061-T6 AEIM 50 °C.

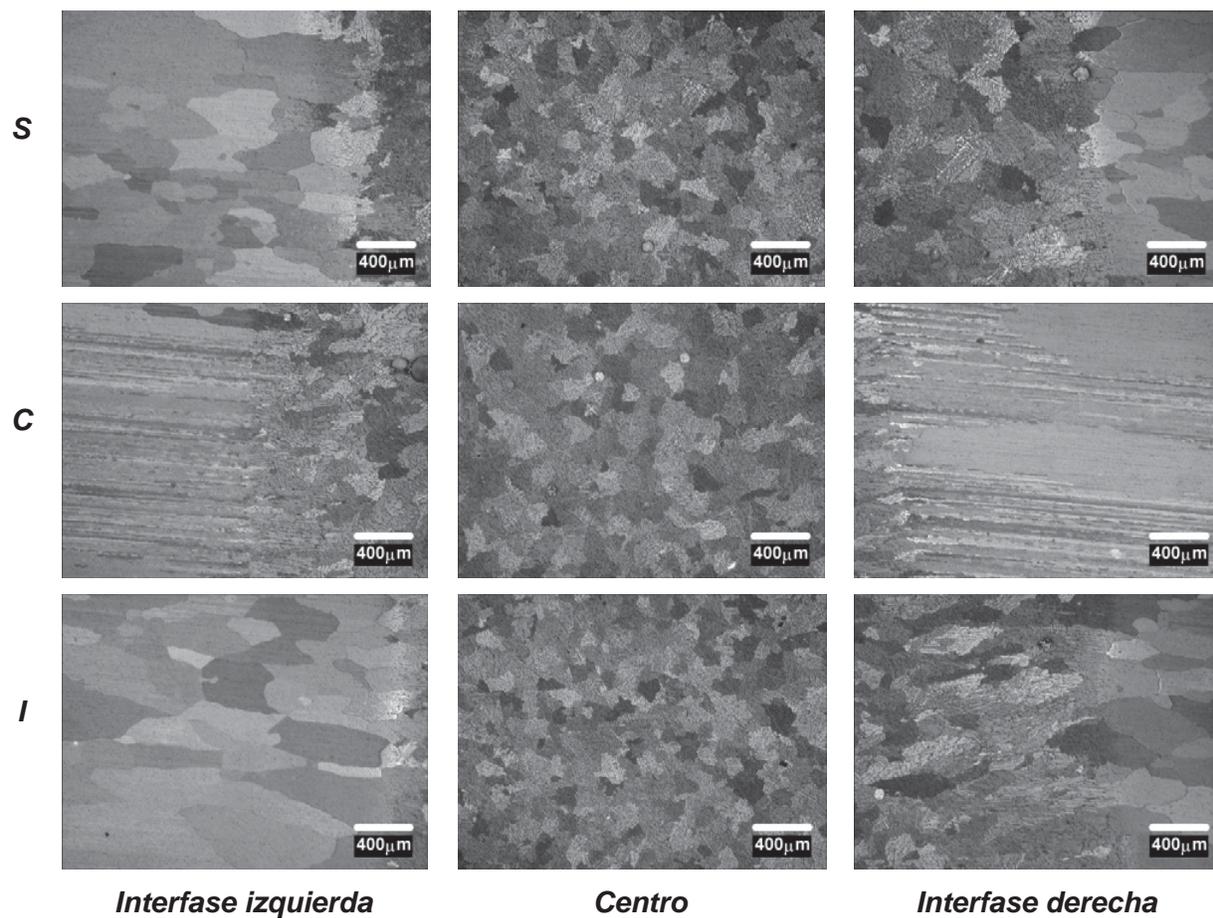


Figura G.7. Barrido de micrografías para 6061-T6 AEIM 100 °C.

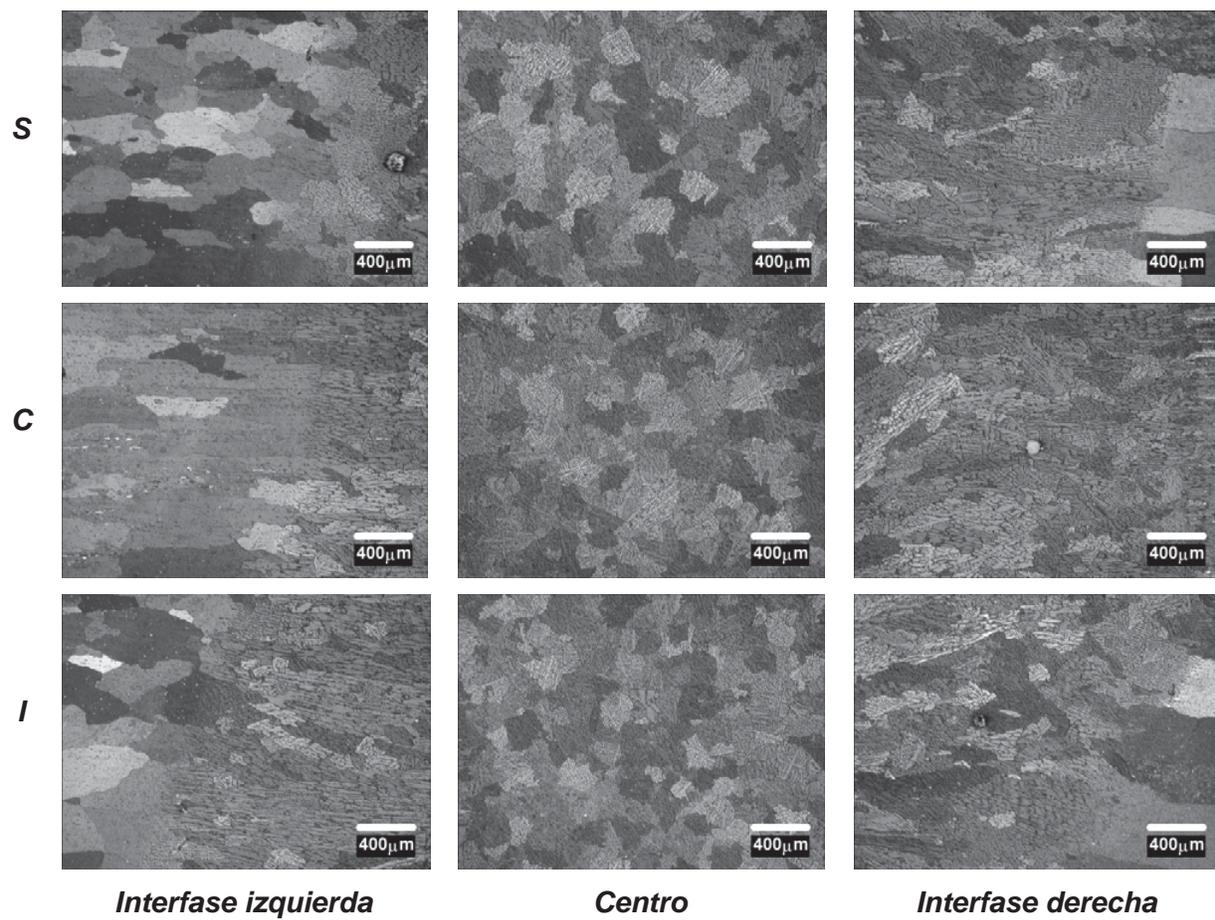


Figura G.8. Barrido de micrografías para 6061-T6 AEIM 150 °C.

## Apéndice H. Curvas Calorimétricas.

La Fig. H.1 presenta la curva calorimétrica para la aleación 6061-T6 obtenida por calorimetría en su etapa de calentamiento, mientras que la Fig. H.2 es la curva correspondiente al material de aporte. La velocidad de calentamiento fue de  $5\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{hr}^{-1}$ .

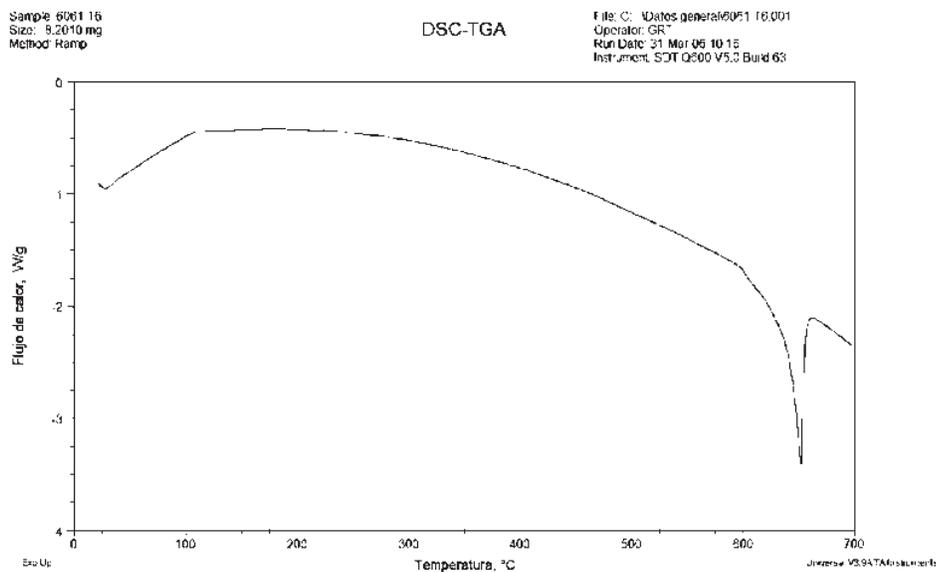


Figura H.1. Curva calorimétrica para 6061-T6.

