



UNIVERSITAT  
POLITÈCNICA  
DE VALÈNCIA

---

**PROGRAMA DE DOCTORADO EN INGENIERÍA  
MECÁNICA Y MATERIALES**

**TESIS DOCTORAL**

**INVESTIGACIÓN DE LAS MODIFICACIONES  
MICROESTRUCTURALES Y PROPIEDADES  
MECÁNICAS EN UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO  
AA6082-T6 SOLDADA CON LA TÉCNICA DE  
FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW)**

**Autor: Elkin Martínez Díaz**

**Director: Vicente Amigó Borrás**

**Valencia, Diciembre de 2015**



*A Dios por darme fuerza, sapiencia y voluntad*

*A mis hijos, Paula y Andrés, y a mi esposa, Raquel: por su constante ayuda y apoyo para seguir adelante y poder terminar este proyecto, por sus muchas alegrías, por entender mi ausencia y saber esperar*

*A la memoria de mi madre, Otilia: sé que siempre me acompañas y me apoyas desde donde estés. Este logro va por ti mamá*

*A mi padre Yesid y hermanos Juan Carlos, Yesid y Mauricio: por sus muestras de afecto constante, por creer en mí y por verme siempre como un ejemplo a seguir*

*A mis suegros, Maribel y Manuel, que siempre han estado pendientes de mí y colaborando en todo momento con el cuidado de sus nietos*



## **Agradecimientos**

*Me gustaría agradecer a todos aquellos que han hecho posible la realización de esta tesis doctoral.*

*A mi director de tesis, Dr. D. Vicente Amigó Borrás, por su inestimable interés, continua colaboración, apoyo y buenos consejos.*

*A Egoitz Aldanondo del Centro de Tecnologías de Unión LORTEK-IK 4, por su colaboración en la obtención de las uniones soldadas por FSW y por los datos de parámetros de proceso proporcionados.*

*A todos los compañeros de trabajo del Instituto Tecnológico Metalmecánico de Valencia, AIMME, que de una u otra forma me han colaborado en las etapas de esta investigación.*

*Al personal del servicio de Microscopía de la Universidad Politécnica de Valencia: Alicia, Manolo, José Luis y, en especial, a Ximo por sus tardes de EBSD y de tertulia en la cafetería del Galileo.*

*Al personal técnico del DIMM: Fátima, Mari Carmen y Pepe, por la colaboración prestada durante los primeros años de estudios.*

*Y por último, a todos los que han sido compañeros y amigos desde que llegué a España en 2003 y durante el tiempo de estancia en la UPV: Victoria, Inma, Yaneth, Leonir, Lisa, Alicia, Óscar, Bernabé, Carlos (El chamaco), Pierre. Por todos los ratos que compartimos. Y como olvidar a Antoine Antebas: esto también va por ti amigo, sé que donde estés vas a celebrarlo conmigo.*



## RESUMEN

La soldadura por fricción-agitación (FSW) es proceso de unión que utiliza una herramienta no consumible que genera calor por fricción (sin llegar al punto de fusión) y deformación plástica en la línea de soldeo a medida que rota y avanza la herramienta, con lo que se obtiene una unión soldada en estado sólido. Esta técnica es capaz de unir muchos materiales de ingeniería pero se ha centrado inicialmente en las aleaciones de aluminio de alta resistencia (series 2XXX, 6XXX y 7XXX) debido a dos enfoques principales: porque son difíciles de soldar por procesos de soldadura por fusión convencionales y por sus aplicaciones en sectores claves como automoción, aeronáutico, aeroespacial, construcción naval y otras industrias de fabricación, debido a la alta relación resistencia/peso. Los parámetros de FSW como velocidad de rotación, velocidad de avance, relación de soldeo (WPR), perfil de la herramienta, entre otros, son responsables de la obtención de soldadas sanas (sin defectos), de las transformaciones microestructurales, de las propiedades mecánicas y tecnológicas de las uniones soldadas. Por lo tanto, es importante estudiar la relación parámetros-microestructura-propiedades para mantener la calidad de las juntas soldadas.

En este trabajo se ha estudiado la influencia de algunos parámetros de procesado FSW (velocidad de avance, velocidad de rotación, relación de soldeo, configuración de junta) en las modificaciones microestructurales, propiedades mecánicas y tecnológicas para una chapa laminada de aleación de aluminio AA6082-T6 de 5 mm de espesor. Para las cuatro configuraciones obtenidas se han caracterizado a profundidad la microestructura con varias técnicas, tales como, microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB), microscopía electrónica de

transmisión (MET), difracción de electrones retrodispersados (EBSD) y calorimetría diferencia de barrido (DSC) para identificar fases, dispersoides, segundas fases, disolución y precipitación de fases, sub-estructura, textura cristalográfica, etc., en cada zona de soldadura y para cada configuración. También se han obtenido las propiedades mecánicas a través de ensayos de microdureza, tracción y fatiga, y propiedades tecnológicas a través de ensayos de corrosión acelerada.

Los resultados de la experimentación indican que se pueden obtener cordones sanos, es decir, libres de defectos con diferentes parámetros de procesado, y que éstos influyen en gran medida en la microestructura y por ende en las propiedades mecánicas y tecnológicas. Igualmente, encontramos que se pueden obtener mejores propiedades mecánicas de tracción y dureza para una relación de soldeo (WPR) con bajo aporte térmico y soldadura por una cara, mientras que las mejores propiedades a fatiga se obtienen para la configuración con alto aporte térmico y soldadura por una cara. En comparación, el metal base tiene mejores propiedades mecánicas y bajas propiedades a corrosión con respecto a las cuatro configuraciones estudiadas y, en ningún caso las soldaduras por ambas caras fueron una opción revulsiva de las soldaduras por una cara.



## RESUM

La soldadura per fricció-agitació (FSW) és un procés d'unió que utilitza una eina no consumible que genera calor per fricció (sense arribar al punt de fusió) i deformació plàstica en la línia de soldadura a mesura que gira i avança l'eina, amb el que s'obté una unió soldada en estat sòlid. Aquesta tècnica és capaç d'unir molts materials d'enginyeria però s'ha centrat inicialment en els aliatges d'alumini d'alta resistència (sèries 2xxx, 6xxx i 7XXX) a causa de dos enfocaments principals: perquè són difícils de soldar per processos de soldadura per fusió convencionals i per les seves aplicacions en sectors claus com automoció, aeronàutic, aeroespacial, construcció naval i altres indústries de fabricació, degut a l'alta relació resistència/pes. Els paràmetres de FSW com velocitat de rotació, velocitat d'avanç, relació de soldadura (WPR), perfil de l'eina, entre d'altres, són responsables de l'obtenció de soldadures sanes (sense defectes), de les transformacions microestructurals, de les propietats mecàniques i tecnològiques de les unions soldades. Per tant, és important estudiar la relació paràmetres-microestructura-propietats per mantenir la qualitat de les juntes soldades.

En aquest treball s'ha estudiat la influència d'alguns paràmetres de processat FSW (velocitat d'avanç, velocitat de rotació, relació de soldadura, configuració de les juntes) en les modificacions microestructurals, propietats mecàniques i tecnològiques per a una xapa laminada d'aliatge d'alumini AA6082- T6 de 5 mm de gruix. Per a les quatre configuracions obtingudes s'han caracteritzat a profunditat la microestructura amb diverses tècniques, com ara, microscòpia òptica (MO), microscòpia electrònica de rastreig (MER), microscòpia electrònica de transmissió (MET), difracció d'electrons retrodispersats (EBSD) i calorimetria diferencial

d'escombrat (DSC) per identificar fases, dispersoides, segones fases, dissolució i precipitació de fases, sub-estructures, textura cristal·logràfica, etc., a cada zona de soldadura i per a cada configuració. També s'han obtingut les propietats mecàniques a través d'assajos de microduresa, tracció i fatiga, i propietats tecnològiques a través d'assaigs de corrosió accelerada.

Els resultats de l'experimentació indiquen que es poden obtenir cordons sans, és a dir lliures de defectes, amb diferents paràmetres de processat, i que aquests influeixen en gran mesura en la microestructura i per tant en les propietats mecàniques i tecnològiques. Igualment, trobem que es poden obtenir millors propietats mecàniques de tracció i duresa per una relació de soldadura (WPR) amb baix contingut tèrmic i soldadura per una cara, mentre que les millors propietats a fatiga s'obtenen per a la configuració amb alta aportació tèrmica i soldadura per una cara. En comparació, el metall base té millors propietats mecàniques i baixes propietats a corrosió pel que fa a les quatre configuracions estudiades i, en cap cas les soldadures per ambdues cares van ser una opció revulsiva de les soldadures

## **ABSTRACT**

The friction stir welding (FSW) is a joining process that uses a non-consumable tool generates frictional heat (without reaching the melting point) and plastic deformation in the weld line as it rotates and moves the tool, so that a welded joint is obtained in solid state. This technique is capable to join many engineering materials but was initially focused on high strength aluminum alloys (series 2XXX, 6XXX and 7XXX) due to two main approaches: because they are difficult to weld by conventional welding processes fusion for their applications in key sectors such as automotive, aviation, aerospace, shipbuilding and other manufacturing industries due to high strength/weight ratio. FSW parameters as rotational speed, welding speed, weld pitch ratio (WPR), tool profile, among others, are responsible for obtaining sound welds (flawless), of the microstructural changes, of the mechanical and technological properties of welded joints. Therefore, it is important to study the parameters-microstructure-property relationship to maintain the quality of welded joints.

In this work we have studied the influence of some FSW processing parameters (rotation speed, welding speed, weld pitch ratio and joint configuration) on the microstructural changes, mechanical and technological properties to a rolling sheet of aluminum alloy AA6082-T6 of 5mm thick. For the four configurations obtained it has been characterized the microstructure with various techniques, such as optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), electron backscatter diffraction (EBSD) and differential scanning calorimetry (DSC) to identify major phases, dispersoids, second phases, dissolution, precipitation, and re-precipitation of phases, sub-structure, crystallographic texture,

etc. in each welding zone and for each configuration. Also it has been obtained mechanical properties through microhardness tests, tensile and fatigue tests, and technological properties through accelerated corrosion tests.

The results of the experiments indicate that it can to obtain sound welds, i.e. defect-free with different processing parameters, and they greatly influence in the microstructure and therefore on the mechanical and technological properties. Similarly, it found that it can get better mechanical properties (tensile strength and hardness) with a low weld pitch ratio ( $WPR [mm/rev] < 2$ , "cold condition") and single-pass butt joint, while the best fatigue properties are obtained for high weld pitch ratio ( $WPR [mm/rev] > 4$  "hot condition") and single-pass butt joint. In comparison, the base metal has better mechanical properties and worse corrosion properties than the four configurations studied and in any case the double-pass butt joint never were one revulsive option to single-pass butt joint.

## TABLA DE CONTENIDO

<b>Dedicatoria</b> .....	I
<b>Agradecimientos</b> .....	III
<b>Resumen</b> .....	V
<b>Resum</b> .....	VII
<b>Abstract</b> .....	IX
<b>1. INTRODUCCIÓN</b> .....	3
<b>1.1. ANTECEDENTES</b> .....	3
<b>1.2. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA Y JUSTIFICACIÓN</b> .....	6
<b>1.3. OBJETIVOS</b> .....	9
1.3.1.    Objetivo General.....	9
1.3.2.    Objetivos Específicos.....	10
<b>1.4. APORTACIONES DE LA TESIS</b> .....	11
<b>1.5. LIMITACIONES</b> .....	12
<b>2. PANORAMA CIENTÍFICO</b> .....	17
<b>2.1. ALEACIONES DE ALUMINIO</b> .....	17
2.1.1.    Familias de aleaciones de aluminio de forja.....	18
2.1.2.    Mecanismos de endurecimiento de las aleaciones de aluminio.....	20
2.1.2.1.    Endurecimiento por precipitación.....	25
2.1.2.2.    Endurecimiento por deformación.....	29
2.1.2.3.    Endurecimiento por afino de grano o sub-grano.....	30
2.1.2.4.    Endurecimiento por constituyentes de segunda fase..	31
2.1.2.5.    Endurecimiento por solución sólida.....	33

<b>2.2. ALEACIONES DE ALUMINIO DE FORJA DE LA SERIE 6XXX.....</b>	<b>34</b>
2.2.1. Aleaciones de aluminio de la serie 6XXX de baja resistencia..	36
2.2.2. Aleaciones de aluminio de la serie 6XXX de media/alta resistencia.....	37
2.2.3. Elementos de aleación en las aleaciones de aluminio de la serie 6XXX.....	37
<b>2.3. SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW).....</b>	<b>39</b>
2.3.1. Descripción del proceso FSW.....	41
2.3.2. Parámetros del proceso FSW.....	48
2.3.2.1. Velocidad de rotación de la herramienta y velocidad de soldeo.....	48
2.3.2.2. Relación de soldeo (WPR, <i>Weld Pitch Ratio</i> ).....	51
2.3.2.3. Fuerzas de la FSW.....	56
2.3.2.4. Herramienta de FSW.....	58
2.3.2.5. Ángulo de inclinación de la herramienta.....	65
2.3.3. Zonas de la soldadura por fricción-agitación (FSW).....	70
2.3.3.1. Clasificación de Threadgill.....	70
2.3.3.2. Clasificación de Arbegast.....	72
2.3.4. Defectología o imperfecciones en el proceso FSW y criterios de aceptación.....	73
<b>2.4. SOLDABILIDAD DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO DE LA SERIE 6XXX A TRAVÉS DEL PROCESO FSW.....</b>	<b>87</b>
<b>3. PLANIFICACIÓN DE LA INVESTIGACIÓN.....</b>	<b>95</b>
<b>3.1. FASE I. SELECCIÓN Y CARACTERIZACIÓN DEL METAL BASE....</b>	<b>97</b>
<b>3.2. FASE II. PARÁMETROS DE PROCESADO FSW Y FABRICACIÓN</b>	<b>100</b>

DE LAS SOLDADURAS POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW).....	
3.3. FASE III. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LAS CUATRO CONFIGURACIONES DE SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW).....	104
3.4. FASE IV. CARACTERIZACIÓN TÉRMICA DE LAS CUATRO CONFIGURACIONES DE SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW).....	105
3.5. FASE V. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA Y TECNOLÓGICA DE LAS CUATRO CONFIGURACIONES DE SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW).....	107
3.5.1. Sub-fase V-1. Evaluación de las propiedades mecánicas de las uniones soldadas.....	107
3.5.2. Sub-fase V-2. Evaluación de las propiedades tecnológicas de las uniones soldadas.....	110
<b>4. DESARROLLO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>115</b>
<b>4.1. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL UTILIZADO.....</b>	<b>115</b>
4.1.1. Análisis químico del material base.....	115
4.1.2. Análisis microestructural del material base.....	117
4.1.3. Propiedades mecánicas del material base.....	119
4.1.4. Análisis térmico del material base.....	120
<b>4.2. MÁQUINA DE SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW)....</b>	<b>122</b>
<b>4.3. ANÁLISIS MACROESTRUCTURAL Y MICROESTRUCTURAL DE LA SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW).....</b>	<b>124</b>
4.3.1. Preparación metalográfica.....	125
4.3.2. Microscopía estereoscópica (MEO).....	129

4.3.3.	Microscopía Óptica (MO).....	130
4.3.4.	Microscopía Electrónica de Barrido (MEB).....	131
4.3.5.	Difracción de Electrones Retrodispersados (EBSD).....	132
4.3.6.	Microscopía Electrónica de Transmisión (MET).....	135
<b>4.4.</b>	<b>CARACTERIZACIÓN TÉRMICA MEDIANTE CALORIMETRÍA DIFERENCIAL DE BARRIDO (DSC).....</b>	<b>136</b>
<b>4.5.</b>	<b>CARACTERIZACIÓN MECÁNICA Y TECNOLÓGICA.....</b>	<b>137</b>
4.5.1.	Propiedades mecánicas estáticas y dinámicas.....	137
4.5.2.	Propiedades de corrosión.....	142
<b>5.</b>	<b>RESULTADOS.....</b>	<b>147</b>
<b>5.1.</b>	<b>PARÁMETROS DE PROCESO Y FABRICACIÓN DE LAS SOLDADURAS POR FRICCIÓN-AGITACIÓN.....</b>	<b>147</b>
<b>5.2.</b>	<b>ANÁLISIS MACRO Y MICROESTRUCTURAL DE LAS UNIONES SOLDADAS.....</b>	<b>151</b>
5.2.1.	Análisis macroestructural de las uniones soldadas.....	151
5.2.2.	Análisis microestructural de las uniones soldadas.....	152
5.2.2.1.	Resultados obtenidos de Microscopía Óptica (MO)....	152
5.2.2.2.	Resultados obtenidos de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB).....	158
5.2.2.3.	Resultados obtenidos de Difracción de Electrones Retrodispersados (EBSD).....	159
5.2.2.4.	Resultados obtenidos de Microscopía Electrónica de Transmisión (MET).....	177
<b>5.3.</b>	<b>ANÁLISIS TÉRMICO DE LAS UNIONES SOLDADAS.....</b>	<b>179</b>



<b>5.4. ANÁLISIS DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS UNIONES SOLDADAS.....</b>	<b>182</b>
5.4.1.    Microdureza.....	182
5.4.2.    Propiedades a tracción.....	184
5.4.3.    Propiedades a fatiga.....	184
5.4.4.    Análisis fractográfico de las soldaduras ensayadas.....	185
5.4.4.1.    Fractografías del ensayo de tracción.....	185
5.4.4.2.    Fractografías del ensayo de fatiga.....	188
<b>5.5. CARACTERIZACIÓN TECNOLÓGICA.....</b>	<b>192</b>
5.5.1.    Análisis del ensayo de corrosión de las diferentes zonas de la unión soldada.....	192
<b>6. DISCUSIÓN.....</b>	<b>199</b>
<b>6.1. PARÁMETROS DE PROCESO DE LAS SOLDADURAS POR FRICCIÓN-AGITACIÓN.....</b>	<b>199</b>
<b>6.2. ANÁLISIS MACRO Y MICROESTRUCTURAL DE LAS UNIONES SOLDADAS.....</b>	<b>200</b>
6.2.1.    Macroestructura de las diferentes zonas de soldadura para las cuatro configuraciones de soldadura estudiadas.....	200
6.2.2.    Análisis microestructural con MO y MEB de las zonas de soldadura para las cuatro configuraciones de soldadura estudiadas....	204
6.2.3.    Tamaño de grano de la ZA para las cuatro configuraciones de soldadura estudiadas.....	209
6.2.4.    Análisis de la subestructura con MET de las zonas de soldadura para las cuatro configuraciones de soldadura estudiadas....	214