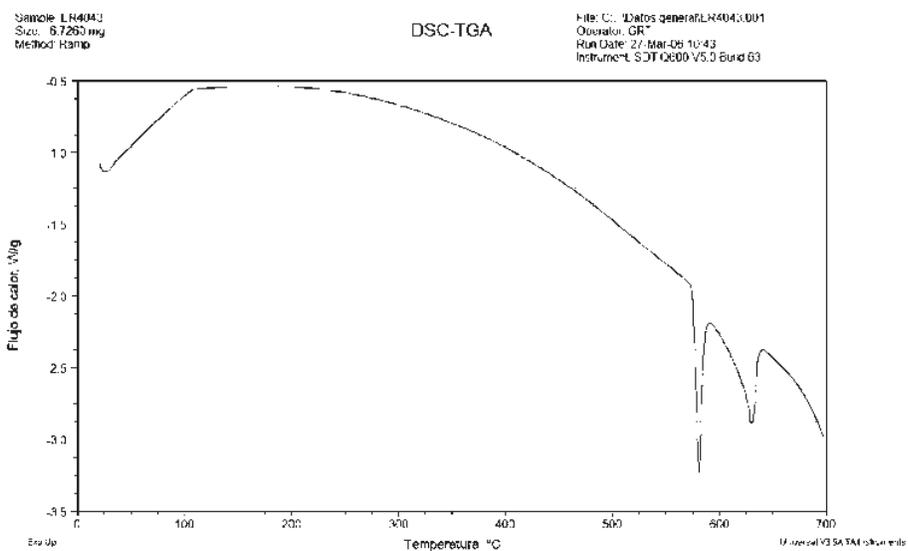


Figura H.2. Curva calorimétrica para el material de aporte ER4043.

Tabla H.1. Temperaturas de fusión y del punto eutéctico para 6061-T6 y ER4043.

| Material | Temp. Fusión<br>(°C) | Temp. Eutéctico<br>(°C) |
|----------|----------------------|-------------------------|
| 6061-T6  | 652.0                | --                      |
| ER4043   | 630.8                | 581.3                   |

## Apéndice I. Programa para Filtrar la Señal de Corriente.

Las Fig. I.1 e I.2, presentan al panel frontal y al diagrama de bloques del programa elaborado para el procesamiento de la información obtenida durante la adquisición de señales de corriente del arco eléctrico durante la soldadura en aleaciones de aluminio.

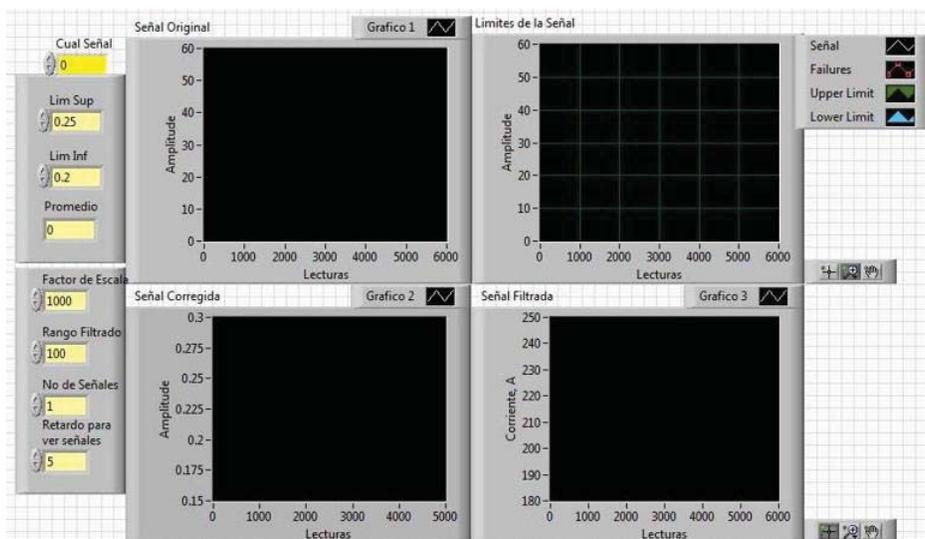


Figura I.1. Panel frontal de programa para el filtrado de señales de corriente.

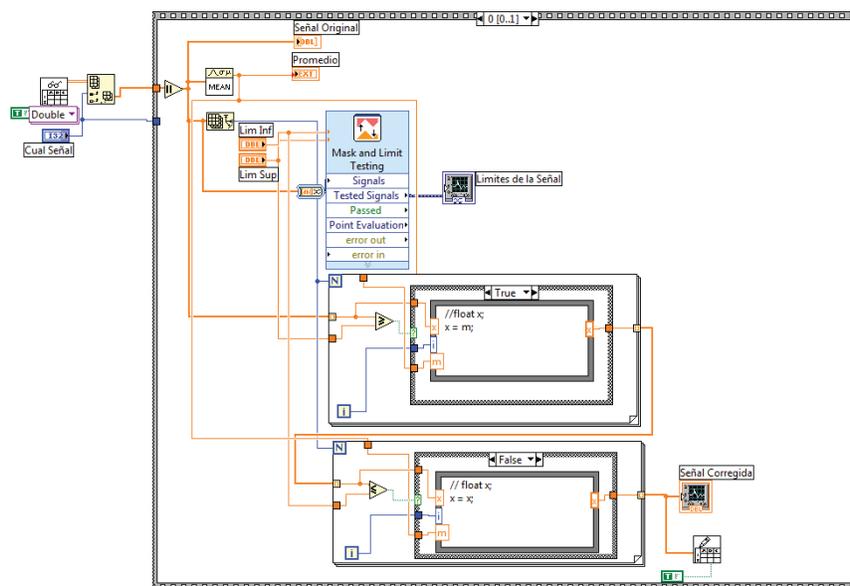


Figura I.2. Diagrama de bloques para el filtrado de señales de corriente.

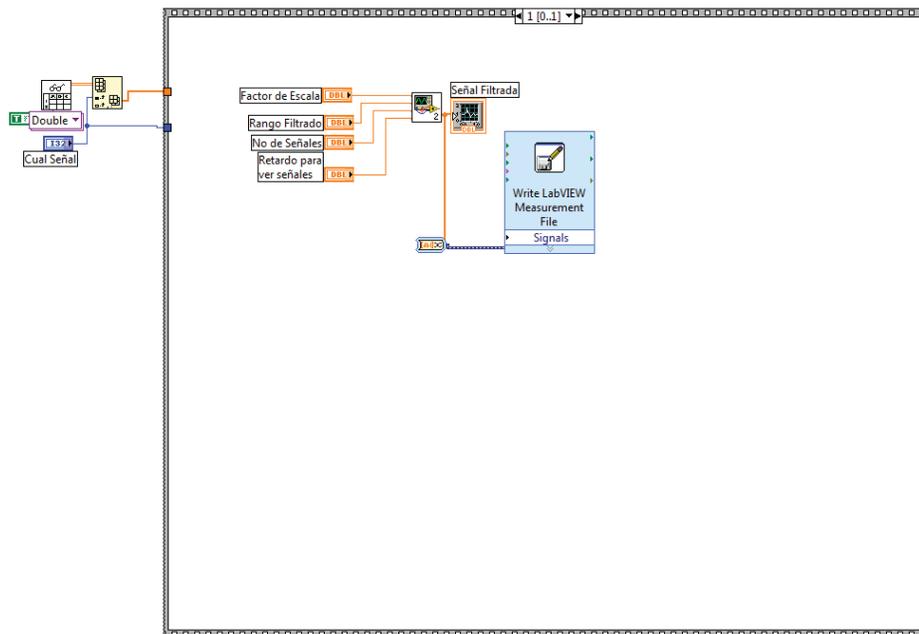


Figura I.2. Diagrama de bloques (continuación).

## Apéndice J. Programas en LabVIEW para Ciclos de Enfriamiento.

En la Fig. J.1 presentan el panel frontal del programa para la solución de la distribución de temperatura en placas gruesas, así como en la Fig. J.2 el diagrama de bloques correspondiente al mismo programa.

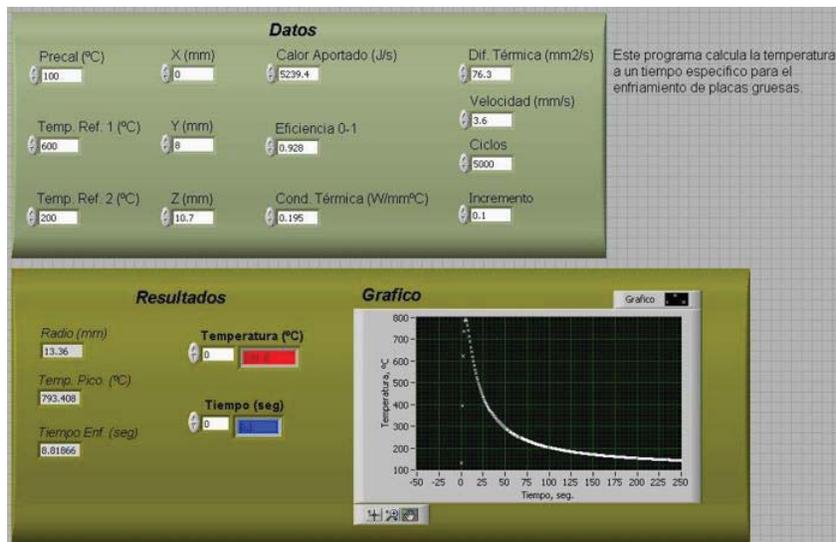


Figura J.1. Panel frontal del programa para la distribución de temperatura (placas gruesas, 3D).