6.2.5.	Análisis de la textura y orientación cristalográfica con EBSD de las diferentes zonas de soldadura para las cuatro configuraciones de soldadura estudiadas.....	216
6.2.5.1.	Análisis de los mapas de orientación cristalina, figuras de polos directas e inversas.....	218
6.2.5.2.	Análisis del Factor de Taylor.....	220
6.2.5.3.	Análisis de la desorientación de los límites de grano ( <i>misorientation</i> ) y los sitios de coincidencia de la red (CSLs).....	225
<b>6.3.</b>	<b>ANÁLISIS TÉRMICO DE LAS UNIONES SOLDADAS.....</b>	<b>226</b>
6.3.1.	Transformaciones de fase de las diferentes zonas de soldadura para las cuatro configuraciones de soldadura estudiadas.....	226
<b>6.4.</b>	<b>ANÁLISIS DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS UNIONES SOLDADAS.....</b>	<b>228</b>
6.4.1.	Influencia de los parámetros de procesado en las propiedades mecánicas estáticas de las uniones soldadas.....	228
6.4.1.1.	Perfil de microdureza.....	228
6.4.1.2.	Ensayo a tracción.....	230
6.4.2.	Influencia de los parámetros de procesado en las propiedades mecánicas dinámicas de las uniones soldadas.....	231
6.4.2.1.	Ensayo a fatiga.....	231
6.4.3.	Análisis fractográfico para los ensayos de tracción y fatiga....	233
<b>6.5.</b>	<b>ANÁLISIS DEL ENSAYO DE CORROSIÓN DE LAS DIFERENTES ZONAS DE LA UNIÓN SOLDADA.....</b>	<b>237</b>
<b>7.</b>	<b>CONCLUSIONES.....</b>	<b>243</b>

<b>7.1. PARÁMETROS DE PROCESADO FSW.....</b>	<b>243</b>
<b>7.2. MACROESTRUCTURA Y MICROESTRUCTURA DE LAS UNIONES SOLDADAS.....</b>	<b>243</b>
<b>7.3. ANÁLISIS TÉRMICO DE LAS UNIONES SOLDADAS.....</b>	<b>245</b>
<b>7.4. PROPIEDADES MECÁNICAS Y TECNOLÓGICAS.....</b>	<b>245</b>
<b>8. INVESTIGACIONES FUTURAS.....</b>	<b>249</b>
<b>9. DIFUSIÓN DE RESULTADOS DERIVADOS DE LA TESIS.....</b>	<b>253</b>
<b>10. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>259</b>



# ***INTRODUCCIÓN***



# 1. INTRODUCCIÓN

## 1.1. ANTECEDENTES

El aluminio (Al) es el segundo elemento más abundante en la corteza terrestre. Es un metal blando, blanco y de peso ligero (densidad =  $2.69 \text{ g/cm}^3$ ), que al ser mezclado con otros elementos como: silicio, cromo, tungsteno, manganeso, níquel, zinc, cobre, magnesio, titanio, circonio, hierro, litio, estaño y boro; producen una serie de aleaciones ligeras, con propiedades específicas que pueden ser seleccionadas por el usuario según sea su propósito aplicativo. Su alta resistencia, conductividad térmica y eléctrica, buena resistencia a la corrosión, y que además puede ser reciclado, ofrece ventajas técnicas y económicas, por lo que lo hace muy atractivo para su uso en diferentes sectores: construcción, embalaje, transporte y en aplicaciones eléctricas, entre otras (Davis J.R. 1993).

Con el tiempo, el aluminio ha podido reemplazar en algunas aplicaciones a diferentes materiales (cobre, zinc, estaño, aceros, etc.), pero restringido a pequeñas piezas o a elementos que no requerían de la soldadura para su ensamble, debido a que la soldabilidad del aluminio no es del todo satisfactoria (Bloem et al. 2000).

Los métodos de soldeo por fusión (MIG/MAG, TIG, soldeo láser o por haz de electrones) presentan diversos tipos de problemas característicos del proceso: gran cantidad de calor generado por el arco; necesidad de empleo de fundentes; incompatibilidad (en ocasiones) de las propiedades mecánicas del metal de aporte y el metal base, que conducen a la aparición de diferentes tipos de defectos tales como, porosidad, falta de fusión debido a la capa de óxido, penetración incompleta,

grietas, inclusión de escorias en la unión soldada y excesivas salpicaduras durante el proceso (Mathers 2002).

Todos estos problemas asociados con la soldadura de las aleaciones de aluminio han llevado al desarrollo de procesos de soldadura en estado sólido, como la técnica de fricción-agitación (*Friction Stir Welding*), que es una versión mejorada de los procesos de soldadura por fricción.

El proceso de soldadura por fricción mediante agitación o batido (*Friction Stir Welding*, FSW) fue inventado en 1991 y patentado por el centro “*The Welding Institute* (Reino Unido)”. Se trata de un proceso de unión en estado sólido y sin aporte de material, cuyos excelentes resultados de calidad y gran rango de aplicación en diversos materiales, incluso en algunos considerados hasta ahora insoldables, lo convierten en una tecnología muy atractiva. Este proceso ha sido capaz de eliminar defectos en aleaciones de aluminio de la serie 2xxx y 7xxx que son difícilmente soldables por fusión (agrietamiento o microporosidad) y también se ha aplicado con éxito en otras aleaciones de aluminio endurecibles por precipitación (6xxx) y en otros materiales como pueden ser aceros al carbono, aleaciones de cobre, titanio, magnesio, etc. (Mishra, Rajiv S y Mahoney 2007).

La microestructura y distribución de propiedades obtenidas durante la soldadura por fricción batida (FSW) de las aleaciones de aluminio dependen de varios factores como son: composición química de la aleación, tratamientos térmicos, parámetros de soldadura (aporte térmico), tamaño de la placa soldada y otros factores geométricos.



La composición química de la aleación determina los mecanismos de endurecimiento disponibles y cómo el material se verá afectado por la temperatura y la historia de deformación asociada con el proceso de soldeo.

Los tratamientos térmicos establecen la microestructura de partida, que puede tener un efecto importante en la respuesta de la aleación a la soldadura por fricción-agitación, particularmente en la zona afectada por el calor (ZAC). Al respecto tenemos que, para las aleaciones de aluminio no tratables térmicamente en condición O, no habrá ningún efecto térmico transitorio ya que el material es tan suave como puede ser y un calentamiento adicional no reduce su dureza; sin embargo, es posible que la temperatura transitoria pueda dar lugar al crecimiento del grano (Cantin et al. 2005). Si la aleación tiene un tratamiento de endurecimiento por deformación, entonces habrá generalmente un intervalo de transformación microestructural, con una dependencia basada en la distancia desde la línea central de soldadura. En las aleaciones tratables térmicamente, las modificaciones microestructurales dependerán también de la condición de partida. Para las aleaciones en condición T6, T7 o T8, habrá normalmente una región de dureza reducida (con respecto al metal base) en la ZAC. En esta región, el efecto térmico transitorio genera un engrosamiento significativo de la distribución de precipitados; llegando al sobreenviejimiento de la aleación (Venugopal, Rao y Rao 2004; Xu et al. 2009; Arora et al. 2010).

El tamaño de las placas o chapas y otros factores geométricos (por ejemplo, tamaño de hombro, disipadores de calor asociados con la sujeción, etc.) pueden afectar a la distribución de la temperatura dentro de la zona de soldadura y, en

particular, a través del espesor de las placas soldadas (Cho et al. 2008; Simar et al. 2006).

Los parámetros de soldadura (por ejemplo, la velocidad de rotación de la herramienta, la velocidad de avance o soldadura, etc.) establecen, para una geometría de herramienta dada y condiciones térmicas límite, la temperatura y la historia de deformación del material que se está soldando. La “relación de soldeo” ( $WPR = \text{velocidad de rotación, } \Omega \text{ [rpm]}/\text{velocidad de avance o soldadura, } v \text{ [mm/min]}$ ) representa la clasificación que establece las condiciones de aporte térmico en la FSW. Para las aleaciones de aluminio es típico considerar los criterios de la condición “caliente a frío” como se muestra a continuación:

$WPR > 4 \leftrightarrow \text{condición caliente (aporte térmico alto)}$

$2 \leq WPR \leq 4 \leftrightarrow \text{condición intermedia (aporte térmico intermedio)}$

$WPR < 2 \leftrightarrow \text{condición fría (aporte térmico bajo)}$

Algunos investigadores (Lakshminarayanan, Malarvizhi y Balasubramanian 2011; Mashinini 2011) han utilizado esta relación de soldeo para determinar una región óptima (libre de defectos) de estos parámetros de soldadura en aleaciones de aluminio (AA2219) y titanio (Ti6Al4V).

## **1.2. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA Y JUSTIFICACIÓN**

El desarrollo de nuevas tecnologías de soldadura que no presenten tantos problemas y/o dificultades a la hora de utilizarlas, como sucede con los métodos por fusión, es latente y la tecnología por fricción-agitación se encuentra entre ellas. Sin embargo, hay que tener en cuenta que este cambio nos arroja hacia nuevos

paradigmas relacionados con los materiales a emplear, las transformaciones microestructurales que nos podemos encontrar debido a los parámetros de soldadura y su relación con las propiedades mecánicas, siendo necesario mantener o mejorar esta interrelación.

En los últimos años se ha realizado muchas investigaciones en relación con el desempeño global de las aleaciones de aluminio soldadas por FSW. Sin embargo, el énfasis principal de los estudios recientes se ha encaminado hacia una mejor comprensión del comportamiento local, que implica los ciclos térmicos y el flujo plástico observados en la microestructura de la región soldada (Cui, Ma y Li 2008; Oertelt et al. 2001).

Las propiedades importantes de las aleaciones de Al, tales como su resistencia mecánica, dureza, fluencia y corrosión bajo tensión se ven muy afectadas por los precipitados de segunda fase. En la soldadura por fricción-agitación de aleaciones de Al, los cambios en la microestructura y propiedades del material base (MB) se producen en las diferentes zonas de la soldadura (zona de agitación (ZA), zona afectada por el calor (ZAC) y en la zona afectada termo-mecánicamente (ZATM)) debido al engrosamiento y disolución de precipitados, y los efectos relacionados con la recristalización de los granos (Khodir, Shibayanagi y Naka 2006). Dado que los niveles de eficiencia y calidad de este tipo de técnica de soldadura está aumentando, se requiere una mejor comprensión de los factores que afectan la soldabilidad y las propiedades de las aleaciones endurecidas por precipitación soldadas por fricción-agitación.

En la bibliografía se encuentra diferentes investigaciones relacionadas con las aleaciones de aluminio de la serie 6XXX (6013, 6056, 6061, 6063, 6082) soldadas

por fricción-agitación donde se estudia las propiedades mecánicas (dureza, tracción, fatiga) y microestructura para una relación de soldeo baja o condición de aporte térmico alta y configuración por una sola cara o soldadura simple (Kafali y Ay 2009; Cabibbo et al. 2007a; Lee, Yeon y Jung 2004; Karthikeya y Mahadevan 2012; Mroczka y Pietras 2009), y unas pocas (Taban y Kaluc 2006; Klingensmith, DuPont y Marder 2005) que intenten analizar y comparar, mecánica y microestructuralmente, soldaduras de una sola pasada (con bajo y alto aporte térmico) o soldaduras de doble pasada, o por ambas caras, con bajo aporte térmico.

En los foros internacionales más importantes de la tecnología FSW, como son, el Simposio Internacional de FSW y en una de las últimas reuniones anuales de la Comisión III del Instituto Internacional de Soldadura, IIW, se ha identificado las áreas de trabajo en los que se debe profundizar para que esta tecnología se pueda diseminar y aplicar de manera extensa en los sectores de las industrias aeroespacial, aeronáutica, automoción o defensa. Las temáticas claves que requieren un esfuerzo de investigación para que se favorezca esta tecnología son:

- Nuevos desarrollos en el proceso y el control del proceso
- Mejora de la tecnología de herramientas
- Fundamentos y modelización
- Características metalúrgicas
- Desarrollo microestructural
- Propiedades mecánicas
- Soldadura por fricción-agitación de aleaciones de Mg, Cu, Ti, aceros, etc.
- Soldadura por fricción-agitación de materiales diferentes

- Aplicaciones industriales
- Soldadura por puntos por fricción-agitación
- Propiedades a fatiga
- Factores de costes y modelos
- Normalización. Estándares de calidad
- Desarrollo de técnicas no-destructivas (NDT)
- Comportamiento en servicio (propiedades mecánicas y a corrosión)

El enfoque de esta tesis va hacia el análisis desde el punto de las transformaciones microestructurales y propiedades mecánicas debido a los distintos parámetros de proceso en soldaduras por fricción-agitación (FSW) con bajo y alto aporte térmico y por una o ambas caras. La influencia de la entrada de energía (ciclo térmico y niveles de deformación) en uniones soldadas por FSW en aleaciones de aluminio de la serie 6xxx con respecto a la comprensión de la evolución de los precipitados durante la soldadura, puede controlar la microestructura resultante y propiedades mecánicas de la unión soldada, a fin de mejorar el rendimiento de la unión.

### **1.3. OBJETIVOS**

#### **1.3.1. Objetivo General**

Estudiar la influencia de la variación de los parámetros de soldeo y de la configuración de soldeo en la microestructura y propiedades mecánicas de la aleación de aluminio AA6082-T6 soldada por fricción-agitación (*Friction Stir Welding*).

### **1.3.2. Objetivos Específicos**

- Examinar la macroestructura de las soldaduras con bajo y alto aporte térmico, por una y dos caras
- Analizar y comparar la microestructura de las diferentes zonas de soldadura para conocer la influencia del aporte térmico y de la configuración de junta soldada (por una cara y por ambas caras)
- Evaluar el tamaño de grano de las diferentes configuraciones y zonas de soldadura, y conocer su influencia en las propiedades mecánicas globales
- Investigar la evolución de la textura cristalográfica en las diferentes zonas de soldadura para cada configuración y su efecto sobre la corrosión, rendimiento, fatiga, fractura y la integridad general de los bordes de grano.
- Estudiar las características de la subestructura (morfología de precipitados, densidad de dislocaciones, partículas de segunda fase, etc.) en cada región de soldadura y configuración
- Evaluar las reacciones entálpicas (endotérmicas y exotérmicas) para conocer las características de precipitación, formación y disolución de fases en cada zona de soldadura para cada configuración de soldeo.
- Evaluar las propiedades mecánicas mediante ensayos de dureza, tracción y fatiga, y establecer las relaciones microestructura/propiedades en cada configuración de soldeo
- Realizar un análisis fractográfico en los ensayos de tracción y fatiga para conocer los diferentes fenómenos de fractura que se presentan en cada configuración

- Evaluar las propiedades a corrosión de las cuatro configuraciones estudiadas y establecer una relación con la microestructura y los parámetros de proceso utilizados.

#### **1.4. APORTACIONES DE LA TESIS**

A través de la investigación abordada en la tesis se puede estudiar y conocer las modificaciones microestructurales obtenidas en las diferentes zonas de las soldaduras teniendo en cuenta tanto el aporte térmico (alto y bajo) como la configuración (soldadura simple o doble), al igual que las propiedades mecánicas y tecnológicas (corrosión y tensiones residuales).

Las aportaciones de esta investigación se desglosan de la siguiente manera:

- La obtención de soldaduras con bajo y alto aporte térmico de configuración simple sin ningún tipo de defectos.
- La obtención de soldaduras con bajo aporte térmico de configuración doble, con coincidencia o no de los lados de avance y retirada, sin ningún tipo de defectos.
- El estudio de las modificaciones microestructurales en las diferentes zonas de las soldaduras por fricción-agitación para la aleación de aluminio AW6082-T6 en función de los parámetros del proceso
- El estudio de las características mecánicas y tecnológicas de estas uniones soldadas a partir de las distintas técnicas de ensayo, correlacionándolas con las modificaciones microestructurales detectadas.

Finalmente, estos resultados permiten establecer que el aporte térmico y la configuración de la soldadura influyen significativamente en las características microestructurales, propiedades mecánicas y tecnológicas de las aleaciones de aluminio soldadas por fricción-agitación. Este tipo de investigación da una idea de las posibilidades que tenemos para aplicar la técnica de fricción-agitación en aleaciones de aluminio y del tipo de configuración que se debe utilizar teniendo en cuenta las sollicitaciones mecánicas (tracción, fatiga, dureza) del elemento o pieza que se vaya a soldar.

### **1.5. LIMITACIONES**

La investigación cuenta con la colaboración del Centro de Investigación en Tecnologías de Unión LORTEK IK4 quienes realizaron las uniones soldadas por FSW así que con respecto a las configuraciones de las soldaduras (simple, doble) y los parámetros de soldadura (bajo y alto aporte térmico), dependemos en cierta medida del tiempo de dedicación y de los parámetros que estuviera aplicando en ese momento LORTEK. Debido al coste del proceso no ha sido posible realizar un estudio más amplio de lo mencionado anteriormente y tampoco se puede incluir otras variables tales como: diseño de la herramienta utilizada, fuerza axial aplicada, ángulo de inclinación de la herramienta, etc.

A las uniones soldadas por fricción-agitación se les puede realizar pre o post-tratamientos mecánicos, térmicos y/o superficiales para mejorar sus propiedades mecánicas, resistencia a corrosión, tensiones residuales, etc., sin embargo, no se realizaron principalmente al no contar con el equipamiento necesario y al exceder del tiempo determinado para llevarlo a cabo en la presente tesis. Por ello se indica



como trabajos futuros todas las operaciones que de algún modo han limitado la presente investigación.



# ***PANORAMA CIENTÍFICO***



## 2. PANORAMA CIENTÍFICO

### 2.1. ALEACIONES DE ALUMINIO

El aluminio (Al) es el segundo elemento metálico más abundante en la corteza terrestre, sólo el silicio (27.5%) se encuentran en mayores cantidades. También es el elemento metálico más abundante para usos estructurales, ya que constituye un 8% de la corteza terrestre seguido por el hierro con el 5% (ASM International 1990). Las buenas propiedades del aluminio y sus aleaciones, tales como peso ligero ( $\rho=2.7 \text{ g/cm}^3$ ), propiedades físicas, propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión lo hacen atractivo para una amplia variedad de usos. Este ha sido muy importante como opción económica para el desarrollo de aplicaciones ingenieriles desde finales del siglo XIX.

La estructura cristalina Cúbica Centrada en las Caras (CCC) del aluminio le asegura la estabilidad estructural hasta el punto de fusión (657 °C) y al mismo tiempo garantiza un alto número de planos de deslizamiento que promueve sus excelentes propiedades plásticas.

La resistencia del aluminio se aumenta usando elementos de aleación, tales como Cobre (Cu), Magnesio (Mg), Silicio (Si), Zinc (Zn) y Litio (Li), que muestran una solubilidad adecuada en aluminio. Otros elementos, tales como Cromo (Cr), Manganeso (Mn) y Zirconio (Zr) también se utilizan como elementos de aleación, sin embargo, debido a su menor solubilidad, estos elementos dan lugar a compuestos que ayudan principalmente en el control de la estructura de grano.