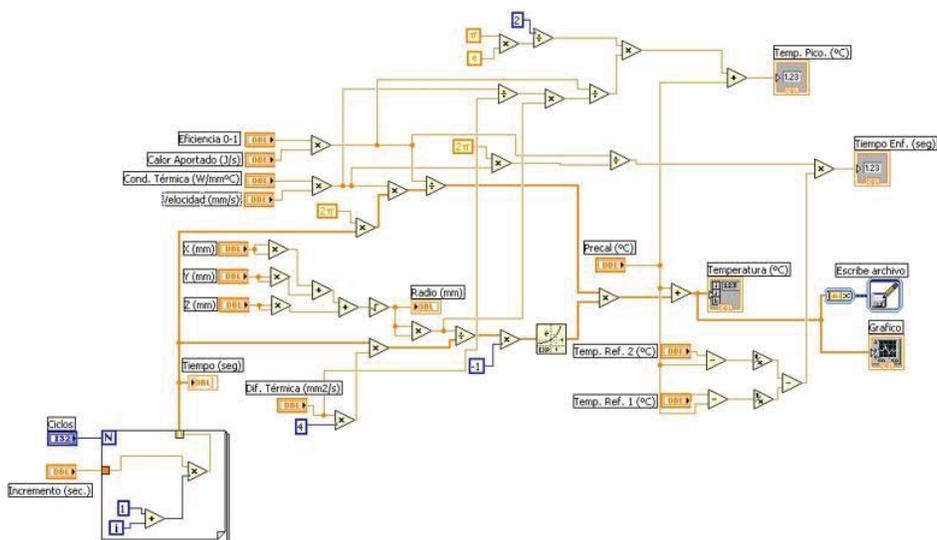


Figura J.2. Diagrama de bloques del programa para distribución de temperaturas en placas gruesas.

Igual que en el caso anterior, también se realizó un programa para la solución de placas delgadas, el panel frontal y el diagrama de bloques son presentados en las Fig. J.3 y J.4, respectivamente.

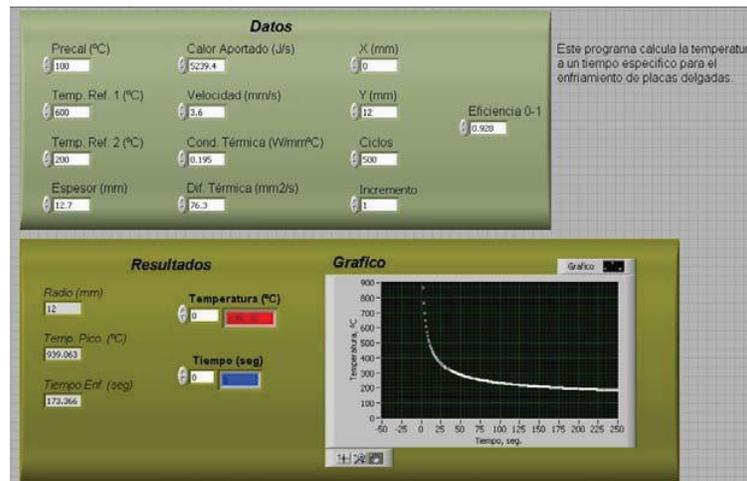


Figura J.3. Panel frontal del programa para la distribución de temperatura (placas delgadas, 2D).

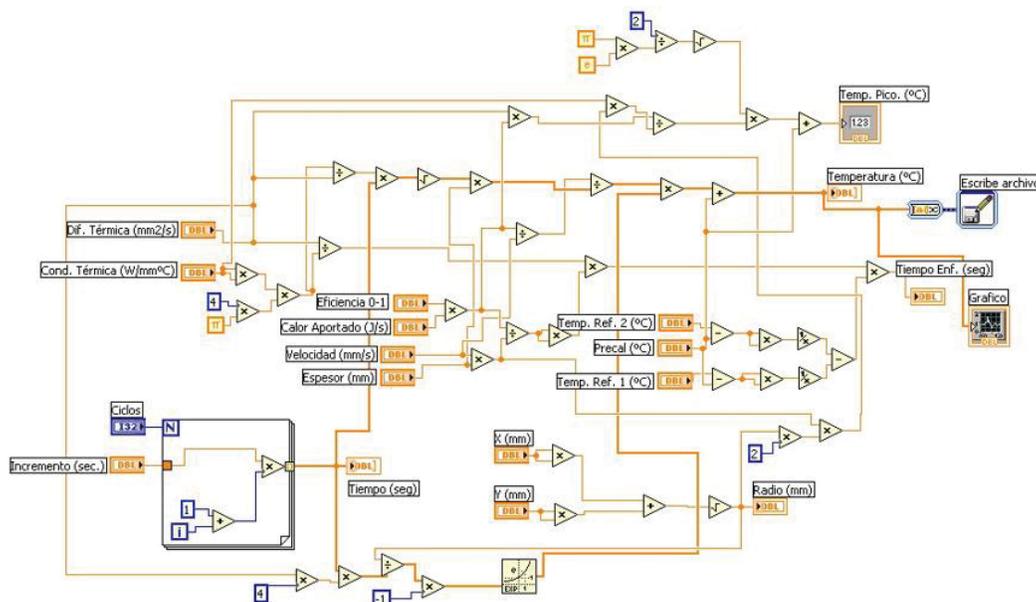


Figura J.4. Diagrama de bloques del programa para distribución de temperaturas en placas delgadas.

## Apéndice K. Ciclos Térmicos de Enfriamiento en ZAT.

A continuación, se presentan los ciclos térmicos de enfriamiento de acuerdo con la ubicación de los termopares descrita en el procedimiento experimental.

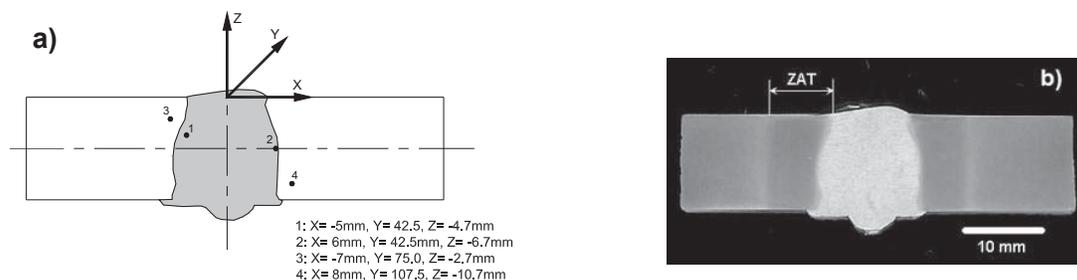


Figura K.1. Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 2014-T6 a 50 °C.

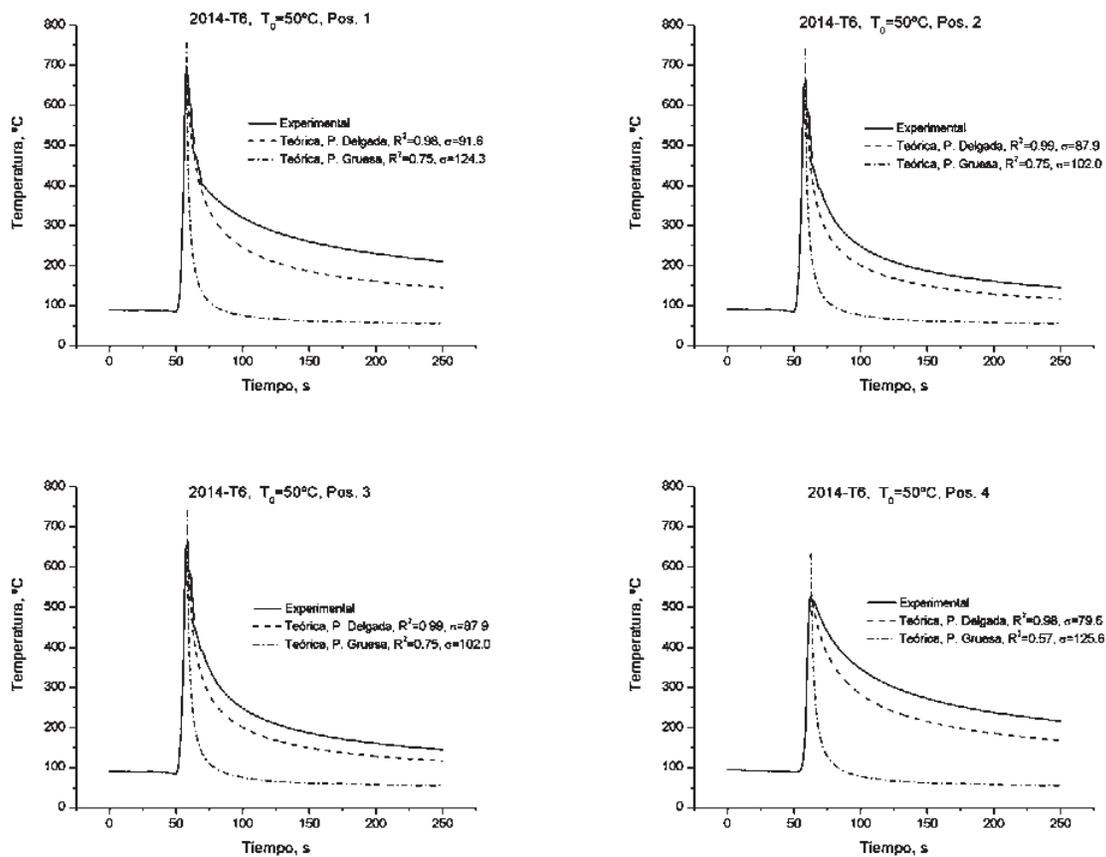


Figura K.2. Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 2014-T6 a 50 °C.

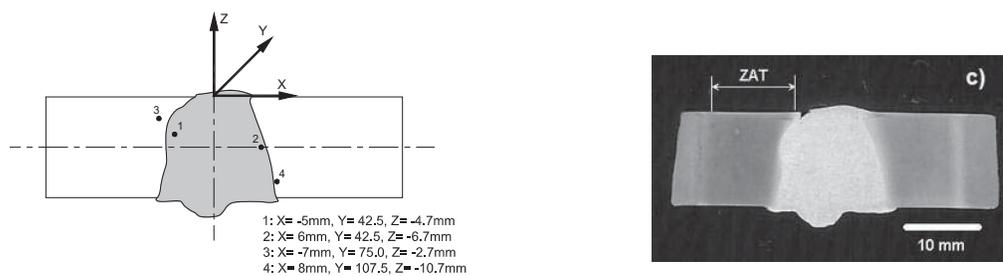


Figura K.3. Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 2014-T6 a 100 °C.

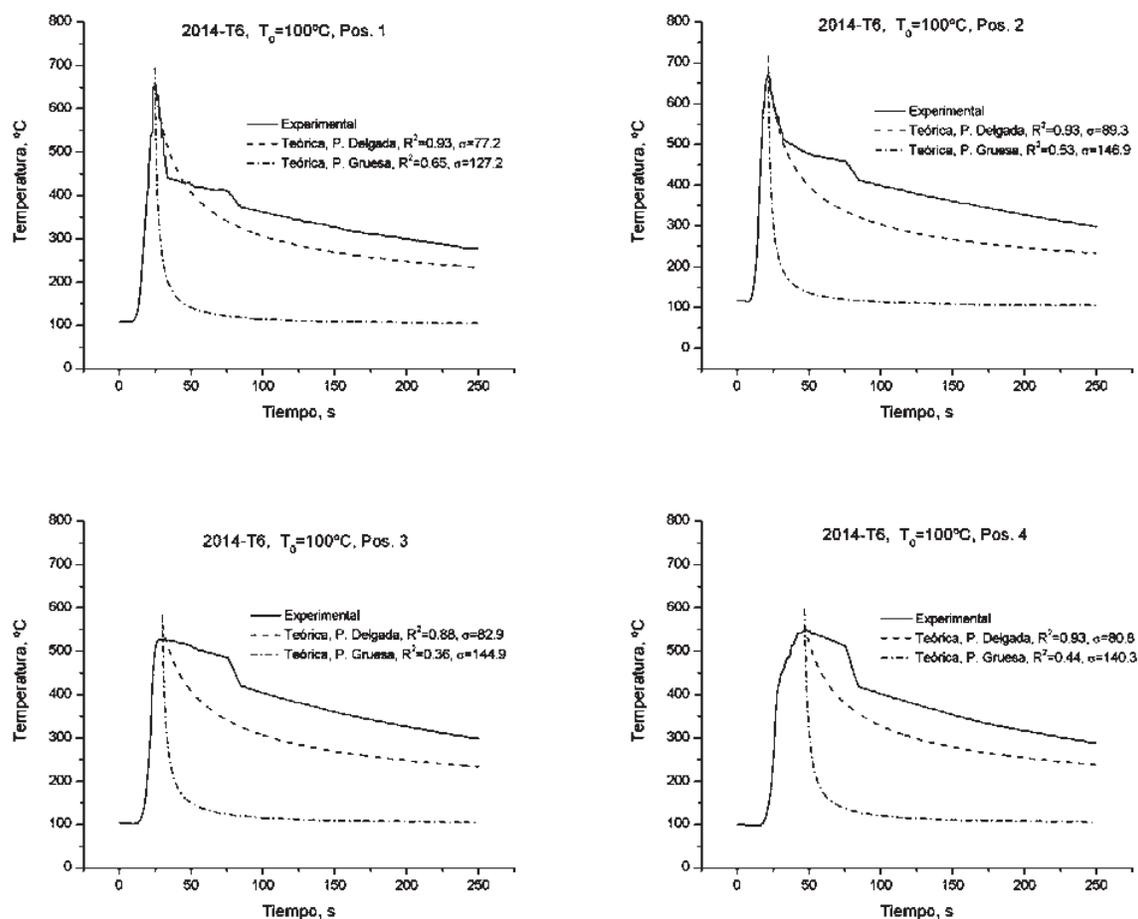


Figura K.4. Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 2014-T6 a 100 °C.

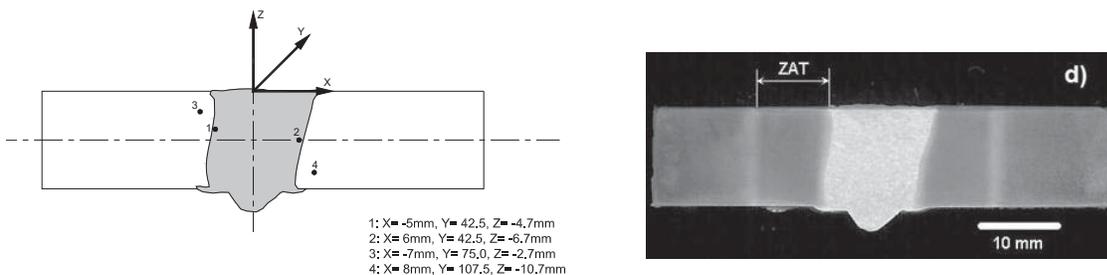


Figura K.5. Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 2014-T6 a 150 °C.

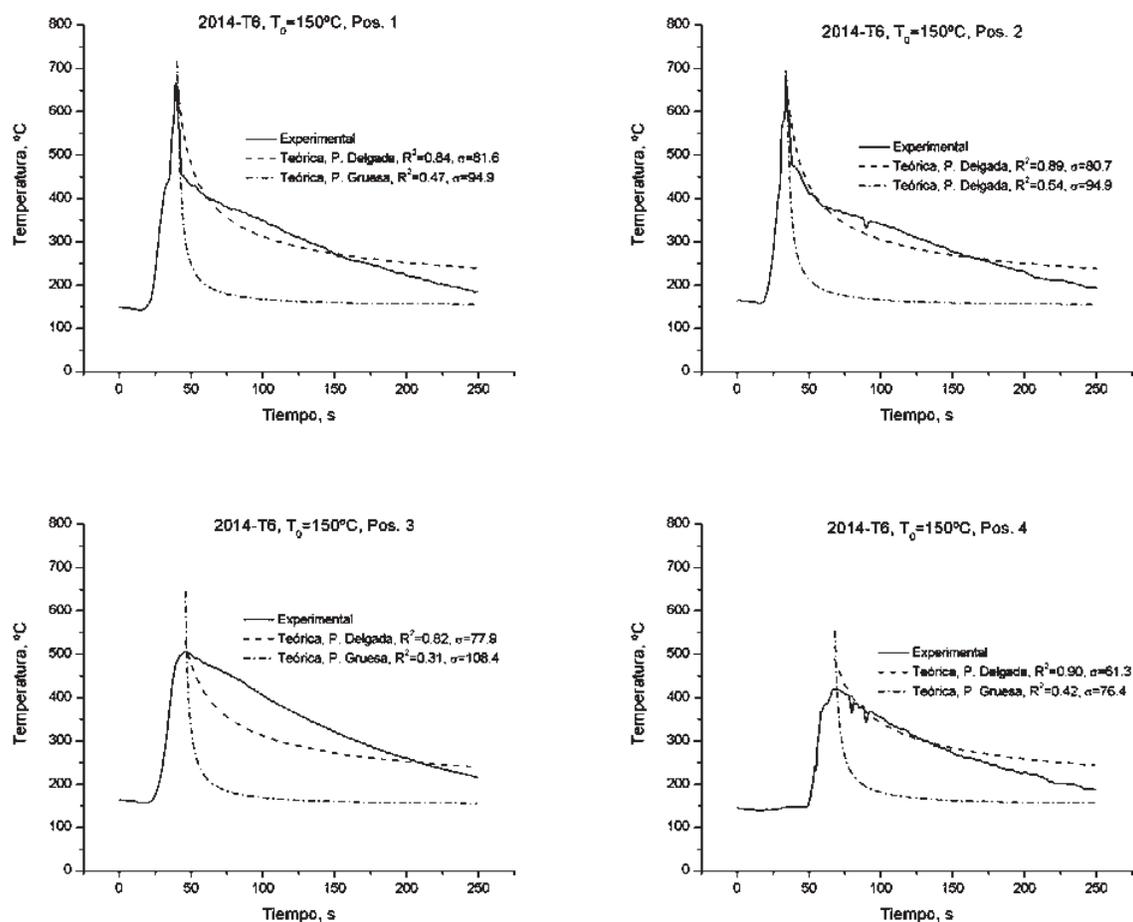


Figura K.6. Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 2014-T6 a 150 °C.