Las aleaciones de aluminio se clasifican en diferentes familias de acuerdo con el elemento de aleación utilizado para obtener las propiedades requeridas. Más allá de los elementos de aleación, las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio también se pueden mejorar utilizando diferentes procedimientos de endurecimiento. De esta manera, cada aleación de aluminio presenta propiedades únicas, que se distinguen por una designación única de la aleación de aluminio.

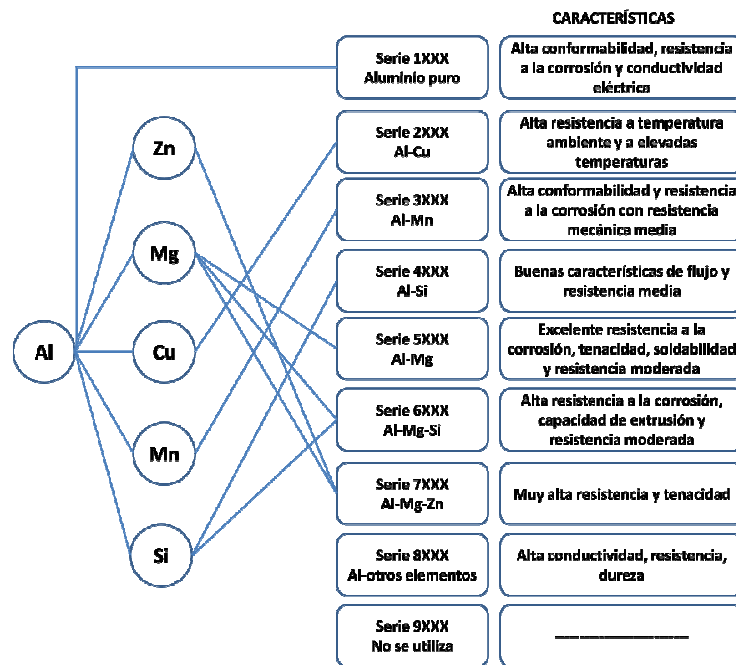
### **2.1.1. Familias de aleaciones de aluminio de forja**

Las aleaciones de aluminio se dividen en dos grandes familias: forja y fundición. Las aleaciones para forja son aquellas producidas en forma de lingote y que se trabajan posteriormente mediante laminación, extrusión, forja u otro proceso de conformado por deformación del metal para obtener productos semiacabados a partir de los cuales se llega a los productos finales. Debido a que en esta tesis utilizamos una aleación de forja (AA6082), nos centraremos en caracterizar de forma general esta familia de aleaciones de aluminio y, en particular, las de la serie 6XXX.

Las aleaciones de aluminio de forja se identifican generalmente usando una nomenclatura según la norma ANSI H35.1/H35.1(M)-2009 (ANSI 2009), como se observa en la Figura 2.1, la cual está compuesta por las siglas "AA" seguidas por 4 dígitos (AAabcd), donde el primer dígito (a), que es un valor comprendido entre 1 y 9, identifica el elemento(s) de aleación principal, el segundo dígito (b) de la designación de la aleación implica variaciones de la composición de la aleación original, siendo 0 (cero) si se refiere a la composición original, 1 para la primera variación, 2 para la segunda variación, y así sucesivamente. Se entiende variación como la diferencia, de uno o más elementos aleantes, entre 0.15% hasta 0.5% o más, dependiendo del nivel de adición de dicho elemento. Por otro lado, los dígitos

tercero y cuarto (c y d) designan aleaciones específicas dentro de cada serie salvo en las aleaciones de la serie 1XXX donde los dos últimos dígitos están relacionados con la composición química, ya que indican la pureza mínima del aluminio. Por ejemplo, la aleación de aluminio AA1060 tiene una pureza mínima del 99.60%.

Teniendo en cuenta el contenido y tipo de elemento de aleación, cada clase de aleación de aluminio presenta diferentes propiedades mecánicas, físicas y tecnológicas, como se muestra en la figura 2.2, para cada clase de aleación de aluminio. La resistencia a tracción para cada familia de aleación de aluminio se puede atribuir al número y cantidad de elementos de aleación (principales y secundarios) y/o a los procesos de endurecimiento.



**Figura 2.1.** Series de aleaciones de aluminio y características principales (adaptación propia a partir de (Davis 1993))

Las aleaciones de aluminio también se pueden clasificar como aleaciones tratables térmicamente y aleaciones no-tratables térmicamente.

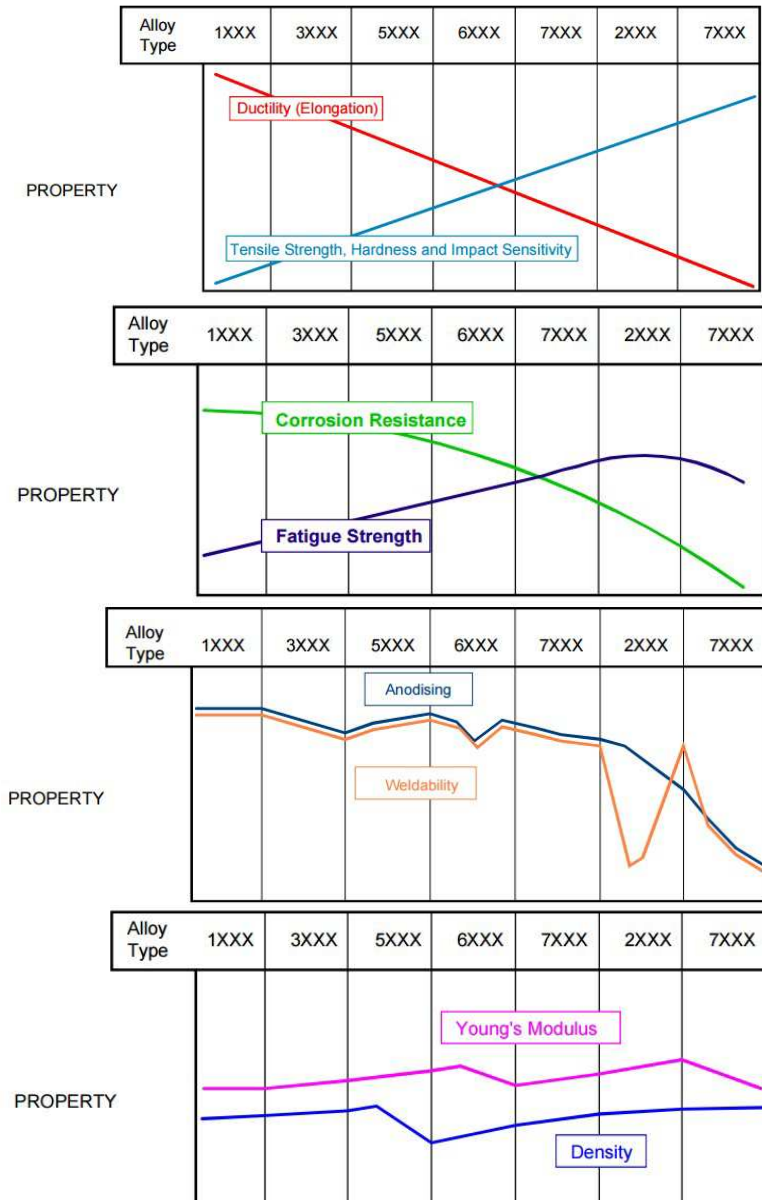
**Aleaciones tratables térmicamente.** Tras obtener la pieza en la forma deseada, como chapa o lámina, barra, cable o tubo, se tratan térmicamente con un T4 o T6, es lo que se conoce como el endurecimiento por precipitación. Dependiendo de la composición y de la aplicación, las principales variables (tiempo y temperatura) del tratamiento térmico son diferentes. Las series 2xxx, 6xxx, 7xxx y 8xxx pertenecen a este grupo.

**Aleaciones no tratables térmicamente.** Son las aleaciones en las que la mejora no es muy destacada, y en las que la única forma de mejorar su resistencia es mediante procesos de deformación en frío, como por ejemplo laminación o extrusión. Las series 1xxx, 3xxx, 4xxx y 5xxx pertenecen a este grupo.

### **2.1.2. Mecanismos de endurecimiento de las aleaciones de aluminio**

La resistencia mecánica de las aleaciones de aluminio de forja, tratables o no térmicamente, se puede mejorar con diferentes métodos de procesamiento. En la Tabla 2.1 se muestran las cinco designaciones básicas de condición de suministro de las aleaciones de aluminio de forja, de las cuales, las más utilizadas son las condiciones T (tratadas térmicamente) y H (endurecidas por deformación). De hecho, de acuerdo con (Joseph C. Benedyk 2010), estas dos clases de “condición de suministro” son valoradas por su capacidad de proporcionar aleaciones de elevada relación resistencia/peso: la condición H, por el endurecimiento por trabajo, y la condición T, por el endurecimiento por precipitación.





**Figura 2.2.** Variación de las propiedades mecánicas, físicas y tecnológicas en función de las diferentes series de aleaciones de aluminio (Cobden y Banbury 1994)

**Tabla 2.1.** Designaciones de condición básicas

<b>F</b>	Fabricado	Esta designación se emplea tanto para forja como para las aleaciones de fundición donde no hay un control especial sobre las condiciones térmicas durante el proceso de deformación que dará lugar a unas mejores propiedades. No hay unos límites específicos en las propiedades mecánicas de los productos obtenidos tipo F. Excepto en el caso de los productos obtenidos por fundición, que es la configuración final, la mayoría de los productos F se consideran semiacabados, y se tienen que someter a etapas de acabado posteriores.
<b>O</b>	Recocido	En algún momento de la fabricación del producto, éste ha sido sometido a un recocido, que podría ser un tratamiento de recristalización a alta temperatura, suficiente para eliminar los efectos del trabajo en frío. Los tratamientos de recocido se emplean para llegar a las condiciones de menor resistencia para la aleación en concreto. La razón principal para usar estos tratamientos en las aleaciones de forja es generalmente maximizar su capacidad de mecanizado o para aumentar su tenacidad y ductilidad.
<b>W</b>	Tratamiento térmico de solubilización	Esta designación se emplea para las aleaciones que envejecen de manera natural y espontánea después de un tratamiento de solubilización (se mantiene una temperatura elevada y luego se enfría relativamente rápido hasta alcanzar temperatura ambiente). Se añaden números para caracterizar el tiempo desde que el enfriamiento tuvo lugar, pero no es obligatorio.
<b>T</b>	Tratamiento térmico	Esta letra se emplea para las aleaciones que son tratables térmicamente, y se aplica a los productos que hayan sido sometidos a tratamientos térmicos de solubilización seguidos de un enfriamiento rápido hasta temperatura ambiente y un envejecimiento ya sea natural o artificial. Siempre se acompaña de dígitos para indicar, en términos generales, los tratamientos a los que ha sido sometido. Los más empleados son: <ul style="list-style-type: none"> <li>• <b>T4</b>, engloba la solubilización, el temple y la maduración natural. Se emplea para aquellas aleaciones cuyo proceso de maduración requiere horas o, como mucho, días a temperatura ambiente. Proporciona una buena resistencia con una ductilidad máxima.</li> <li>• <b>T6</b>, se diferencia del anterior en que, una vez realizada la solubilización y el temple, la aleación es sometida a un proceso de maduración artificial a una temperatura controlada. Se utiliza para aquellas aleaciones donde la maduración natural requiere un periodo de tiempo elevado, de manera que no resulte posible llevarlo a cabo de manera industrial. Es el tratamiento térmico más empleado y el que proporciona los valores máximos de resistencia.</li> </ul>
<b>H</b>	Endurecido por deformación	Esta terminología se emplea en las aleaciones de forja que no son tratables térmicamente y cuya resistencia ha sido aumentada por deformación tras ser trabajadas generalmente a temperatura ambiente. Esta designación se puede aplicar, pero no es obligatorio, a productos que hayan recibido tratamientos térmicos posteriores para alcanzar algún tipo de estabilización a nivel de resistencia. Este tipo de tratamientos va siempre seguido de dos números, que indican la cantidad de trabajo en frío que han recibido y la naturaleza del tratamiento térmico que le ha seguido.

De acuerdo con la norma ANSI H35.1/H35.1(M)-2009 (ANSI 2009), las aleaciones endurecibles por deformación se identifican mediante el acrónimo “Hxxx”, tal como se muestra en la figura 2.3, después de la designación de la aleación. En este acrónimo, el primer sufijo se refiere al tratamiento secundario utilizado para influir en las propiedades y el segundo sufijo indica el grado de endurecimiento por deformación, variando de 1 a 9. También se puede añadir un tercer sufijo cuando el grado de control de la “condición de suministro” o las propiedades mecánicas son diferentes de la condición 0, pero cerca de la designación de la condición H de dos dígitos.

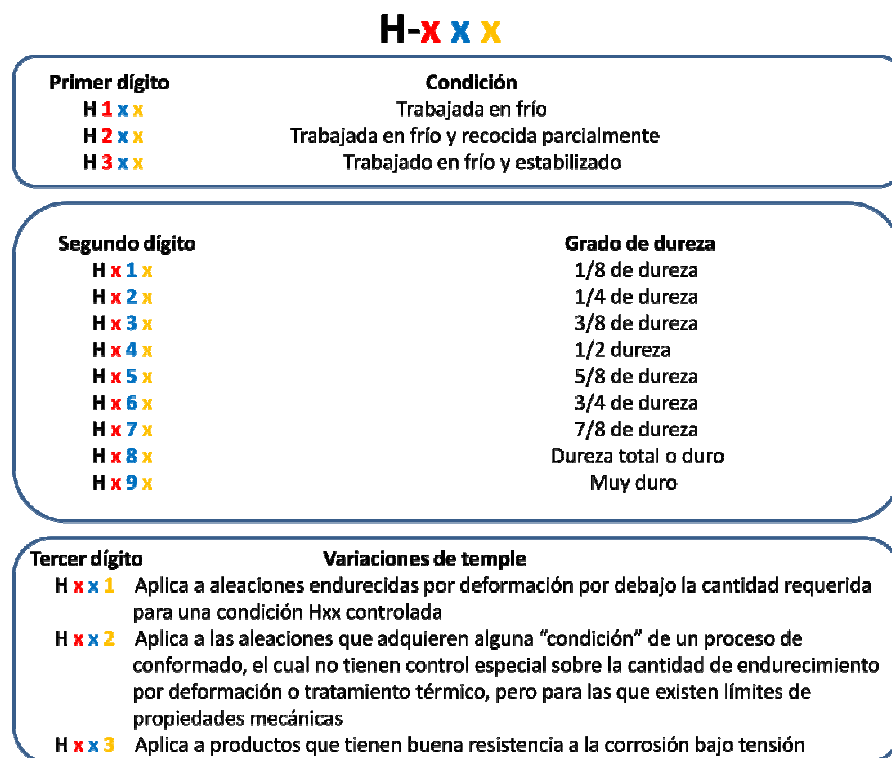


Figura 2.3. Denominaciones de la condición H (elaboración propia)

Las designaciones de “condición de endurecimiento por precipitación” que se rigen por la norma ANSI H35.1/H35.1(M)-2009 (ANSI 2009), se identifican mediante un acrónimo “Txx”, después de la designación de aleación. Como se muestra en la Tabla 2.2, se puede enumerar las condiciones de 1 a 10, de acuerdo a la secuencia de endurecimiento. Cada secuencia conduce a distintas densidades y tamaños de precipitados, que causan diferentes comportamientos y resistencia mecánica, incluso utilizando el mismo volumen de compuestos de aleación.

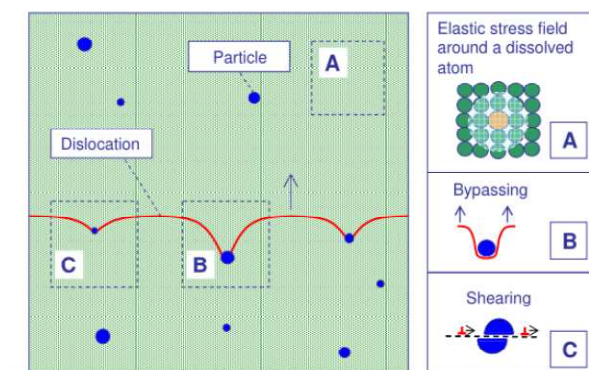
**Tabla 2.2.** Denominaciones de la condición T

<b>Condición T</b>	
<b>T1</b>	Enfriado desde un proceso de conformado a temperatura elevada y envejecido naturalmente
<b>T2</b>	Enfriado desde un proceso de conformado a temperatura elevada, trabajado en frío y envejecido naturalmente
<b>T3</b>	Tratamiento térmico de solubilización, trabajado en frío y envejecido naturalmente
<b>T4</b>	Tratamiento térmico de solubilización y envejecido naturalmente
<b>T5</b>	Enfriado desde un proceso de conformado a temperatura elevada y luego envejecido artificialmente
<b>T6</b>	Tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento artificial
<b>T7</b>	Tratamiento térmico de solubilización y sobreenvejecimiento
<b>T8</b>	Tratamiento térmico de solubilización, trabajado en frío y envejecimiento artificial
<b>T9</b>	Tratamiento térmico de solubilización, envejecimiento artificial y trabajado en frío
<b>T10</b>	Enfriado desde un proceso de conformado a temperatura elevada, trabajado en frío y, a continuación, envejecido artificialmente

### 2.1.2.1. Endurecimiento por precipitación

El endurecimiento por precipitación es el proceso por el cual un material se vuelve más duro y resistente con una adecuada distribución de precipitados. Las aleaciones de la serie 6XXX obtienen su dureza total, y por tanto su límite elástico, a partir de tres contribuciones diferentes (Myhr, Grong y Pedersen 2010):

- La contribución intrínseca del aluminio puro
- La contribución de los elementos de aleación en solución sólida
- La contribución de precipitados de endurecimiento y dispersoides

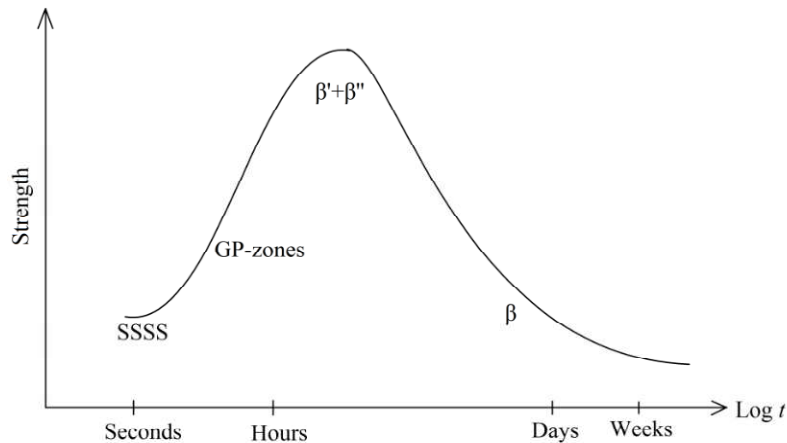


**Figura 2.4.** (A) Contribuciones de los elementos de aleación disueltos en solución sólida, (B, C) partículas de endurecimiento por precipitación (B, C)(Myhr, Grong y Pedersen 2010).

El endurecimiento obtenido a partir de los elementos en solución sólida y de los precipitados de endurecimiento es debido a que impiden o dificultan el movimiento de las dislocaciones. Los elementos en solución sólida lo hacen mediante la creación de un campo de tensión elástica alrededor del elemento disuelto. Cuando una dislocación encuentra una partícula, puede rodearla y seguir, como es el caso

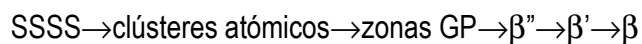
de precipitados grandes, o atravesarlas (cizallamiento), como es el caso de los precipitados pequeños, obstaculizando, en ambos casos, el movimiento de las dislocaciones y, por tanto, endureciendo el material (Myhr, Grong y Pedersen 2010; Myhr et al. 1998, 2004) (Figura 2.4). Se obtiene una dureza máxima cuando se presenta una combinación de los dos fenómenos mencionados anteriormente.

El proceso de endurecimiento por precipitación se lleva a cabo en tres etapas diferentes: tratamiento térmico de puesta en solución, enfriamiento rápido o temple y, por último, el envejecimiento, para controlar la precipitación de los precipitados de endurecimiento. Primero la aleación se calienta a una temperatura por encima de la línea de *solvus*, pero muy por debajo de la temperatura eutéctica para evitar una fusión local y luego se realiza el enfriamiento o temple hasta la temperatura ambiente. Este tratamiento térmico disolverá todos los elementos de aleación en solución sólida y dará lugar a una solución sólida sobresaturada (SSSS). Después de esto, el envejecimiento artificial se lleva a cabo a temperaturas que van desde 150 hasta 190 °C. En este rango de temperaturas precipitarán diferentes partículas de endurecimiento estables y meta-estables. El tipo y orden de los precipitados depende de varios factores tales como el contenido de Cu y la relación Mg/Si. La figura 2.5 muestra un esquema de la resistencia mecánica durante el envejecimiento artificial, junto con las fases de endurecimiento dominantes. Como puede verse, se alcanza la máxima dureza cuando hay una combinación de fases  $\beta'$  y  $\beta''$  (Gupta y Lloyd 1999).



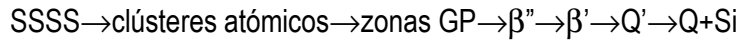
**Figura 2.5.** Evolución de la resistencia durante el envejecimiento artificial (Gupta y Lloyd 1999).

La secuencia de precipitación básica para aleaciones ternarias Al-Mg-Si se considera como (Gupta y Lloyd 1999; Gupta, Lloyd y Court 2001; Zhen et al. 1997; Cavazos y Colás 2001):

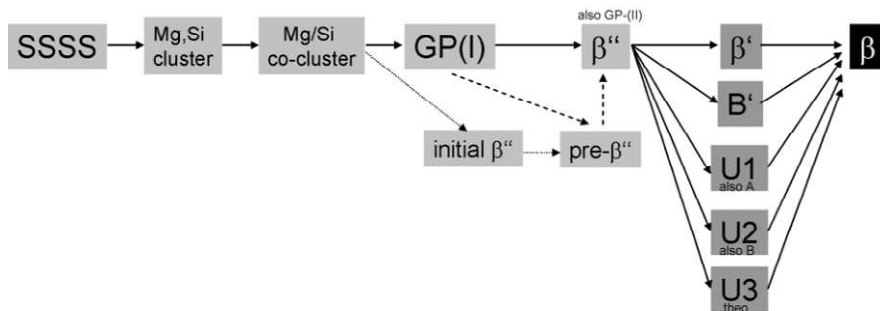


En la literatura se describen dos tipos de zonas GP: (1) zonas GP tipo placa, encontradas por Matsuda (Matsuda et al. 2000) y (2) zonas GP esféricas ricas en soluto encontradas por Mairoara (Mairoara et al. 2003). Dichas zonas se definen como colecciones de soluto desordenadas que tienen los mismos parámetros de red de la matriz de Al. Se han encontrado ambigüedades cuando se nombran las fases y esto genera confusión, especialmente para los “clústeres” y las “zonas GP”. Por ejemplo, Maruyama y Matsuda utilizan GP (I) para describir la formación de clústeres (Maruyama et al. 1997; Matsuda et al. 1998), mientras que GP (I) y GP (II) también corresponden a “clústeres” y a la fase β” según Dutta et al. (Dutta, Allen y

Hafley 1991), respectivamente. La secuencia de precipitación en aleaciones de aluminio de la serie 6xxx varía con la presencia de otros elementos (Edwards et al. 1998; Andersen et al. 2005; Esmaeili et al. 2003). Por ejemplo, si se añade Cu entre los elementos de aleación principal, la secuencia de precipitación se convierte en (Miao y Laughlin 1999; Gaber et al. 2007; Miao y Laughlin 2000; Murayama et al. 2001):



Sin embargo, ésta es sólo la secuencia de precipitación principal en las aleaciones de Al-Mg-Si (Cu) ya que también se han reportado otras fases metaestables, tales como B', U1, U2, L, S, C (Marioara et al. 2007; Matsuda et al. 2001). Banhart resume la secuencia de fases durante el endurecimiento por envejecimiento [40], como se muestra en la Figura 2.6. Después de la formación de co-clústeres se pueden formar muchas fases que dependen del tratamiento térmico aplicado (tiempo y temperaturas utilizadas) y de la composición química de las aleaciones.

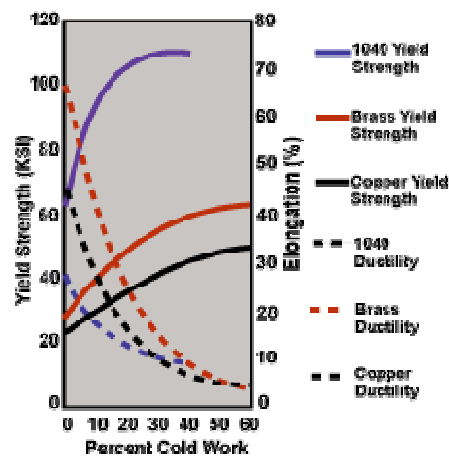


**Figura 2.6.** Secuencia de fases encontradas durante el endurecimiento por envejecimiento de aleaciones Al-Mg-Si (Banhart et al. 2010)



### 2.1.2.2. Endurecimiento por deformación

El endurecimiento por deformación (también llamado endurecimiento por trabajo o trabajo en frío) es el proceso por el cual un metal se hace más duro y más resistente a través de la deformación plástica. Cuando un metal se deforma plásticamente, las dislocaciones se mueven y se generan dislocaciones adicionales. Como hay más dislocaciones dentro del material, éstas interactúan y se fijan o entrelazan, dando lugar a una disminución en la movilidad de las dislocaciones y un endurecimiento del material. Este tipo de endurecimiento se llama comúnmente “trabajo en frío” debido a que la deformación plástica se produce a una temperatura suficientemente baja a la que los átomos no pueden reorganizarse.



**Figura 2.7.** Límite elástico y el alargamiento en función del porcentaje de trabajo en frío para algunos materiales («<https://www.nde-ed.org/EducationResources/CommunityCollege/Materials/Structure/strengthening.htm>» 2015)

Cuando un metal se trabaja a temperaturas más altas (trabajo en caliente) las dislocaciones se pueden reorganizar y se logra poco endurecimiento. El aumento

de la resistencia por trabajo en frío conlleva una reducción de la ductilidad. En la figura 2.7 se muestra el límite elástico y el alargamiento en función del porcentaje de trabajo en frío para algunos materiales y, dependiendo del material, una pequeña cantidad de trabajo en frío resulta en una reducción significativa de la ductilidad.

### **2.1.2.3. Endurecimiento por afino de grano o sub-grano**

El endurecimiento por afino de grano es un fenómeno por el cual se consigue el aumento de la dureza y resistencia a medida que se disminuye el tamaño de grano. Esto es debido al aumento en la fracción volumétrica de las fronteras de grano, asociadas con una estructura de grano fino. Existen varios mecanismos de endurecimiento en aleaciones AA6xxx policristalinas de grano fino (Mukhopadhyay 2012).

(i) La activación de un mayor número de sistemas de deslizamiento y la interferencia mutua de los sistemas de deslizamiento cerca de la región del límite de grano, lo cual hace que el efecto del límite de grano se sienta en el centro del grano en una estructura de grano fino.

(ii) Contribución del factor de Taylor en el endurecimiento de la textura. Granos individuales tendrán diferente velocidad de endurecimiento por trabajo debido a su propia capacidad de deformación de textura orientada, lo que se refleja por el factor de Taylor. En aleaciones con red cristalina CCC, el valor medio de ese factor es del orden de 3.10 y este endurecimiento textural por trabajo (equivalente a  $T^2$ , donde T es el factor de Taylor) puede ser 10 veces mayor que para los cristales individuales en aleaciones de aluminio AA6xxx (Dieter 1986).

(iii) Regiones desorientadas entre los granos o entre los límites de granos también pueden actuar como barrera contra el movimiento de las dislocaciones durante la deformación, lo que crea un gran apilamiento (*pile up*) de dislocaciones (>50 dislocaciones) y provoca el endurecimiento. La dependencia del límite elástico en el tamaño de grano se representa con la ecuación de Hall-Petch, la cual es explicada por la teoría de apilamiento de dislocaciones.

#### **2.1.2.4. Endurecimiento por constituyentes de segunda fase**

En general, las aleaciones de aluminio de forja tratables térmicamente contienen tres grupos principales de partículas de segunda fase: intermetálicos gruesos, dispersoides y precipitados finos. Éstas partículas se forman principalmente por combinación del Al con los elementos de aleación durante la solidificación del material o por precipitación durante el tratamiento térmico del mismo y presentan una solubilidad relativamente baja a elevada temperatura (Atkinson, Burke y Vaneetveld 2008).

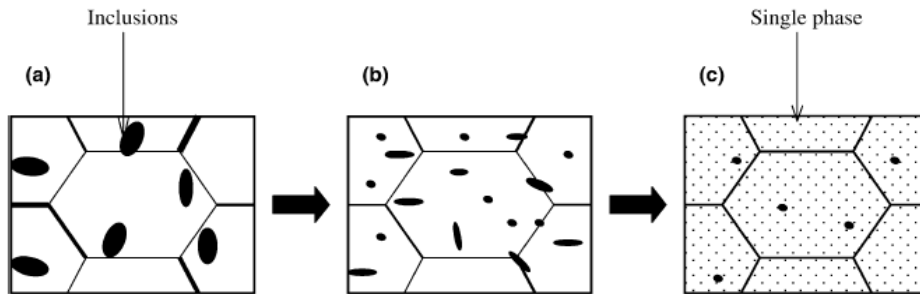
Las partículas intermetálicas gruesas (también llamadas partículas constituyentes), consisten en dos principales grupos. El primero comprende las fases que contienen hierro y silicio, las cuales son virtualmente insolubles. El segundo grupo está formado por compuestos solubles de los elementos de aleación principal. Los intermetálicos no tienen una función útil en una aleación, sin embargo, son perjudiciales para las propiedades a fractura. Todas las aleaciones comerciales comunes para aplicaciones estructurales contienen partículas intermetálicas gruesas debido al alto coste de su eliminación completa (Polmear 1995). Las partículas gruesas se forman predominantemente durante la solidificación del lingote. El objetivo de la homogeneización es disolver los constituyentes solubles.

Durante el trabajo secundario en los lingotes, las partículas gruesas se fracturan y se alinean en la dirección del proceso. El tamaño típico de tales partículas después del procesamiento de deformación es  $\sim 1-10 \mu\text{m}$ .

Los dispersoides tienen un tamaño típico de  $0.05$  a  $0.5 \mu\text{m}$  y se forman durante la homogeneización de los lingotes por precipitación en estado sólido de los compuestos que contienen elementos que tienen una solubilidad moderada, típicamente Zr, Mn o Cr (Polmear 1995). Los dispersoides retardan la recristalización y el crecimiento de grano de manera que la estructura de grano puede ser controlada por la cantidad de dispersoides presentes en una aleación y la elección apropiada del tratamiento termomecánico. No está del todo claro si los dispersoides mejoran la resistencia a la fractura o si son perjudiciales para ella. Por una parte, se cree que tienen una influencia positiva en la tenacidad a fractura ya que limitan la recristalización y por otra parte las dispersoides pueden nuclear huecos, lo que es perjudicial para la tenacidad a la fractura (Chen y Knott 1981). Finalmente, los precipitados finos se forman durante el endurecimiento por envejecimiento de aleaciones tratables térmicamente y su tamaño puede ser de hasta  $50 \text{ nm}$ . Los constituyentes de segunda fase pueden contribuir a endurecer la aleación mediante la limitación del movimiento de las dislocaciones. Sin embargo, debido a que usualmente presentan una distribución muy espaciada, no causan un endurecimiento por precipitación apreciable. De hecho, su verdadera finalidad es retrasar o inhibir el crecimiento de grano y la recristalización discontinua en la aleación.

### 2.1.2.5. Endurecimiento por solución sólida

El endurecimiento por solución sólida es el fenómeno por el cual un material se vuelve más duro y resistente a medida que aumenta la presencia de soluto disuelto en la matriz.



**Figura 2.8.** Diagrama esquemático que muestra la evolución de la microestructura del material, (a) antes de la solubilización; (b) etapa intermedia de la solubilización; (c) después de la solubilización (Garrett, Lin y Dean 2005)

En este tipo de endurecimiento se disuelven todas las fases en una fase homogénea, donde la solubilidad de un elemento en la matriz depende fuertemente de la temperatura. La solubilidad de los elementos de aleación es muy lenta a temperatura ambiente y aumenta con la temperatura. Las aleaciones solubilizadas aumentan su resistencia porque los átomos de soluto sustituyen a los átomos de solvente en sus posiciones de red, generando distorsiones elásticas de los átomos circundantes. Los precipitados de las aleaciones de aluminio AA6xxx se componen generalmente de  $Mg_2Si$  y Si. Al comienzo del tratamiento los solutos están en grupos aislados de elementos de aleación muy concentrados (precipitados), y de diferente tamaño, que proporcionan barreras al flujo del material durante la deformación. Estos precipitados se disuelven en el material cuando la temperatura

está muy cerca o excede la  $T_{solvus}$ . Las transformaciones de fase encontradas durante el tratamiento térmico de solubilización se muestran en la Figura 2.8.

## **2.2. ALEACIONES DE ALUMINIO DE FORJA DE LA SERIE 6XXX**

Entre 75 y 80% del aluminio se utiliza para productos forjados, por ejemplo, placas laminadas (espesor > 6 mm), chapas (0.15-6 mm), papel de aluminio (<0.15 mm), extrusiones, tubos, varillas, barras y alambres. Estos son producidos a partir de lingotes de fundición, y las estructuras de las cuales se cambian en gran medida por las diversas operaciones de trabajo y los tratamientos térmicos. Las aleaciones de aluminio de la serie 6xxx son muy utilizadas como aleaciones estructurales de resistencia media y tienen una combinación de propiedades tales como buena resistencia a la corrosión, buena soldabilidad, capacidad de mecanizado, inmunidad a la corrosión bajo tensión y un coste relativamente bajo. En aleaciones comerciales, los elementos de aleación principales de esta serie (Mg y Si) se añaden en porcentajes de modo que puedan formar aleaciones cuasi-binarias Al-Mg<sub>2</sub>Si (Mg:Si 1.73:1) o con un exceso de silicio, por encima del necesario para formar Mg<sub>2</sub>Si (Polmear 2005). Las Tablas 2.3 y 2.4 presentan un resumen de los intervalos de composición y propiedades mecánicas de las aleaciones de forja de la serie 6xxx más utilizadas. Las diferencias principales están en el contenido de los elementos de endurecimiento (Mg, Si y Cu) así como el contenido de los metales de transición (Fe, Mn y Cr).

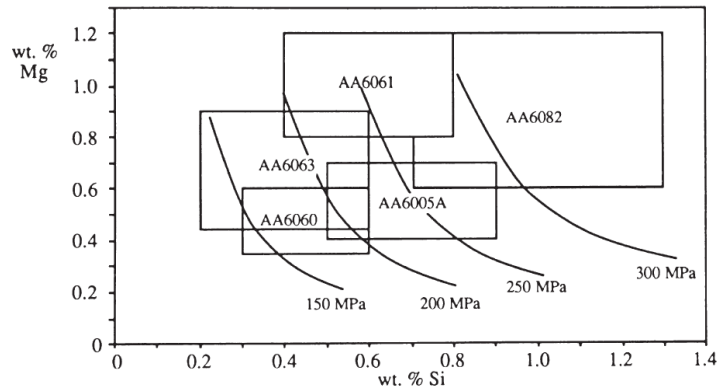
**Tabla 2.3.** Intervalo de composición química (% en peso) de algunas aleaciones de forja de la serie 6xxx comerciales (Adaptada de (Polmear 2005)).

Designación	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Cr	Ti
6005	0.4-0.6	0.6-0.9	0.35	0.10	0.10	0.10	-----	0.10
6060	0.35-0.6	0.3-0.6	0.1-0.3	0.10	0.10	0.15	0.05	0.10
6063	0.45-0.9	0.2-0.6	0.35	0.10	0.10	0.10	0.10	0.10
6061	0.8-1.2	0.4-0.8	0.7	0.15-0.4	0.15	0.25	0.04-0.35	0.15
6151	0.45-0.8	0.6-1.2	1.0	0.35	0.20	0.25	0.15-0.35	0.15
6009	0.4-0.8	0.6-1.6	0.50	0.15-0.6	0.2-0.8	0.25	0.10	0.10
6111	0.5-1.0	0.6-1.1	0.4	0.5-0.9	0.1-0.45	0.15	0.10	0.10
6013	0.8-1.2	0.6-1.0	0.5	0.6-1.1	0.2-0.8	0.25	0.10	0.10
6082	0.6-1.0	0.7-1.3	0.5	0.10	0.4-1.0	0.20	0.25	0.10

**Tabla 2.4.** Propiedades mecánicas de algunas aleaciones de forja de la serie 6xxx comerciales (Adaptada de (Polmear 2005)).

Designación	Condición	Límite elástico [MPa]	Resistencia última [MPa]	Alargamiento [%]
6005	T5	270	305	12
6060	T5	195	215	17
6063	T6	215	240	12
6061	T6	275	310	12
6151	T6	295	330	17
6009	T4	130	250	24
6111	T4	160	290	25
6013	T4	185	315	25
6082	T6	285	315	12

Las aleaciones de la serie 6xxx se pueden dividir en dos grupos: aleaciones de baja resistencia y aleaciones de media/alta resistencia (Figura 2.9).



**Figura 2.9.** Intervalos de composición de Mg y Si en las aleaciones de aluminio de forja de la serie 6xxx (Polmear 2005).