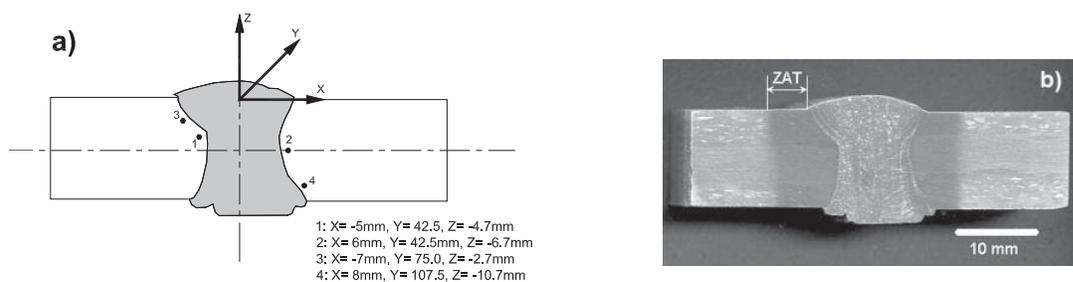


Figura K.7. Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 6061-T6 a 50 °C.

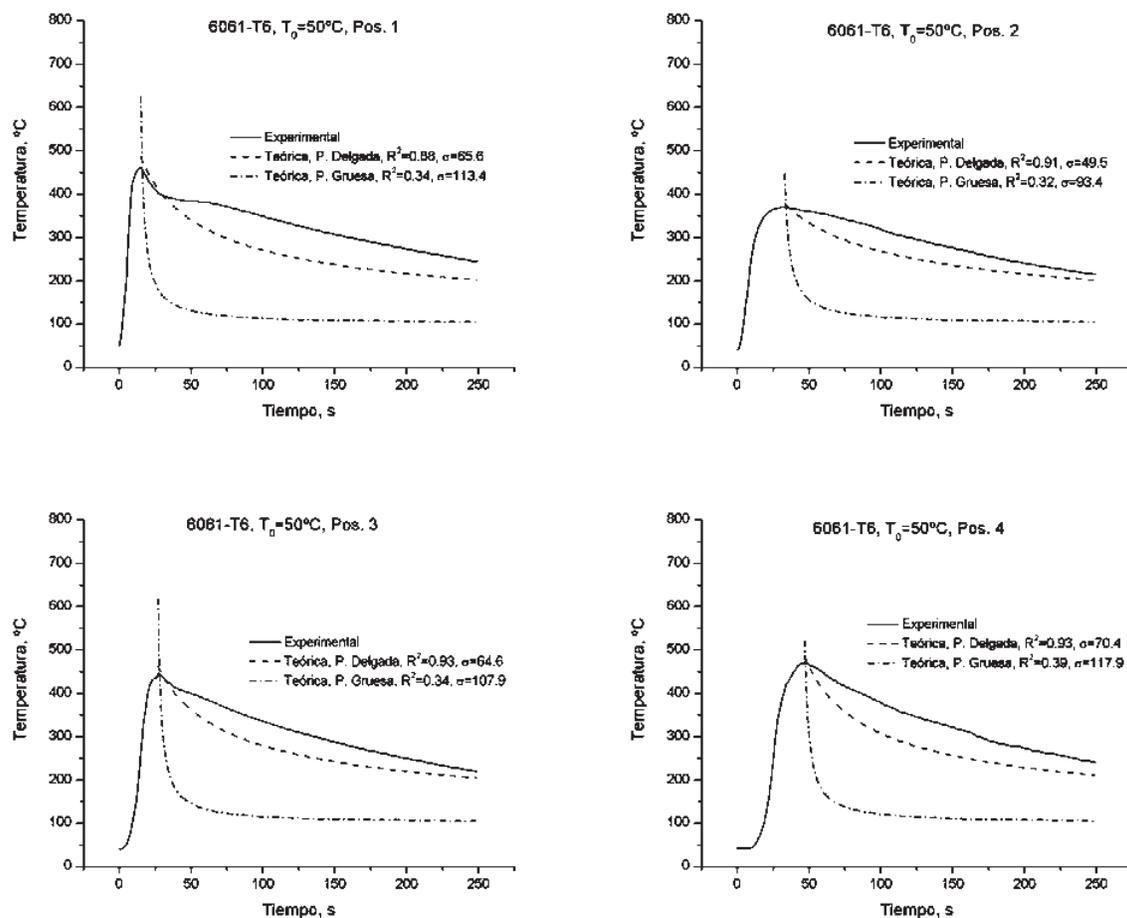


Figura K.8. Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 6061-T6 a 50 °C.

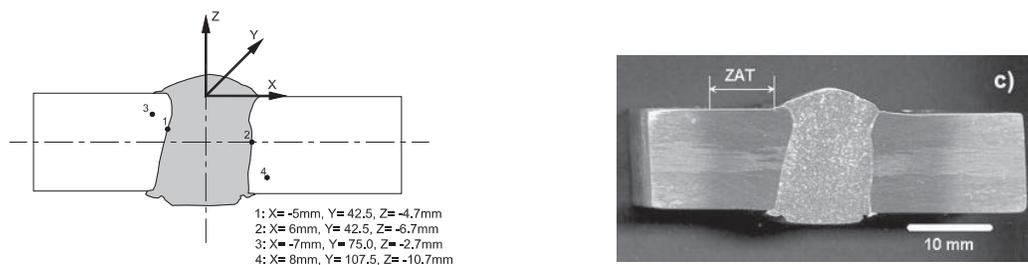


Figura K.9. Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 6061-T6 a 100 °C.

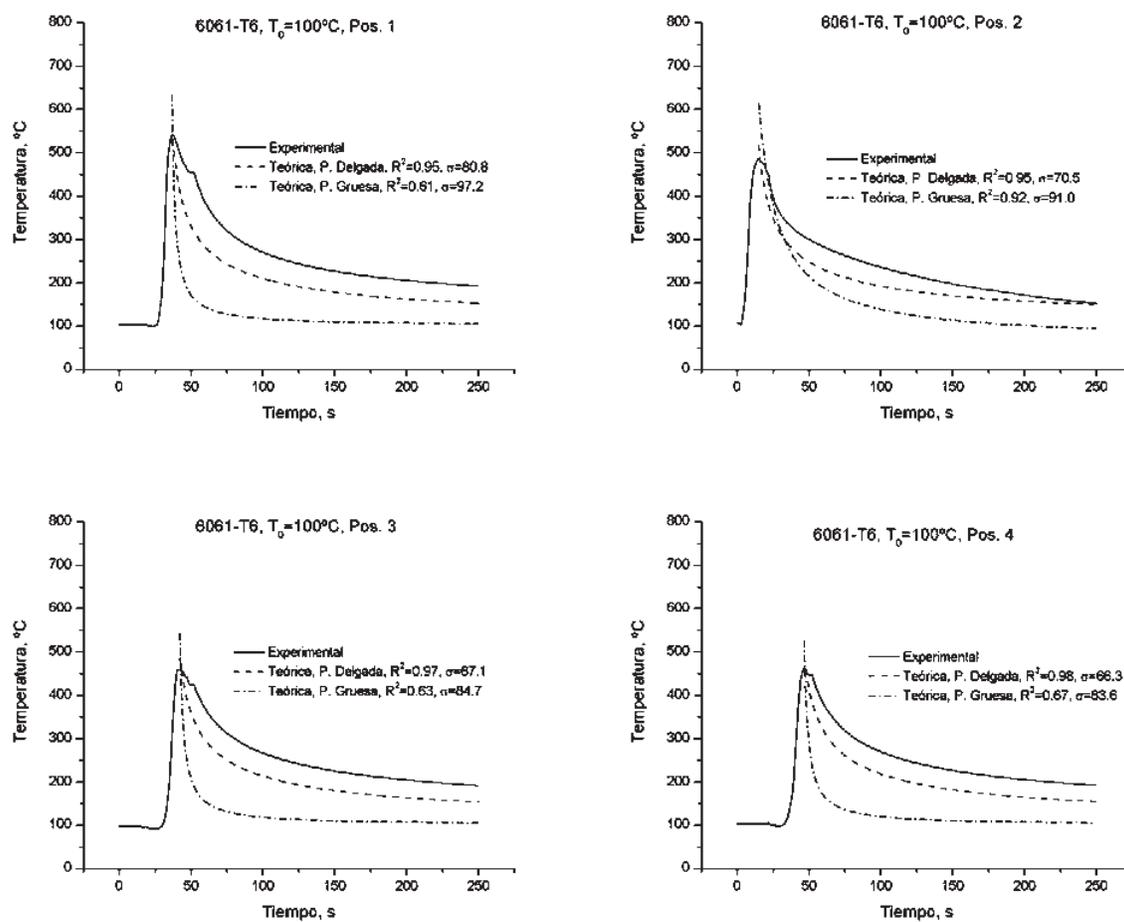


Figura K.10. Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 6061-T6 a 100 °C.