### **2.2.1. Aleaciones de aluminio de la serie 6xxx de baja resistencia**

Las aleaciones baja resistencia, por ejemplo, AA6060 y AA6063, son las aleaciones de forja que más se utilizan. Éstas contienen una cantidad combinada de Mg y Si entre 0.8 y 1.2 wt.% balanceada a la fase de equilibrio  $Mg_2Si$  y se les adiciona Mn en cantidades muy pequeñas (alrededor de 0.05 wt.%) para promover la precipitación de intermetálicos  $\alpha-Al_{12}(FeMn)_3Si$  del tipo escritura china sobre la fase  $\beta-Al_5FeSi$  facetada (Zajac et al. 1994; Tibballs, Horst y Simensen 2001; Kuijpers et al. 2005). Debido al bajo contenido de metales de transición, sólo contienen una pequeña cantidad de dispersoides secundarios. Como resultado, muestran una microestructura totalmente recristalizada después de un proceso de extrusión. Estas aleaciones muestran una buena capacidad de extrusión, lo que permite altas velocidades de extrusión y bajas velocidades de enfriamiento después de la extrusión. También es bien conocido que el almacenamiento a temperatura ambiente tiene un efecto positivo sobre la respuesta al envejecimiento artificial. Se utilizan en aplicaciones arquitectónicas y decorativas tales como ventanas, puertas



y acondicionamiento interior. Debido a su relativamente baja resistencia no se utilizan para aplicaciones estructurales.

### **2.2.2. Aleaciones de aluminio de la serie 6xxx de media/alta resistencia**

Estas aleaciones tienen una cantidad combinada de Mg y Si por encima de 1.4% en peso. Sus mejores propiedades mecánicas, en comparación con las aleaciones de baja resistencia, hace que se utilicen en sectores como automoción, marítimo, aeronáutico y aeroespacial. Para obtener la mayor resistencia mecánica se pueda hacer mediante la adición en exceso de Si o añadir Cu hasta 0.4% en peso. Estas aleaciones también contienen cantidades relativamente altas de Mn y Cr, que mejoran la resistencia a la corrosión en aleaciones que contienen Cu (Cr) y forman dispersoides secundarios. Los dispersoides secundarios reducen la fragilización mediante el retardo de la recristalización, por tanto, garantiza un tamaño de grano pequeño y promueve la precipitación de Si intragranular. Grandes cantidades de elementos de aleación conllevan a una mayor tensión de flujo y reducen la ventana de temperatura entre  $Mg_2Si$  *solvus* y *solidus*. Por lo tanto, la capacidad de extrusión de estas aleaciones se reduce en comparación con las aleaciones de aluminio de la serie 6xxx de baja resistencia.

### **2.2.3. Elementos de aleación en las aleaciones de aluminio de la serie 6xxx**

Los elementos de aleación en aleaciones de aluminio de la serie 6xxx se pueden dividir en: elementos formadores de fases endurecedoras y los elementos que forman fases intermetálicas.

- Magnesio (Mg): tiene una solubilidad en Al relativamente alta y contribuye considerablemente al endurecimiento por solución sólida. Su objetivo principal

es formar precipitados endurecedores. El exceso de Mg aumenta la resistencia a la corrosión pero reduce la conformabilidad y la resistencia mecánica.

- Silicio (Si): está implicado en la formación de intermetálicos que contienen Fe y de precipitados de endurecimiento. Como la composición de los precipitados  $\beta$  endurecedores se encontró que es cercana a una relación 1:1 en % atómico, en comparación con la composición de la fase de equilibrio  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si, en las aleaciones actuales se adiciona un exceso de Si (Couper 2002). La presencia de un exceso de Si conduce a una alta resistencia y conformabilidad pero conduce a la corrosión intergranular debido a la precipitación de Si en los límites de grano.
- Hierro (Fe): se encuentra como impureza en el aluminio primario y se acumula en el material reciclado. Tiene una solubilidad en aluminio sólido muy baja y por lo tanto se encuentra en intermetálicos primarios y dispersoides secundarios. Un aumento en el contenido de hierro puede disminuir la resistencia de la aleación mediante la eliminación del exceso de silicio. Esto es a menudo una causa de las propiedades mecánicas bajas. Sin embargo, un efecto secundario de las fases que contienen hierro es el refinamiento de los precipitados Mg<sub>2</sub>Si, produciendo así un aumento de la resistencia máxima después del tratamiento térmico T6. También causa una reducción en la resistencia a la corrosión y mejora la tenacidad.
- Manganeso (Mn): se añade en cantidades relativamente bajas, del orden de 0.05% en peso, para mejorar la formación de intermetálicos deseables, tales como  $\alpha$ -Al(FeMn)Si. Si se añade en cantidades más altas (de 0.3 a 0.7 % en peso) se forma un número significativo de dispersoides secundarios  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(MnFe)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> durante la homogeneización.

- Cromo (Cr): La presencia de pequeñas cantidades de cromo, de manera similar al Mn, conlleva a la formación de dispersoides secundarios. Sin embargo, muy bajas cantidades de Cr son suficientes para obtener densidades de dispersoides similares a las obtenidas con la adición de Mn. Por otra parte, las adiciones de Cr son necesarias en aleaciones que contienen Cu, para mejorar la resistencia a la corrosión.
- Cobre (Cu): tiene una gran solubilidad en el aluminio y mejora la respuesta al endurecimiento, pero tiene un efecto negativo sobre la corrosión y la soldabilidad, además aumenta el peso/densidad de la aleación si se aumenta el contenido de cobre. En presencia de Mg y Si, el Cu produce efectos de endurecimiento por envejecimiento a temperatura ambiente. En las aleaciones de aluminio de la serie 6xxx sólo se añade en pequeñas cantidades ( $\leq 0.4\%$  peso).
- Zinc (Zn): La presencia de Zinc en el Aluminio incrementa su potencial de solución. Generalmente se combina con cobre y/o magnesio en aleaciones de alta resistencia, y se obtienen partículas del tipo  $MgZn_2$  y/o  $Al_2CuMg$ , dependiendo de la composición de la aleación.
- Titanio (Ti): se usa principalmente como un refinador de grano. El Ti disminuye la conductividad del aluminio.

### 2.3. SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW)

La primera referencia al uso de calor por fricción para el conformado y soldadura en fase sólida apareció hace más de un siglo en la patente de James H. Bevington (J. H. BEVINGTON 1891), donde se propuso utilizar calor generado por fricción para

unir un tubo a una matriz en forma de V. Pasó un largo período sin ningún avance significativo en la tecnología por fricción hasta 1941 cuando Hans Klopstock y Abram Rupert Neelands (Klopstock y Neelands 1941) patentaron un método mejorado de soldadura o unión de metales utilizando el calor por fricción generado mecánicamente y que introdujo la técnica que a día de hoy se conoce como “*friction surfacing*”, y cincuenta años después llegó el desarrollo de la soldadura por fricción-agitación (FSW).

La técnica de soldadura por fricción-agitación (FSW) es una versión mejorada del proceso de soldadura por fricción convencional y fue desarrollada, ensayada experimentalmente, y patentada por Wayne M. Thomas y colaboradores (Thomas et al. 1991), del Instituto de Soldadura (TWI) de Cambridge (Reino Unido), en el año 1991. El proceso es más adecuado para componentes planos, como placas y chapas, pero también se puede adaptar para la unión de tuberías y perfiles huecos (Bruni y Zitti 2013; Ismail et al. 2013). La FSW produce soldaduras que están libres de defectos pero la calidad y la fiabilidad de este tipo de unión soldada se puede garantizar si se siguen procedimientos normalizados o estandarizados. Como el principio operativo de la FSW difiere completamente del de los procesos de soldadura por fusión, las normas de soldadura existentes no se pudieron aplicar directamente a la FSW e inicialmente cada sector de aplicación buscó soluciones a esta problemática para poder obtener una cualificación y certificación del proceso. Por ejemplo, en el sector de la construcción naval, a mediados de finales de 1990, el Registro de Buques de Lloyd publicó una Guía para la Idoneidad de la soldadura por fricción-agitación, mientras que en el sector aeroespacial la NASA comenzó a formular una especificación del proceso de soldadura por fricción-agitación en el comienzo del año 2000 y su primera versión se publicó en 2002. También en 2005,

se creó un comité de la AWS (*American Welding Society*) para trabajar en especificaciones para FSW de aluminio para aplicaciones aeroespaciales. En el sector aeronáutico, Eclipse Aviation y MTS Systems Corporation, en el año 2001, comenzaron a trabajar en estrecha colaboración con la Administración Federal de Aviación (FAA) sobre la certificación de la tecnología FSW y en el año 2002, Eclipse Aviation recibió el visto bueno de la especificación del proceso FSW por la FAA, y al mismo tiempo utilizó la FSW con éxito para el montaje del primer jet Eclipse 500.

Debido a que la FSW amplió de forma vertiginosa los sectores de aplicación, surgió la necesidad de una norma internacional para este proceso de soldeo y en el año 2011 se publicó la norma integral UNE-EN ISO 25239 que consta de cinco partes:

Parte 1 - Vocabulario;

Parte 2 - Diseño de las uniones soldadas;

Parte 3 - Calificación de operadores de soldeo;

Parte 4 - Especificación y cualificación de los procedimientos de soldeo;

Parte 5 - Requisitos de calidad e inspección.

En esta tesis se ha seguido las directrices definidas en la Parte 1 y 2 de la norma para estar en concordancia con los estándares relacionados con este proceso de soldeo.

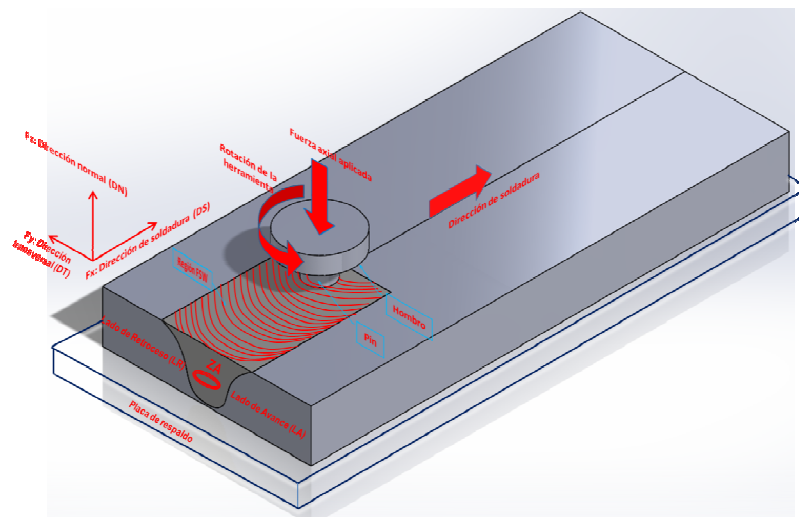
### **2.3.1. Descripción del proceso FSW**

El proceso de soldeo mediante fricción-agitación (FSW) usa una herramienta giratoria no-consumible que penetra de forma simétrica en los bordes de láminas o

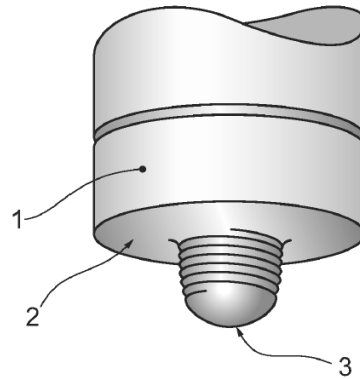
placas a unir y posteriormente avanza a lo largo de la línea de unión (Figura 2.10) para crear la soldadura. Las partes/piezas a unir se sujetan firmemente a una placa de respaldo para evitar que sean separadas por las fuerzas a las que son sometidas y que se puedan generar defectos geométricos en la soldadura. La herramienta (Figura 2.11) consta de dos elementos principales: un “pin cilíndrico”, que es el que penetra en las chapas/láminas/placas a soldar y realiza la operación de agitación. El otro componente se denomina “hombro”, el cual es solidario y concéntrico al pin, y en el proceso de FSW descansa sobre la superficie de las piezas a unir. La herramienta tiene tres funciones principales: calentamiento de la pieza de trabajo, movimiento de material para producir la unión y la contención del metal caliente debajo del hombro de la herramienta. El calentamiento es creado dentro de la pieza de trabajo por la fricción entre el pin y el hombro de la herramienta en rotación y por la deformación plástica severa de la pieza de trabajo. El calentamiento localizado ablanda el material alrededor del pin y, en combinación con la rotación y el avance de la herramienta, transporta el material desde la parte frontal a la parte posterior del pin, llenando así el hueco que deja el paso de la herramienta a medida que avanza. El hombro de la herramienta restringe el flujo de metal, evitando que el material ablandado salga a la superficie durante el proceso de soldadura.

Aunque la geometría de la herramienta tenga cierta simetría, esta no se manifiesta en los procesos que sufre el metal de las piezas a la hora de efectuar el cordón de soldadura. Cada punto de la superficie de las piezas que entra en contacto con la superficie del hombro de la herramienta, es sometido a condiciones mecánicas (rozamiento, deformación, velocidad) distintas a las que en ese momento está sufriendo el punto opuesto. Esto se debe a que la herramienta además de poseer

un movimiento lineal, también presenta un movimiento rotacional. Como consecuencia de lo anterior, para el cordón de soldadura se han definido dos lados designados como lado de avance y lado de retroceso. Se define como “lado de retroceso (*retreating side*)”, el lado de la soldadura donde la dirección de rotación periférica de la herramienta es opuesta a la dirección de soldeo y el “lado de avance (*advancing side*)”, es el lado de la soldadura donde la dirección de rotación periférica de la herramienta es la misma a la a la dirección de soldeo. Como consecuencia, la superficie en el lado de avance de la soldadura es una zona que recibe mayor fricción debido a que la velocidad tangencial de la herramienta se le suma la velocidad lineal de esta última, mientras que en la zona de retorno la fricción es menor porque la velocidad tangencial de la herramienta se le resta su velocidad lineal (Velandia 2009)



**Figura 2.10.** Esquema del proceso FSW (Adaptado de (Mishra, Rajiv S. y Mahoney 2007))

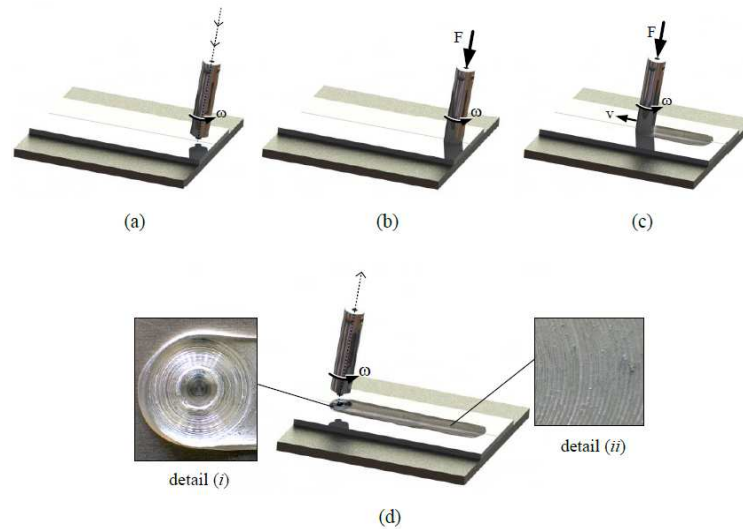


**Figura 2.11.** Herramienta de FSW. 1: Herramienta, 2: Hombro, 3: Pin (AENOR 2012a)

Desde el punto de vista operativo, la soldadura por fricción-agitación se puede dividir en cuatro sub-procedimientos o fases (Figura 2.12): inicialmente, la herramienta se posiciona sobre la línea de unión (Figura 2.12a); empieza a girar a velocidad constante y entra en contacto con las piezas a unir aún frías (Figura 2.12b). Una vez que logra penetrar hasta una posición determinada (generalmente hasta que el hombro entre en contacto con la superficie de los componentes), se mantiene un tiempo y se aplica una fuerza axial pre-establecida que provoca un aumento de la temperatura de la herramienta y del par motor del husillo.

El tiempo de permanencia permite que el material se plastifique completamente alrededor de la herramienta de FSW. Si el tiempo de permanencia es demasiado corto, el material no se plastificará completamente, lo que podría resultar en la fractura de la herramienta debido a las altas fuerzas ejercidas sobre la herramienta (Lombard 2007). Cuando el tiempo de permanencia es demasiado largo, se puede generar demasiado calor y provocar la fusión del material base y ser incapaz de fluir correctamente alrededor de la herramienta.





**Figura 2.12.** Descripción de la secuencia del proceso de soldadura por fricción FSW (Leitão 2013).

La fricción entre la herramienta y las piezas a unir da origen a la energía de fricción, que conlleva un aumento de la temperatura de las piezas en las proximidades de la herramienta, justo a un valor por debajo de la temperatura de fusión de los componentes, y la resistencia de las piezas cae hasta tal punto que pasa a un estado pseudo-plástico. Según Tang et al. (Tang et al. 1998) and Colegrove et al. (Colegrove Paul et al. 2005), el rango de temperatura alcanzado está entre un 80% y 90% de la temperatura de fusión del metal base. Debido a la rotación de la herramienta, el material en estado pseudo-plástico se transporta alrededor del pin por un canal de extrusión (región que se crea entre el material frío y aún sólido, y la herramienta rotatoria). Así, cuando empieza el movimiento de avance constante de la herramienta (Figura 2.12c), se produce la mezcla de los dos componentes a lo largo de la línea de unión. Al final de la soldadura, la herramienta asciende y sale de

la zona de unión dejando un agujero (Figura 2.12d, detalle (i)), el cual es una característica de la FSW.







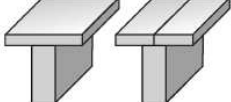
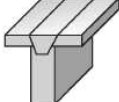
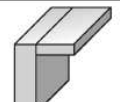
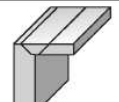


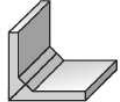
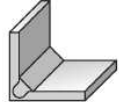


El agujero al final de la soldadura se señala comúnmente como una desventaja del proceso, teniendo en cuenta que actúa como el “eslabón más débil” de las propiedades mecánicas (Huang et al. 2011) y aumenta el tiempo de proceso ya que son necesarias técnicas de post-procesamiento de soldadura para eliminarlo. De hecho, algunas técnicas simples ya fueron desarrolladas en este campo, tales como el uso de dos placas complementarias, situadas al principio y al final de las placas a soldar. En el detalle (ii) de la figura 2.12(d), se observa una imagen de la superficie de la soldadura similar a las marcas de avance en el mecanizado, promovidas por la acción de la herramienta durante la FSW (Edwards y Ramulu 2009). Estas marcas se caracterizan por bandas espaciadas regularmente, que, de acuerdo con Mishra et al. (Mishra, Rajiv S. y Mahoney 2007) están directamente relacionadas con las velocidades de rotación y de soldadura.