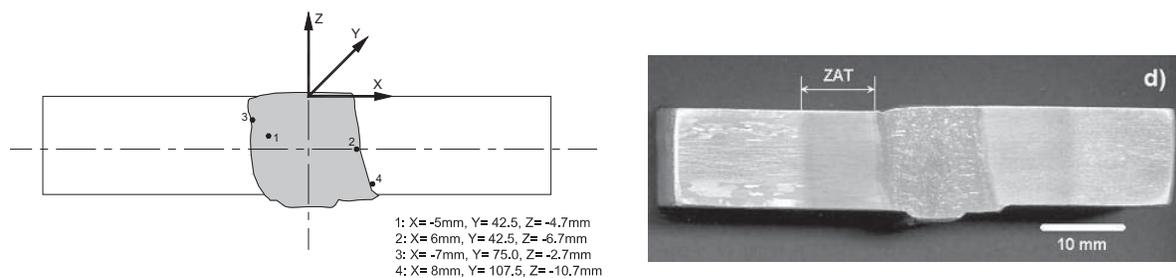


Figura K.11. Ubicación de termopares y perfil de soldadura por AEIM en 6061-T6 a 150 °C.

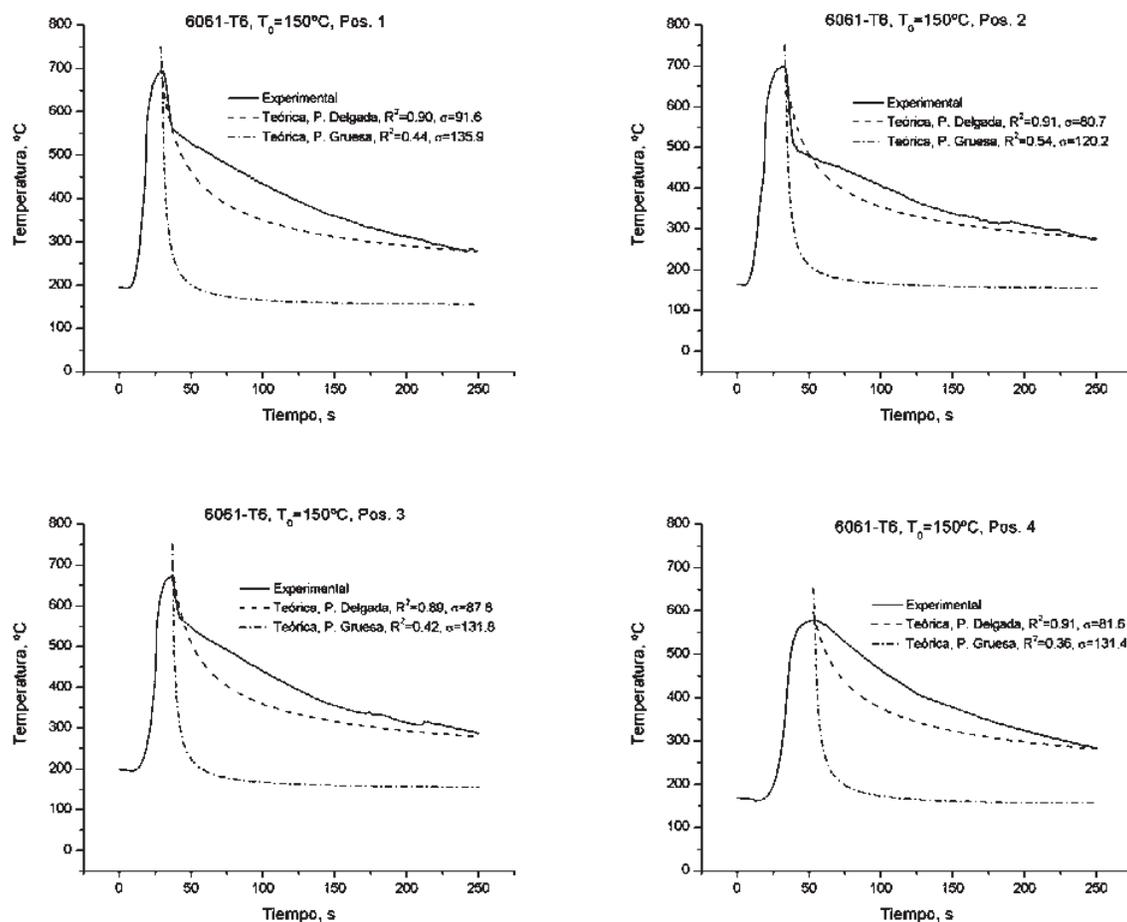


Figura K.12. Curvas de enfriamiento teóricas y experimentales para 6061-T6 a 150 °C.

## Apéndice L. Secciones Isotérmicas.

Las secciones isotérmicas teóricas y su correspondiente correlación con los perfiles de soldadura por AEIM, se presentan en las siguientes figuras.

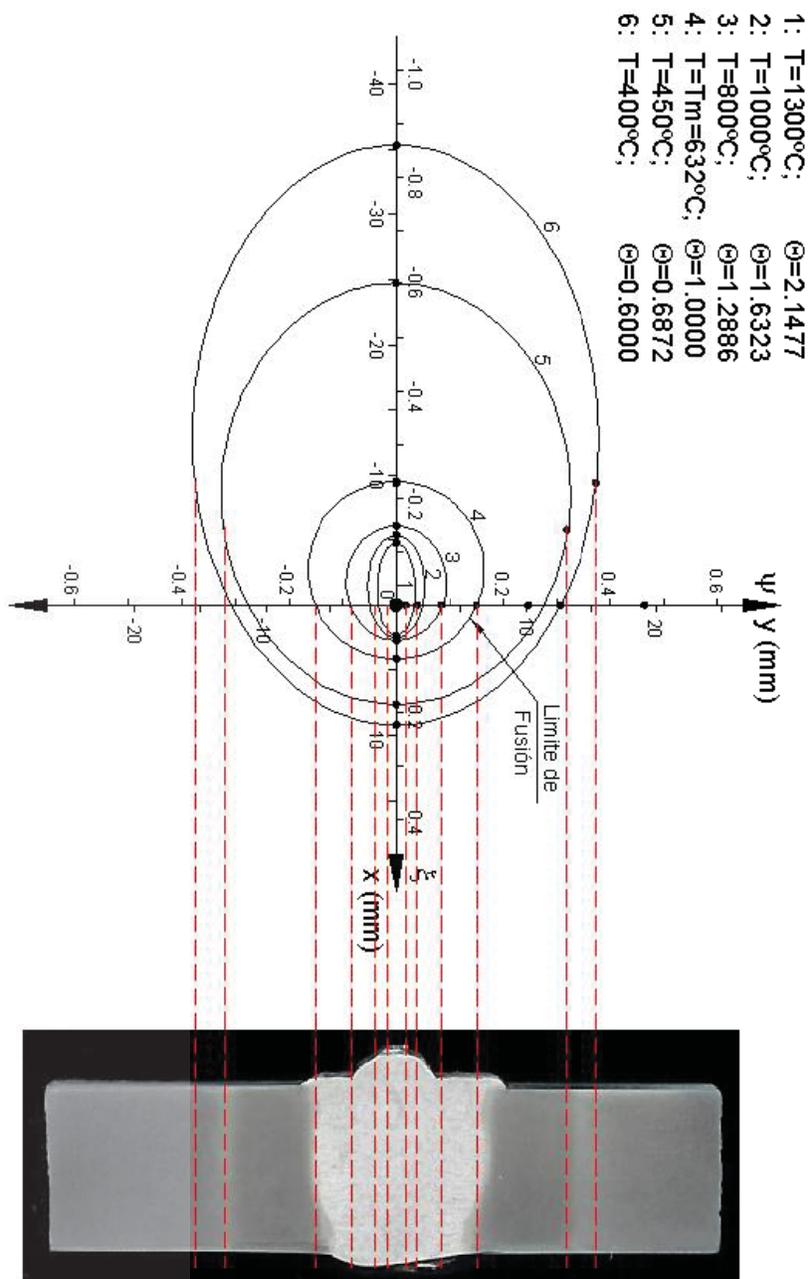


Figura L.1. Secciones isotérmicas para 2014-T6 por AEIM precalentada a 50 °C.

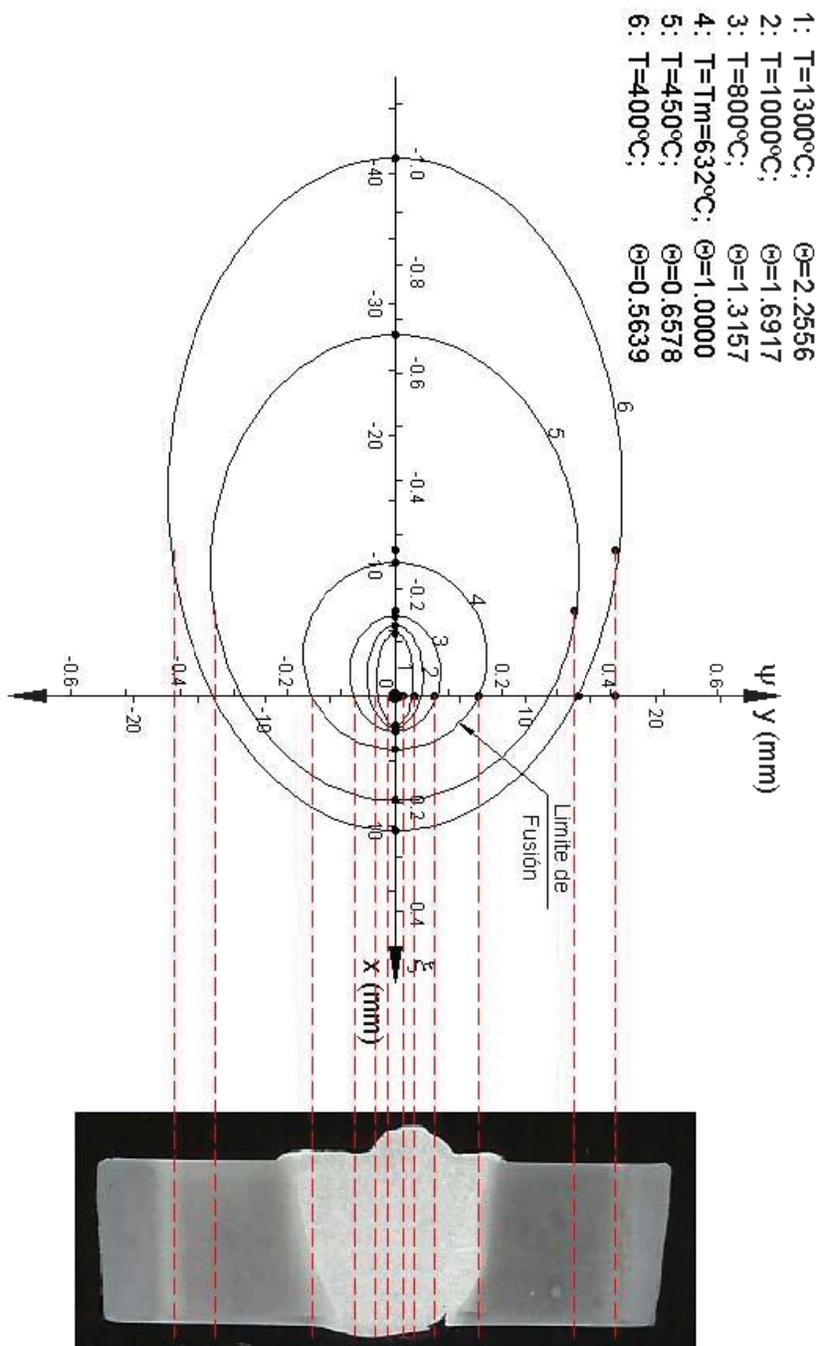


Figura L.2. Secciones isotérmicas para 2014-T6 por AEIM precalentada a 100 °C.

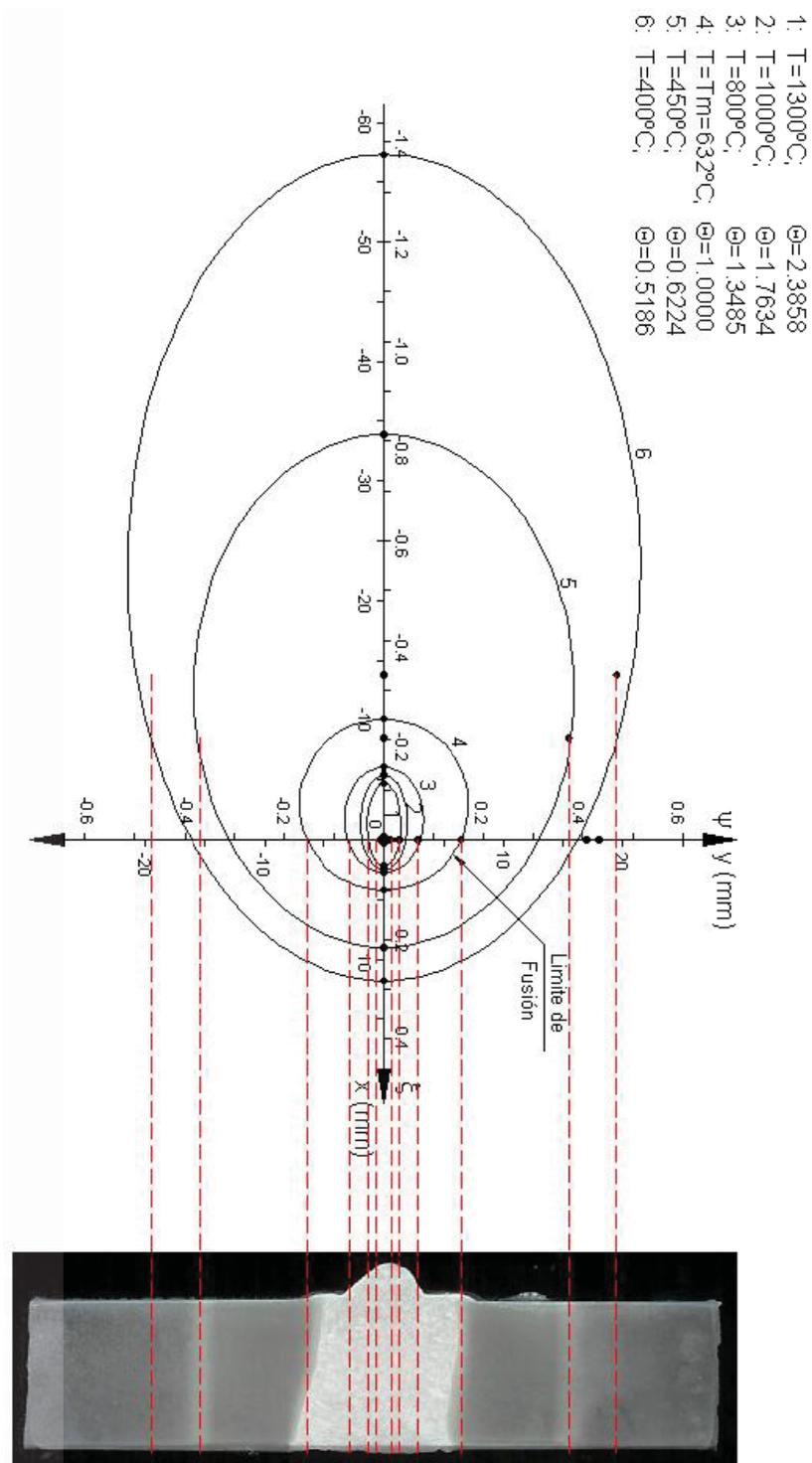


Figura L.3. Secciones isotérmicas para 2014-T6 por AEIM precalentada a 150 °C.