El proceso FSW se ha utilizado para la fabricación de soldaduras con configuración de junta a tope y a solape, y para cada una de estas geometrías de junta se requieren diseños de herramientas específicas. El proceso de FSW puede también hacer frente a configuraciones de junta circunferencial, anular, no lineal y tridimensional. Puesto que la gravedad no tiene influencia en los procesos de soldadura en fase sólida, se puede utilizar en configuraciones horizontales, verticales, de techo y orbitales. La figura 2.13 muestra configuraciones de juntas típicas según la norma UNE-EN ISO 2539-2:2011 (AENOR 2012b). Las juntas de soldadura también se pueden realizar por una o ambas caras (Mehra et al. 2012).

La eficiencia de la soldadura (Ecuación 2.1), definida como la relación entre la resistencia a tracción de la junta FSW y la resistencia a tracción del metal base, es un parámetro utilizado para comprobar las propiedades de la soldadura.

$$\text{Eficiencia} [\%] = \frac{\sigma_{UTS-FSW}}{\sigma_{UTS-MB}} \times 100 \quad (\text{Ec. 2.1})$$

En general, la eficiencia de la soldadura a tope está entre 70 a 90% (Kumar et al. 2005) mientras que la eficiencia de la junta a solape oscila alrededor del 65 a 85%, incluso 40% en el caso de materiales disimilares (Ericsson, Jin y Sandström 2007).

Diseño de la unión	Antes del soldeo	Después del soldeo
Combinación de una unión a solape y una unión a tope		
Unión a tope		
Combinación de una unión a solape y una unión a tope		
Unión en T		
Unión en esquina		
Unión a solape		
Unión en esquina		
Unión a tope		

**Figura 2.13.** Varias uniones de soldeo mostradas antes y después del soldeo por fricción-agitación según la norma UNE-EN ISO 25239-2:2011 (AENOR 2012b)

### **2.3.2. Parámetros del proceso FSW**

Si bien el efecto de las variables de proceso en las características mecánicas y microestructurales finales de la FSW tiene mucho en común con otros procesos de soldadura, la fenomenología es distinta. El principal interés en estudiar las variables del proceso radica en la comprensión del efecto sobre la microestructura y las propiedades de la junta, incluidas las propiedades mecánicas estáticas (límite elástico, resistencia última, alargamiento, dureza, tenacidad, etc.), dinámicas (resistencia a fatiga) y propiedades de corrosión, con el objetivo de maximizar la productividad, el rendimiento y la reproducibilidad. El proceso de soldadura afecta a estas propiedades de la junta principalmente a través de la generación y disipación de calor, del flujo de material, de la formación de defectos, de las fuerzas de proceso, del tamaño de grano, etc.

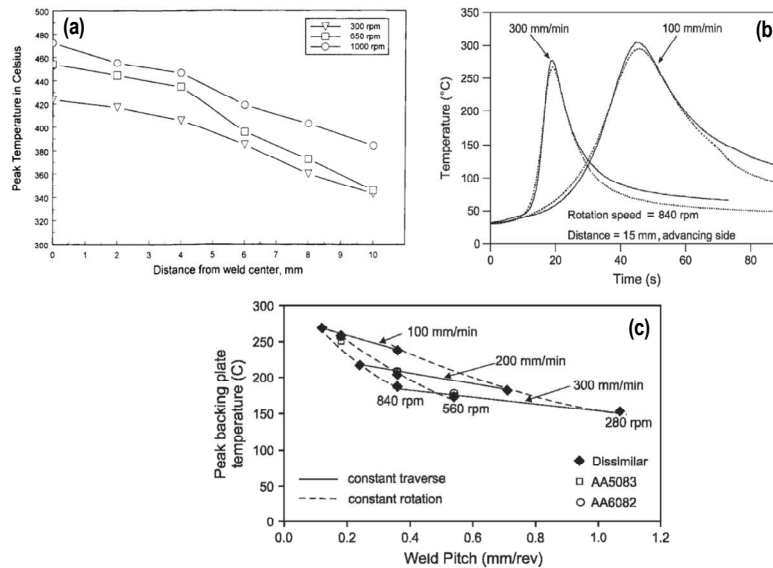
#### **2.3.2.1. Velocidad de rotación de la herramienta y velocidad de soldeo**

La velocidad de rotación de la herramienta y la velocidad de soldeo tienen una influencia significativa sobre el proceso de FSW. En general, una velocidad de rotación alta a una velocidad de soldeo constante genera temperaturas más altas, como se muestra en la Figura 2.14a, debido al aumento del calentamiento por fricción en la interfaz herramienta-material (Peel et al. 2003; Sato, Urata y Kokawa 2002a; Tang et al. 1998). A su vez, esto acarrea una mayor cantidad de material alrededor de la herramienta que está ablandado y por lo tanto intensifica la agitación y el flujo plástico de material (Tang et al. 1998; Thomas et al. 2005). Sin embargo, una velocidad de rotación excesiva puede ser perjudicial para las propiedades mecánicas de la soldadura, tales como el límite elástico o la dureza, ya que el material cerca de la línea de soldadura puede sufrir un sobre-envejecimiento.

Por otra parte, para bajas velocidades de rotación de la herramienta, la generación de calor y el ablandamiento del material son insuficientes causando una disminución y degradación de la agitación del material. Esto puede introducir defectos de soldadura tales como, defecto túnel (Price et al. 2007) o defectos de raíz (Leonard y Lockyer 2003; Wei, Hao y Chen 2007). Además, la herramienta puede experimentar un desgaste severo (Prado et al. 2001; Fernandez y Murr 2004) y, en el peor de los casos, puede romper debido a las elevadas fuerzas de reacción resultantes en el material.

La velocidad de soldeo, en comparación con la velocidad de rotación, tiene el efecto opuesto en la entrada de calor. A una velocidad de rotación constante, altas velocidades de soldeo conducen a temperaturas más bajas ya que el material está expuesto a calentamiento por fricción durante menos tiempo, como se representa en la figura 2.14b. Por otro lado, bajas velocidades de soldeo pueden provocar un sobrecalentamiento del material (Steuwer, Peel y Withers 2006; Lombard et al. 2008, 2009). Peel et al. (Peel et al. 2006) investigaron el efecto de la combinación de ambos parámetros, lo que se conoce como “relación de soldeo (*weld pitch*)” (velocidad de soldadura [mm/min]/velocidad de rotación [rpm]), y reportaron los resultados de distribución de temperatura máxima en la raíz de la soldadura en función de la relación de soldeo, variando la velocidad de rotación de la herramienta y la velocidad de soldeo, como se muestra en la figura 2.14c. Una combinación de baja velocidad de soldeo y alta velocidad de rotación conduce a altas temperaturas de soldadura y viceversa. Las velocidades óptimas de soldadura varían para diferentes aleaciones de aluminio y geometrías de soldadura. Por ejemplo, láminas delgadas se pueden unir con velocidades de rotación de la herramienta que van desde 800 hasta 1500 rpm mientras que un material más grueso generalmente se

puede soldar con velocidades más bajas (Threadgill et al. 2009; Mishra y Ma 2005). La velocidad de soldeo puede variar desde 100 hasta 700 mm/min dependiendo de la máquina y las capacidades de la herramienta de FSW, así como de la respuesta del material (Mishra y Ma 2005).



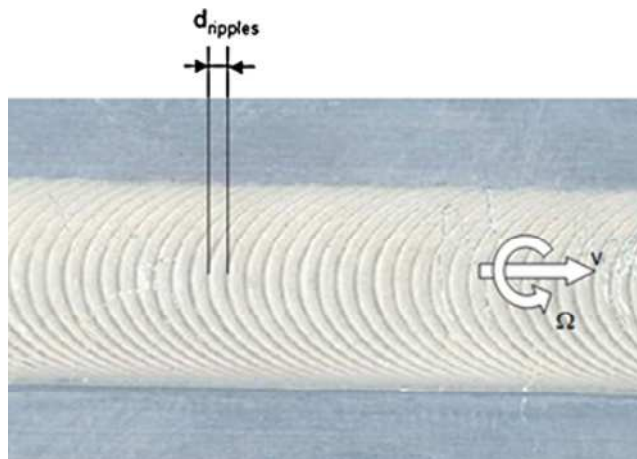
**Figura 2.14.** (a) Influencia de la velocidad de rotación de la herramienta en la distribución de la temperatura en de la distancia desde el centro de la soldadura en una aleación de aluminio AA6061-T6 de 6.4 mm de espesor soldada por fricción-agitación (diámetro del hombro de la herramienta = 18 mm, diámetro del pin = 5 mm a una velocidad de soldeo constante de 120 mm/min (Tang et al. 1998). (b) El efecto de diferentes velocidades de soldeo sobre la temperatura máxima medida (línea sólida) y predicha (línea punteada) a 15 mm desde la línea de soldadura en el lado de avance en la aleación AA5083 FSW (Peel et al. 2006), (c) Temperatura máxima en la raíz de la soldadura para soldaduras similares y disimilares unidas por FSW en función de la relación de soldeo (Peel et al. 2006).

### 2.3.2.2. Relación de soldeo (WPR, *Weld Pitch Ratio*)

La relación entre la velocidad de rotación y la velocidad de soldeo se conoce como “relación de paso” (Ecuación 2.2) y representa la clasificación que establece las condiciones de aporte térmico en la FSW. El valor inverso de la relación de paso de soldadura, representado en la Figura 2.15, es la distancia entre las ondulaciones (*ripples*) que genera el hombro de la herramienta en la superficie y se establece en la ecuación 2.3.

$$\text{Relación de paso de soldadura} \left[ \frac{rev}{min} \right] = \frac{\Omega [rpm]}{v \left[ \frac{mm}{min} \right]} \quad (\text{Ec. 2.2})$$

$$d_{\text{ondulaciones}} \left[ \frac{mm}{rev} \right] = \frac{v \left[ \frac{mm}{min} \right]}{\Omega [rpm]} \quad (\text{Ec. 2.3})$$



**Figura 2.15.** El contacto del hombro con la superficie de las piezas a unir deja a su paso una secuencia de ondas casi semicirculares que apunta hacia la posición de inicio en la soldadura (Vilaça y Thomas 2012)

La relación de paso de soldadura proporciona una clasificación para el patrón de flujo dentro de la zona del tercer cuerpo y establece una condición FSW de caliente

a frío (Vilaça et al. 2007). Aunque puede variar, dependiendo de algunos parámetros, tales como la geometría de la herramienta, las propiedades termofísicas y espesor de los materiales a unir. Para las aleaciones de aluminio es típico considerar los criterios de la condición “caliente a frío” como se muestra a continuación:

$$\frac{\Omega[rpm]}{v[\frac{mm}{min}]} > 4 \leftrightarrow \text{condición caliente (aporte térmico alto)}$$

$$2 \leq \frac{\Omega[rpm]}{v[\frac{mm}{min}]} \leq 4 \leftrightarrow \text{condición intermedia (aporte térmico intermedio)}$$

$$\frac{\Omega[rpm]}{v[\frac{mm}{min}]} < 2 \leftrightarrow \text{condición fría (aporte térmico bajo)}$$

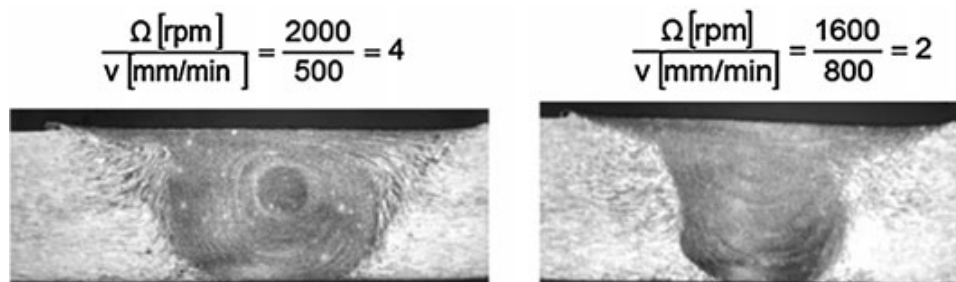
En la Figura 2.16 se muestra una macroestructura típica de las dos condiciones FSW frías y calientes. La clasificación anterior para aleaciones de aluminio resulta de la experiencia adquirida durante las mediciones de análisis y temperatura metalúrgicas al realizar soldaduras por fricción-agitación. Las diferencias que surgen en el flujo de calor y material entre las soldaduras frías y calientes son las siguientes:

- Para soldaduras frías, la ZAC es más pequeño y la ZATM más grande. Debido a la baja viscosidad de la región tercero-cuerpo el efecto de arrastre es mayor y por lo tanto la ZATM es más grande y el calor es más concentrado en el lado de retroceso (el lado de flujo). Esta condición FSW permite soldaduras más productivas.
- Para soldaduras calientes, la ZAC es más grande y la ZATM es más pequeña. La mayor parte de la deformación de flujo plástico se localiza cerca del pin y el



calor generado por la fricción interfacial entre la herramienta y las piezas de trabajo es mayor. En términos globales, el calor generado se distribuye casi uniformemente en ambos lados, avance y retroceso. Por lo tanto, el campo de temperatura se distribuye asimétricamente a lo largo de la zona de soldadura. Esta condición FSW típicamente resulta en un buen aspecto superficial, debido a la muy pequeña distancia entre las ondulaciones en la junta soldada.

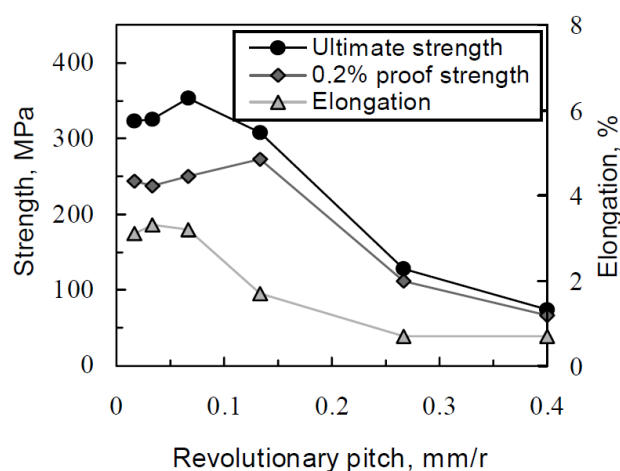
- Las condiciones de soldadura intermedias suelen tener las mejores propiedades de la junta soldada.



**Figura 2.16.** Muestra de una macrografía para condiciones FSW caliente (izquierda) y fría (derecha) en la sección transversal de una junta a tope FSW de AA6056, espesor = 3.9 mm (Vilaça, Quintino y dos Santos 2005)

S.M. Chowdhury et al. (Chowdhury et al. 2010), estudiaron, entre otros parámetros, la influencia de la relación de soldeo en las propiedades a tracción de una aleación de magnesio AZ31BH24 soldada por fricción-agitación. Se observó que el límite elástico y la resistencia última aumentan linealmente con el incremento de la relación de soldeo, obteniendo valores de ~170MPa y ~230 MPa, respectivamente, con una relación de soldeo de 1.2 mm/rev. Con el aumento de la WPR la generación de calor total disminuye durante la FSW, lo que conlleva a la formación de tamaños de grano más pequeños y, como resultado, la resistencia de las juntas FSW aumentan con el incremento de la WPR según la relación de Hall-Petch. Por

otra parte, H.J. Liu (Liu et al. 2003a) observaron que las propiedades a tracción de las soldaduras son más bajas que la del metal base, especialmente el alargamiento de 3.3% en comparación con 23.8% del MB. También reportaron que la resistencia a tracción máxima es de 354 MPa para una WPR de 0.07 mm/rev, equivalente a 82% de la del material base (Figura 2.17). Cuando el WPR es mayor que 0.13 mm/rev, todas las propiedades a tracción disminuyen dramáticamente a niveles considerablemente bajos, lo que indica que se ha producido un efecto ablandamiento debido a la FSW.



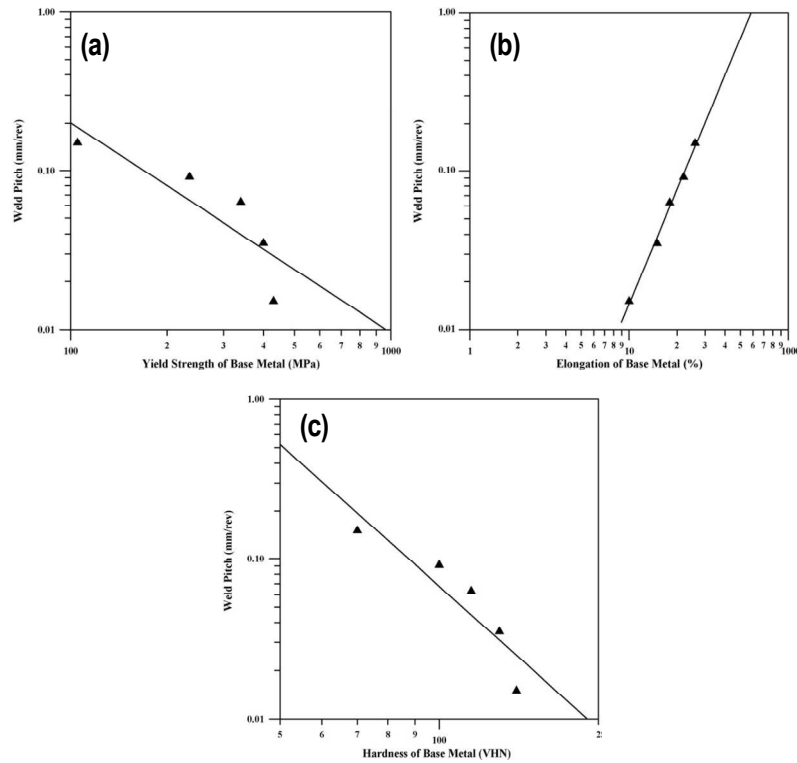
**Figura 2.17.** Propiedades a tracción de la aleación de aluminio 2017-T351 soldada por fricción-agitación (Liu et al. 2003a)

V. Balasubramanian (Balasubramanian 2008) utilizó cinco grados diferentes de aleaciones de aluminio, a saber, AA1050, AA6061, AA2024, AA7039 y AA7075 y, entre otras relaciones, estableció tres que incumben a la WPR en función del límite elástico, del alargamiento y de la dureza del material base, como se muestra en las ecuaciones 2.4, 2.5 y 2.6, respectivamente.

$$\text{WPR [mm/rev]} = 89.34 \times (\text{Límite elástico [MPa]})^{-1.32} \quad (\text{Ec. 2.4})$$

$$\text{WPR [mm/rev]} = 5.73 \times 10^{-5} (\text{alargamiento}[\%])^{2.4} \quad (\text{Ec. 2.5})$$

$$\text{WPR [mm/rev]} = 55630 \times (\text{Dureza [VHN]})^{-2.96} \quad (\text{Ec. 2.6})$$



**Figura 2.18.** Efecto de la relación de soldeo en (a) límite elástico, (b) alargamiento y (c) dureza del metal base (Balasubramanian 2008)

De la figuras 2.18(a y c) se puede deducir que la WPR tiene una relación inversamente proporcional con el límite elástico y la dureza de las aleaciones de aluminio, es decir, una aleación de aluminio de bajo límite elástico y baja dureza tendrá una unión sin defectos con una WPR alta ( $>0.5$ , condición fría) y viceversa.

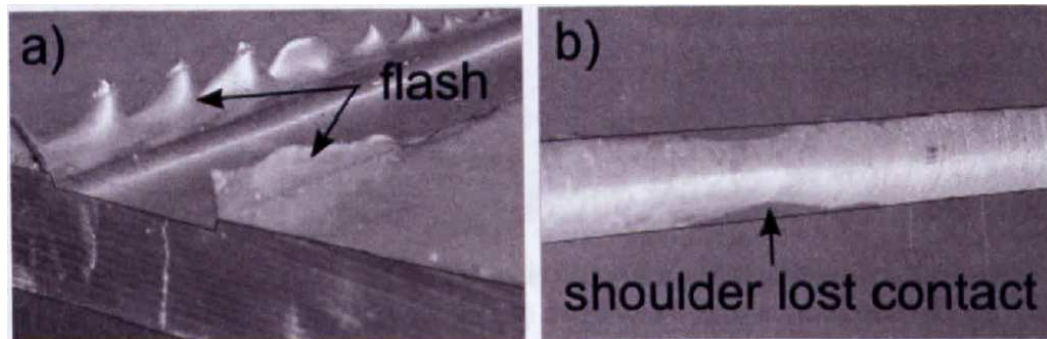
Mientras que en la figura x(b) se puede observar que la WPR tiene una relación directamente proporcional con el alargamiento del material base, ya que una aleación de aluminio con un alargamiento bajo necesita un WPR bajo ( $<0.25$ , condición caliente) para tener soldaduras in defectos.

### **2.3.2.3. Fuerzas de la FSW**

Las fuerzas que actúan sobre la herramienta y pieza de trabajo durante FSW se muestran en la Figura 2.10. La fuerza axial ( $F_z$ ) en la herramienta, la cual necesaria mantener la posición del hombro de la herramienta sobre la superficie de la pieza a soldar. La fuerza longitudinal  $F_x$ , la cual actúa paralela a la dirección de soldadura, y surge como resultado de la resistencia del material al movimiento de la herramienta. La fuerza transversal  $F_y$ , que actúa perpendicular a la dirección de soldeo. El par de torsión ( $T$ ) que es necesario para girar la herramienta y su valor dependerá de la fuerza axial  $F_z$  y del coeficiente de fricción ( $\mu$ ).

La fuerza más importante es la fuerza axial  $F_z$ , ya que se traduce en la profundidad de penetración de la herramienta, y un aumento de esta fuerza tiene un efecto similar al de incrementar la velocidad de rotación de la herramienta. El aumento de la presión conduce a un aumento del calentamiento por fricción en la interfaz herramienta-material, lo que deriva en un aumento de las temperaturas de soldadura (Mishra y Ma 2005; Threadgill et al. 2009; Wei, Hao y Chen 2007). Sin embargo, hay que tener cuidado porque un sobrecalentamiento va en detrimento de las propiedades mecánicas y, además, el hombro puede ser empujado a la superficie del material; produciendo una cantidad significativa de rebabas, como se ilustra en la figura 2.19a. Al mismo tiempo, en la raíz de la soldadura, el pin de la herramienta puede tocar la placa de respaldo y soldar las chapas a la placa de

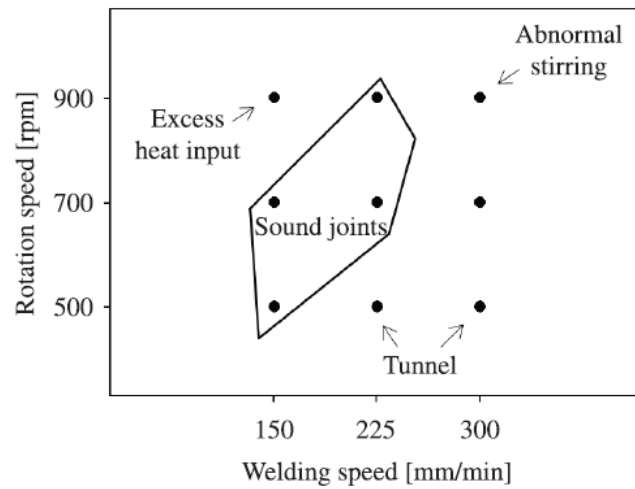
respaldo, o la propia herramienta puede experimentar un desgaste significativo. Por otra lado, una fuerza insuficiente no presionará lo suficiente la herramienta en las chapas a unir y, por lo tanto, el hombro de la herramienta no entrará en contacto completo con la superficie de las chapas (véase la figura 2.19b), dando como resultado un calentamiento insuficiente. Además, como el material tiene poco ablandamiento, las fuerzas que actúan sobre la herramienta de soldadura pueden exceder los límites y generar un desgaste severo o incluso romper la herramienta (Prado et al. 2001). Sin embargo, estos efectos también pueden surgir de las variaciones en el espesor del material y un ajuste lento de la posición de la herramienta y la fuerza axial.



**Figura 2.19.** (a) Fuerza axial alta de 90 kN aplicada a una FSW en una placa de 20 mm de espesor de aleación de aluminio AA7449 FSW y (b) Fuerza axial baja de 1.5 kN aplicada a una chapa de 5 mm de espesor de aleación de aluminio AA2199 soldada por fricción-agitación a 800 rpm y 400 mm/min (Altenkirch 2009).

Se ha establecido el concepto de “ventana de procesamiento” (Figura 2.20), el cual tiene en cuenta el rango de parámetros de procesamiento que producirán una soldadura de calidad. Dentro de esta ventana, la soldadura resultante tendrá una

entrada de calor ajustada para asegurar un ablandamiento adecuado del material y unas buenas propiedades mecánicas.



**Figura 2.20.** Ventana de procesamiento para la aleación de aluminio AA2139-T351 soldada por fricción-agitación, donde se puede observar la zona de combinación de parámetros en la que se obtienen juntas soldadas sanas o sin defectos (Prisco et al. 2013)

#### 2.3.2.4. Herramienta de FSW

La geometría y características de la herramienta son muy importantes para controlar el flujo de material y Mishra y Ma (Mishra y Ma 2005) y Fuller (Fuller 2007) han revisado características de las herramientas. El hombro tiene un diámetro mayor, en comparación con el pin, y por ende, un área de contacto más grande y produce más fricción. El diámetro del hombro determinará la cantidad de área de contacto aplicada a la superficie del material a soldar. Un diámetro de hombro demasiado pequeño puede resultar en una baja generación de calor que se aplica al proceso a través de un área de contacto inadecuada entre la herramienta y el

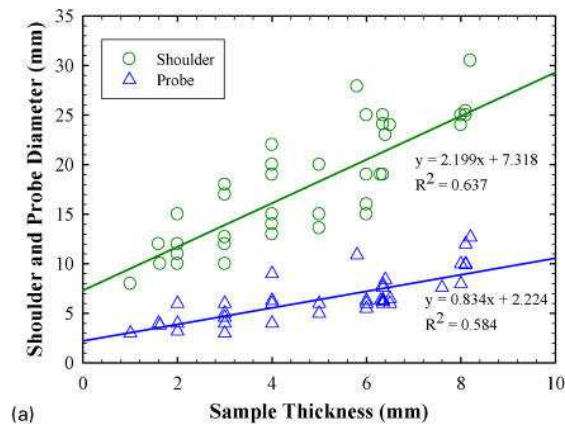
material a unir y, por lo tanto, una soldadura con defectos o un utillaje roto. Para generar el calor suficiente durante el proceso el diámetro del hombro debe ser, como mínimo, 50% mayor que el diámetro del pin, con áreas de contacto hasta tres veces más grande que el área de contacto del pin, para que se pueda considerar satisfactorio (Thomas et al. 1995). En los primeros trabajos en TWI (Dawes et al. 1995), se sugirió que una relación óptima entre el diámetro del hombro al diámetro del pin ayudaría con el diseño de la herramienta, sin embargo, la relación (entre 2.5 a 1 y 3 a 1) fue dependiente de la composición de la aleación de aluminio y sólo se aplicó a placas de 6 mm de espesor. Según Deqing (Deqing, Shuhua y Zhaoxia 2004) existe una correlación entre el radio del hombro y el radio del pin en una proporción 3 a 1. Esto significa que el radio del hombro es tres veces el radio del pin. Dubourg et al., (Dubourg y Dacheux 2006) afirmaron que el diámetro del hombro está relacionado con el espesor de la placa según la ecuación 2.7:

$$d_{\text{hombro}} = 2.26 \times t_{\text{pieza}} + 6.99 \quad (\text{Ec. 2.7})$$

Donde  $d_{\text{hombro}}$  es el diámetro del hombro y  $t_{\text{pieza}}$  es el espesor de la pieza, ambos expresados en milímetros.

De estas dos afirmaciones se puede concluir que una vez que se conoce el espesor de la placa, queda definido el diámetro tanto del hombro como del pin. Esto fue corroborado por Zhang et al., (Zhang et al. 2012) que realizó un gráfico (figura 2.21) con diámetros de hombros en función de el espesor de chapa de 53 soldaduras a tope con distintos materiales (Al, Mg, Cu, Ti, Ni y acero) reportados en la literatura y mediante una aproximación de mínimos cuadrados obtuvo que el diámetro del hombro es 2.2 veces el espesor de la pieza más una constante de 7.3 mm. Esta relación es razonable teniendo en cuenta que con el aumento de espesor es

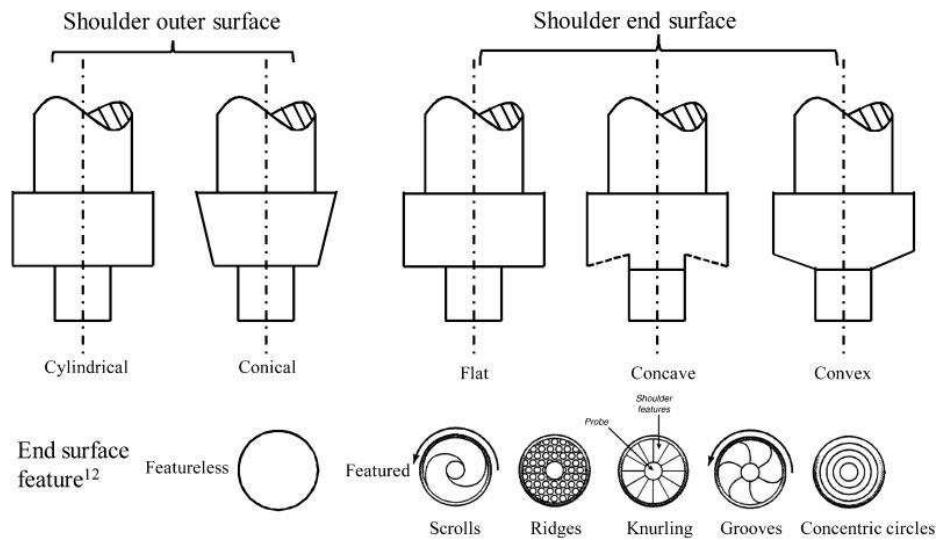
necesaria más energía de entrada y por lo tanto se requiere un diámetro de hombro más grande para generar calor.



**Figura 2.21.** (a) Diámetro de pin y de hombro en función del espesor de chapa (Zhang et al. 2012)

El diámetro del hombro determina la anchura de la región plastificada bajo el hombro y la anchura de la zona afectada termomecánicamente (ZATM). La cantidad de calor generado por el contacto del hombro depende del perfil de esta superficie. El perfil de hombro (Figura 2.22) se puede diseñar para que se adapte al material a unir y pueda aumentar o reducir el área de superficie de contacto y así aumentar o disminuir la cantidad de calor suministrado y la cantidad de deformación experimentada por el material en la parte superior de la soldadura.



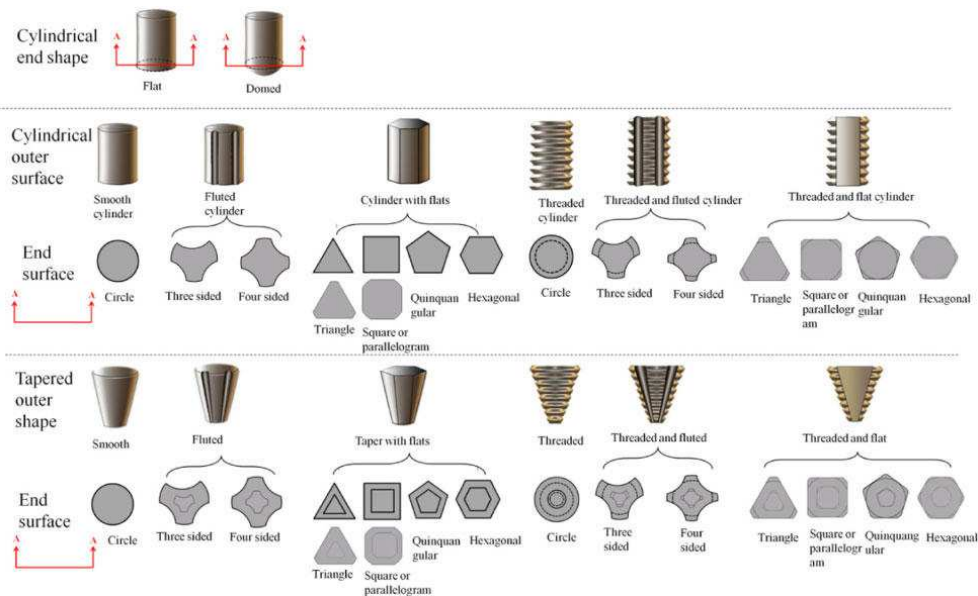


**Figura 2.22.** Perfiles y características de hombros de herramientas FSW (Zhang et al. 2012)

A medida que el espesor de la pieza aumenta, es necesario generar más calor por fricción entre el pin y las piezas a unir. El pin debe garantizar la suficiente agitación del material en la línea de soldadura y también necesita controlar el flujo del material alrededor de la herramienta para formar una soldadura satisfactoria. Generalmente, el pin tiene una superficie perfilada o roscada para facilitar un efecto barrenado hacia abajo. Este efecto barrenado se puede definir como el movimiento de adherencia de la herramienta giratoria, que arrastra el material plastificado hacia abajo. El pin hace el contacto inicial con el material de soldadura antes penetrarlo y para una soldadura a tope típica el pin se detiene cuando el hombro contacta con el material y baja hasta 0.1 mm por debajo de la superficie superior del material.

Para una soldadura a tope, el pin debe ser casi tan largo como el espesor del material (Kallee 2001). Por ejemplo, el hombro penetra en el material en una

pequeña cantidad, aproximadamente 0.1 mm; así que el pin debe terminar una pequeña cantidad, aproximadamente 0.1 mm, antes de la superficie inferior del material de soldadura para evitar la penetración total de la herramienta. Esto significa que, en términos generales, el pin de la herramienta debe tener una longitud 0.2 mm menor que el espesor del material a soldar (Threadgill y Nunn 2003a). La longitud del pin debe estar diseñada para la profundidad de soldadura deseada. El pin no debe ponerse en contacto con la placa de respaldo, ya que causaría posibles fallos y defectos en la soldadura, tales como defectos de raíz causados por las impurezas que provienen de la placa de respaldo, el daño a la herramienta como resultado de la penetración en la placa de respaldo o un raíz de la soldadura insatisfactoria. La figura 2.23 muestra algunos ejemplos de perfiles de pines.



**Figura 2.23.** Ejemplos de perfiles de pines (Zhang et al. 2012)

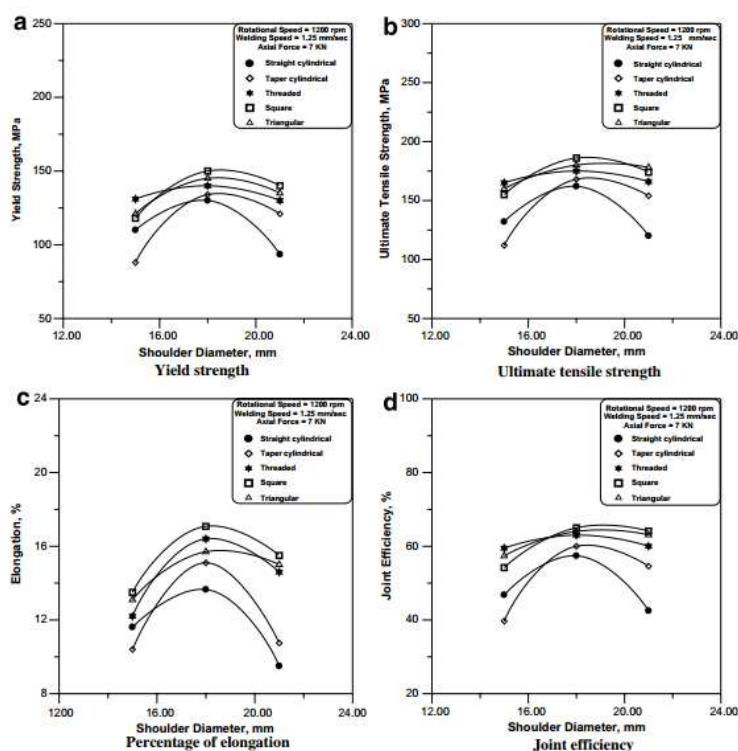
En la tabla 2.5 se muestran ejemplos de dimensiones de herramientas con pines de fondo plano.

**Tabla 2.5.** Resumen de las dimensiones de las herramientas de FSW para un determinado material de la pieza de trabajo (Mishra, Rajiv S. y Mahoney 2007).