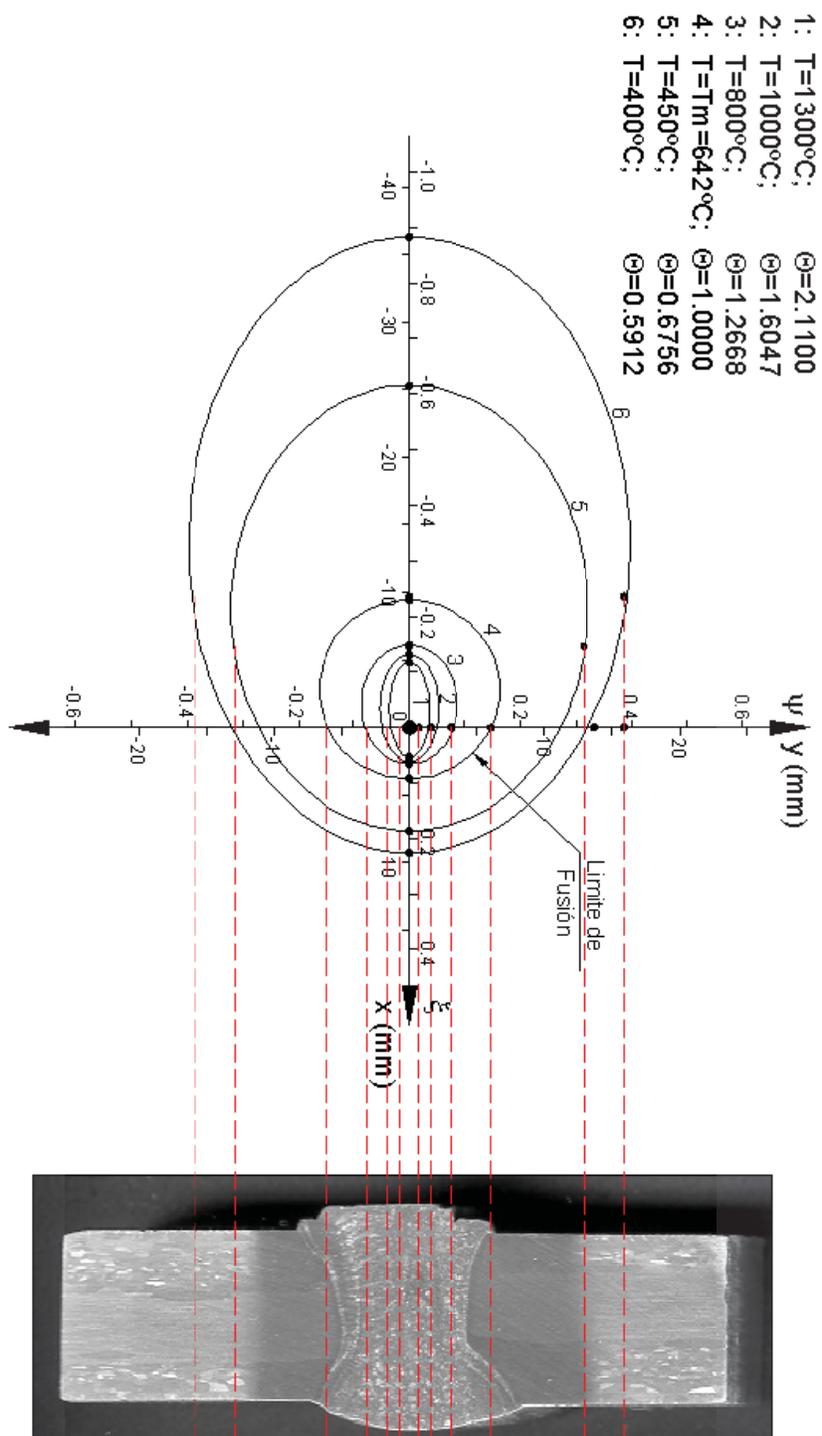


Figura L.4. Secciones isotérmicas para 6061-T6 por AEIM precalentada a 50 °C.

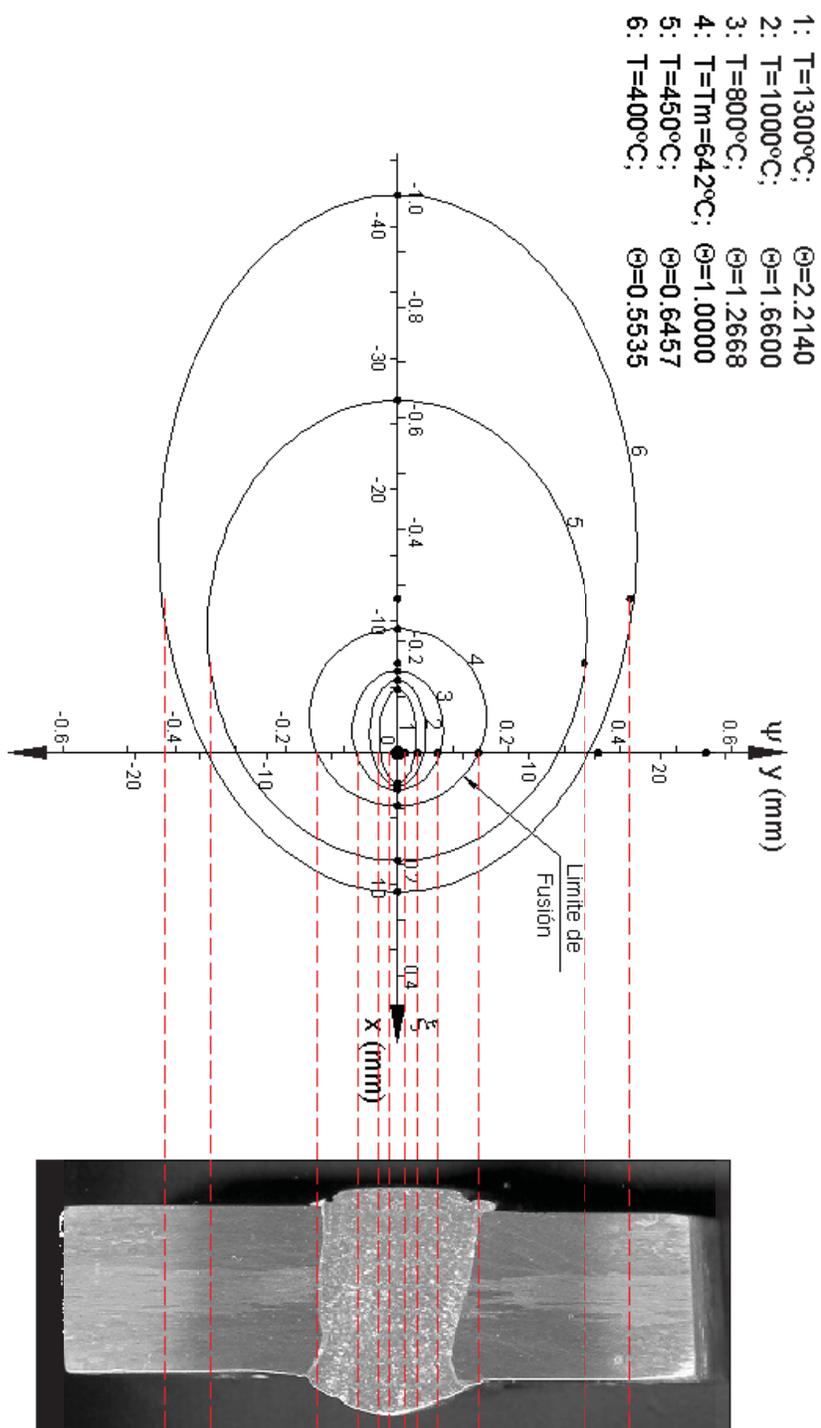


Figura L.5. Secciones isotérmicas para 6061-T6 por AEIM precalentada a 100 °C.

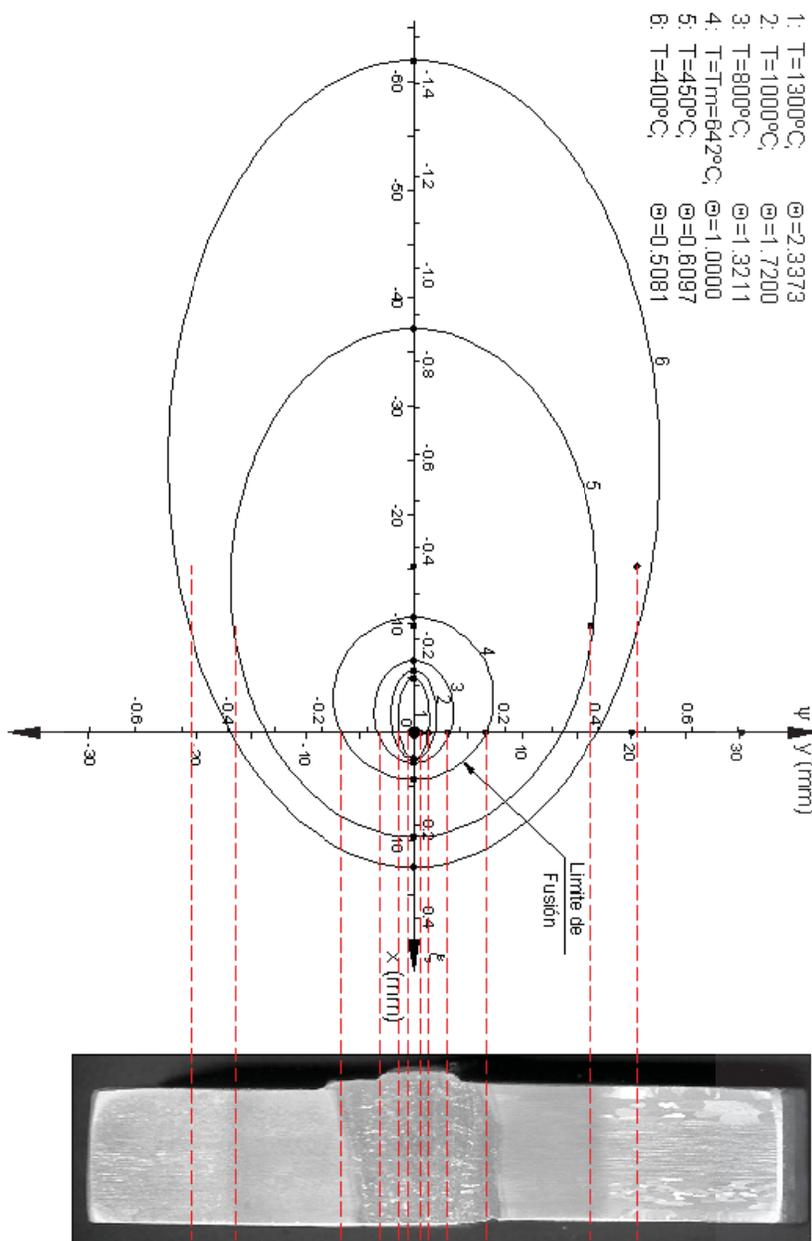


Figura L.6. Secciones isotérmicas para 6061-T6 por AEIM precalentada a 150 °C.