Shoulder diameter		Cylindrical pin diameter		Shoulder-to-pin ratio	Workpiece material and thickness, mm
mm	in.	mm	in.		
13	0.5	5	0.2	2.6:1	6061-T6 Al, 3 mm
20–30	0.8–1.2	8–12	0.3–0.5	2.5:1, 1.6:1	7050, 2195, 5083, 2024, 7075 Al, 6.35 mm
23	0.9	8.2	0.32	2.8:1	2024-T351 Al, 6.4 mm
20,16	0.8, 0.6	6	0.24	3.3:1, 2.7:1	5083 and 6061 Al, 5.5 mm
12	0.5	4	0.16	3:1	1050 Al and oxygen-free copper, 1.8 mm
25.4	1.0	7.87	0.31	3.22:1	7075-T7351 Al, 9.53 mm
23	0.9	8.4	0.33	2.7:1	2524-T351 Al, 6.4 mm
20	0.79	4	0.16	5:1	6064 Al to carbon steel, 4.5 mm
23	0.9	8.2	0.32	2.8:1	2024-T351, 7 mm
10	0.4	3.8	0.15	2.6:1	2095 Al, 1.63 mm
25	1.0	9	0.35	2.8:1	5251 Al, 5 mm

Varias investigaciones han examinado el efecto de las dimensiones de la herramienta en la calidad de la FSW. Reynolds y Tang (Reynolds y Tang 2001) utilizaron diferentes variaciones de pines cilíndricos con un hombro cóncavo para mostrar que se puede obtener una FSW sin defectos en una aleación de aluminio 2195 de 8.1 mm de espesor con una relación de diámetro de pin a diámetro de hombro que va de 2:1 a 3.125:1. Peel et al. (Peel et al. 2003) evaluaron pines cilíndricos, ya sea con una rosca de métrica estándar M5 (5 mm de ancho y paso de 0.8 mm) o un pin más ancho (6 mm de ancho) con una rosca más gruesa (paso de 1 mm). A mayores velocidades de avance (200 mm/min), la herramienta más ancha con la rosca más gruesa fue más eficaz en interrumpir la interfaz de contacto de las entre los dos piezas de trabajo a unir. Este cambio de diseño pin produjo un aumento del 16% en la eficiencia de la junta (resistencia a tracción de la soldadura dividida por la resistencia a tracción del material base). Elangovan et al. (Elangovan

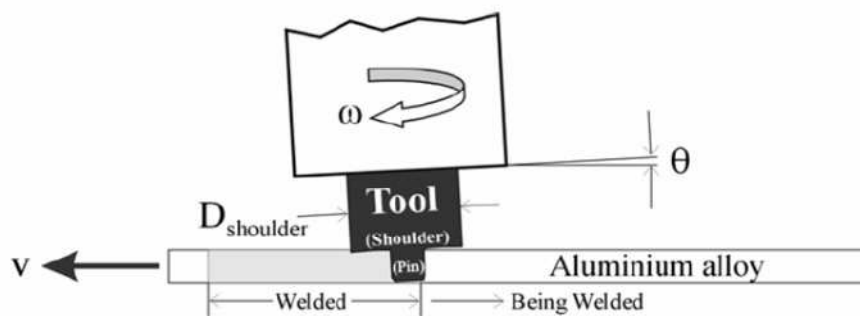
y Balasubramanian 2008b) evaluaron cinco perfiles diferentes de pin (cilíndrico recta, cilíndrico cónico, cilíndrico roscado, triangular y cuadrado) con tres diámetros de hombro diferentes (15, 18 y 21 mm) para fabricar soldaduras por fricción-agitación en un aleación AA6061. De las 15 configuraciones FSW que se obtuvieron, la que tiene un perfil de pin cuadrado y un diámetro de hombro de 18 mm mostró las mejores propiedades de tracción, como se observa en la Figura 2.24.



**Figura 2.24.** Propiedades mecánicas y eficiencia de la unión FSW en función del diámetro del hombro y del perfil de pin de la herramienta utilizada (Elangovan y Balasubramanian 2008b)

### 2.3.2.5. Ángulo de inclinación de la herramienta

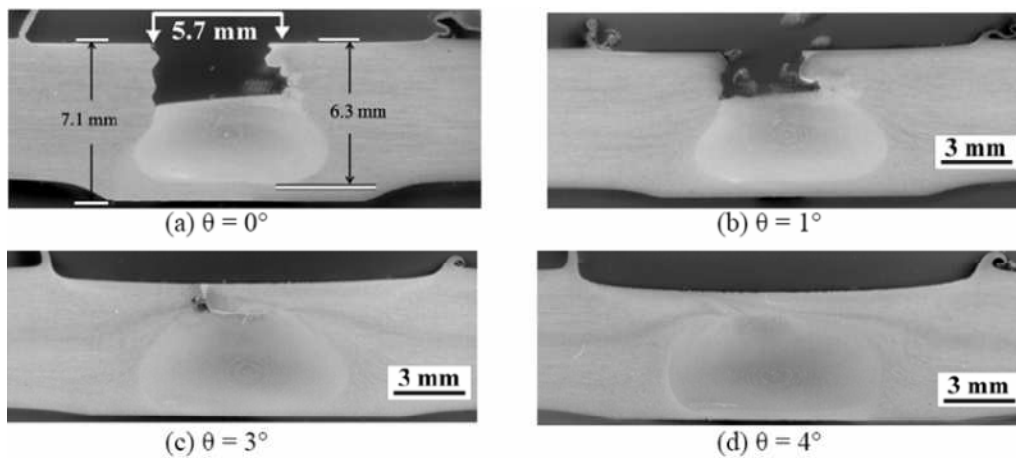
Otro importante parámetro de FSW es el ángulo de inclinación del husillo o de la herramienta con respecto a la superficie de la pieza de trabajo. Según Reynolds et al. (Reynolds, Seidel y Simosen 1999), la herramienta el ángulo entre la herramienta y las piezas a unir proporciona una presión de forjado adecuada en el talón del hombro de la herramienta para poder tener una consolidación completa de la soldadura y mantiene un espacio suficiente estrecho entre la parte inferior del pin y la placa de respaldo para promover la penetración completa de la zona recristalizada dinámicamente (ZA). Ulysee (Ulysse 2002) ha encontrado que una inclinación de la herramienta entre 2 y 4 grados, de manera que la parte trasera de la herramienta es menor que la parte delantera, ayuda a este proceso de forja. La figura 2.25 muestra la configuración de la herramienta que se encuentra en la máquina FSW.



**Figura 2.25.** Ángulo de inclinación de una herramienta de FSW (Chen y Maginness 2004)

Un ángulo de inclinación grande resulta en una acción de forja más grande y un flujo más intenso en la zona superior, lo que reduce el tamaño del defecto tipo

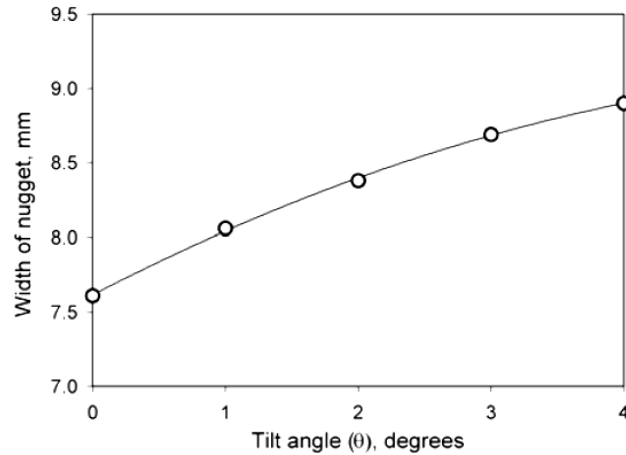
canal. La figura 2.6 muestra la influencia del cambio en el ángulo de inclinación durante la soldadura por fricción-agitación. Con un ángulo de inclinación cero (Figura 2.26a), se forma la zona de agitación y se genera un abultamiento (y elevación de la placa) en la parte inferior de la soldadura. La porción abultada llega a ser más gruesa que el espesor original debido a que el ángulo de inclinación es de  $0^\circ$  y el hombro se mantiene ligeramente por encima de la placa. Sin embargo, el movimiento relativo pin/placa da como resultado el levantamiento de la placa pero el material alrededor del pin en la parte inferior es impulsado hacia abajo, causando un abultamiento severo (Chen y Maginness 2004).



**Figura 2.26.** Sección transversal de aleación 5083 soldaduras hechas con  $D_{\text{hombro}} = 16 \text{ mm}$  y el ángulo se indica (Chen y Maginness 2004)

En la figura 2.26a se observa que el material plastificado no alcanzó a rellenar completamente la zona superior, dando lugar a un canal amplio ( $\sim 5.7 \text{ mm}$ ). La anchura del canal disminuyó a medida que aumentó el ángulo de inclinación, como puede verse en la soldadura en la figura 2.26 (por  $0$ ,  $1$ ,  $3$  y  $4^\circ$ ). A partir de una consideración geométrica simple, el aumento de ángulo de inclinación aumenta la

profundidad del hombro (presión hacia abajo) y resulta en una mayor compresión o empuje del material hacia delante, es decir, una acción de forjado más grande. Por lo tanto, el volumen de flujo de plástico para llenar el canal es más grande. Esto sugiere que el forjado es la acción mecánica más importante, que resulta en el flujo plástico en la zona superior para cerrar el canal (Chen y Maginness 2004). La disminución de la anchura del canal fue acompañada por el cambio en la forma de la zona de agitación, pasando de una forma tipo campana a una más ovalada, cuando el ángulo de inclinación aumenta. El aumento de la acción de forja significa un aumento en la fuerza normal aplicada y por lo tanto una elevada fuerza de fricción y calor. En consecuencia, se alcanza una alta temperatura y plasticidad en la región superior y la ZA adopta una forma más ovalada cuando se utiliza un ángulo de inclinación mayor. Una zona de agitación bien definida se forma incluso con ángulo de inclinación de  $0^\circ$ , lo que sugiere que el hombro de la herramienta tuvo poca influencia en la formación real de la zona de agitación. La ZA se formó debido al flujo plástico inducido únicamente por la acción de cizallamiento del pin de la herramienta. La figura 2.27 muestra el cambio en la anchura de la ZA en función del cambio de ángulo de inclinación. Al aumentar el ángulo de inclinación desde  $0$  a  $4^\circ$  se incrementó la anchura de la ZA de 7.6 a 8.9 mm (Diámetro del hombro = 16 mm). Esto, más el hecho de que se obtuvo una forma de ZA más ovalada, significa que el volumen de la ZA aumentó a medida que se incrementó el ángulo de inclinación (Chen y Maginness 2004).

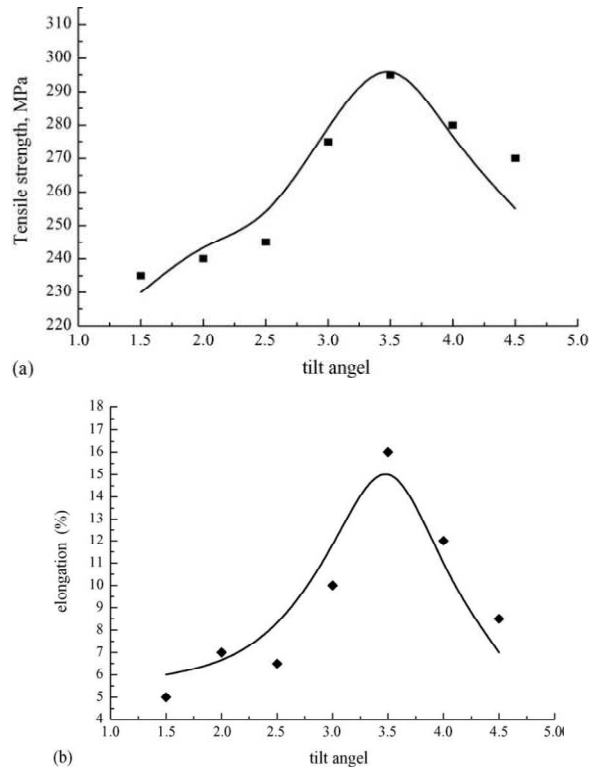


**Figura 2.27.** Ancho de la ZA en función del ángulo de inclinación de la herramienta para la aleación 5083 soldada por fricción-agitación con una herramienta con un diámetro de hombro de 16 mm (Chen y Maginness 2004)

Las observaciones anteriores aclaran la importancia del ángulo de inclinación y su influencia en la ZA de la unión soldada. A partir de esta información se puede deducir que es importante tener un correcto ángulo de inclinación con el fin de obtener una buena soldadura. Las tendencias de investigación en la actualidad van hacia el uso de un ángulo de inclinación de  $0^\circ$ .

Con respecto a la influencia del ángulo de inclinación de la herramienta en las propiedades mecánicas de la FSW, Chen H. B et al. (Chen et al. 2006), realizaron soldaduras por fricción-agitación en una aleación de aluminio AA5456 a una velocidad de rotación de 1000 rpm y una velocidad de soldeo de 2 mm/s. Durante el proceso de soldadura, variaron el ángulo de inclinación de la herramienta entre  $1.5^\circ$  y  $4.5^\circ$ , y encontraron que las mejores propiedades a tracción se obtienen con un ángulo de inclinación de  $3.5^\circ$  (Figura 2.28).





**Figura 2.28.** (a) Resistencia a tracción y (b) alargamiento en función del ángulo de inclinación para una aleación de aluminio AA5456 soldada por fricción-agitación (Chen et al. 2006).

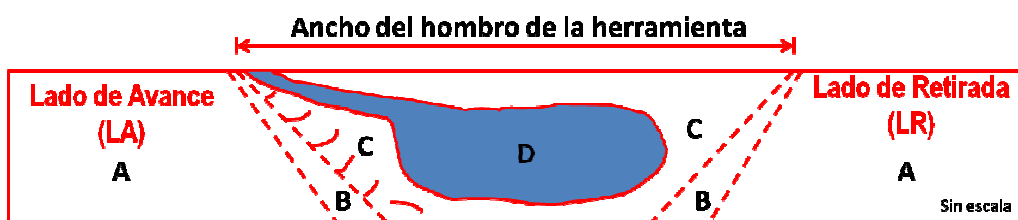
El ángulo de inclinación de la herramienta tiene una influencia esencial sobre la entrada de calor en el material y la posición de los defectos en la soldadura. Para un ángulo de inclinación bajo, el material plastificado no puede fluir suficiente y ser impulsado hacia abajo cerca del extremo del pin durante la soldadura, mientras que altos ángulos de inclinación pueden formar rebabas en el lado de retroceso de la soldadura y no generar suficiente material plastificado como para llenar la cavidad en la zona de agitación (ZA).

### 2.3.3. Zonas de la soldadura por fricción-agitación (FSW)

La FSW presenta varias zonas con una morfología única, que se diferencian de las zonas encontradas en las soldaduras por fusión debido a la combinación de calor y deformación, y a la ausencia de fusión. Hay dos clasificaciones para las zonas de soldadura. La primera (la clasificación de Threadgill, [4]) se basa en las zonas microestructurales, mientras que la segunda (clasificación de Arbegast, [5]) se basa en la historia de procesamiento de las zonas de soldadura durante la FSW. Ambas nomenclaturas fueron desarrolladas para aleaciones de aluminio pero también se puede aplicar en otros materiales.

#### 2.3.3.1. Clasificación de Threadgill

Threadgill (Threadgill et al. 2009) ha clasificado las soldaduras por fricción-agitación en cuatro zonas teniendo en cuenta las características microestructurales (figura 2.29): Zona de agitación (ZA), zona afectada termomecánicamente (ZATM), zona afectada por el calor (ZAC) y metal base (MB).



**Figura 2.29.** Zonas de la soldadura según la microestructura (adaptada de (Threadgill et al. 2009)). A: metal base (MB), B: Zona afectada por el calor (ZAC), C: Zona afectada termomecánicamente (ZATM), D: Zona de agitación (ZA)

**Zona de agitación (ZA).** También conocida como *nugget* de soldadura (Zona D en la figura 2.29). Es la región completamente recristalizada del material, que recibe la

mayor deformación, y que corresponde a la zona previamente ocupada por el pin de la herramienta. Los granos dentro de esta zona son normalmente equiaxiales y de un orden de magnitud más pequeños que los granos del material base (Murr, Liu y McClure 1997). El tamaño de grano equiaxial varía según la ubicación en la ZA, por ejemplo, cerca de la superficie superior, donde se generan altas temperaturas, se observan granos más grandes (Mahoney et al. 1998) mientras que en la superficie inferior que está en contacto con la placa de respaldo fría se generan temperaturas máximas más bajas y ciclos térmicos más cortos (en comparación con la superficie superior de la ZA), lo que conlleva un tamaño de grano recristalizado más pequeño. La forma de la ZA depende del tamaño del pin y la velocidad de rotación. Será más ancha que el diámetro del pin utilizado y por lo general tiene forma elíptica para velocidades de rotación más altas o pines más grandes y con forma de cuenco para velocidades de rotación bajas o pines pequeños. Sutton et al (Sutton et al. 2002) señalaron que bajo algunas condiciones de proceso se generan varios anillos concéntricos en la ZA, que se conocen como anillos de cebolla.

**Zona afectada termomecánicamente (ZATM).** Esta zona rodea la zona de agitación (Zona C en la figura 2.29). En esta región, la herramienta ha deformado plásticamente el material y también el calor ejerce una influencia muy importante. En el caso de aluminio, es posible obtener deformación plástica significativa sin recristalización y, generalmente, hay un límite definido entre la zona recristalizada (ZA) y las ZATM de los lados de avance y retroceso. En otros materiales, la ZA no existe y la totalidad de la ZATM está recristalizada. Esta es una característica de los materiales tales como el titanio puro, cobre y aceros inoxidable austeníticos, que no tienen transformación de fase inducida térmicamente, lo que induce una transformación en ausencia de deformación (Threadgill et al. 2009).

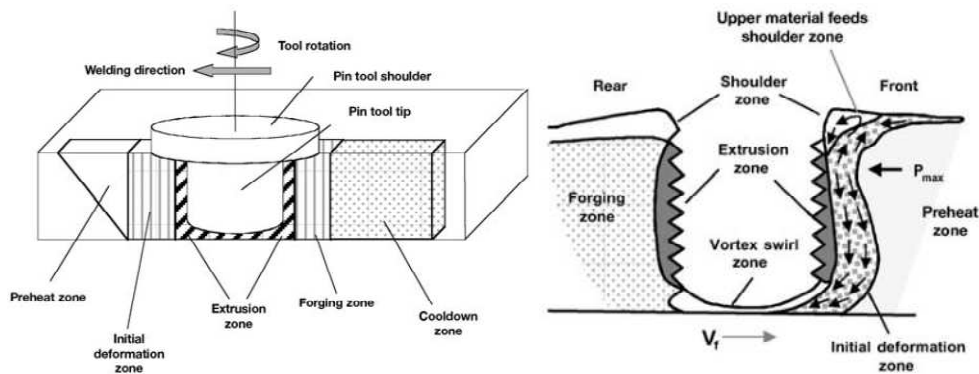
**Zona afectada por el calor (ZAC).** Esta región está expuesta a un ciclo térmico sin deformación plástica (Zona B en la figura 2.29), por lo tanto, la estructura de grano es idéntica a la del metal base. Sin embargo, se producen varios cambios microestructurales debido a la exposición a altas temperaturas (aunque más bajas comparadas con la ZATM), lo que permite una precipitación a escala fina o sobre-envejecimiento. En esta región comúnmente se encuentran las propiedades mecánicas más bajas en aleaciones de aluminio endurecibles por envejecimiento.

**Metal base (MB) o no afectado.** Corresponde al material de partida o de suministro (Zona A en la figura 2.29) y es la zona más alejada de la soldadura que no ha sido deformada y que, aunque posiblemente pudo haber estado expuesto a un ciclo térmico, no fue afectado por el calor en términos de la microestructura o propiedades mecánicas.

### **2.3.3.2. Clasificación de Arbegast**

Como se muestra en la Figura 2.30, Arbegast (Arbegast 2003) clasificó la soldadura a lo largo de la dirección de soldadura en cinco zonas: a) precalentamiento, b) deformación inicial, c) extrusión, d) forja y e) zonas frías. Esta clasificación se basa en la sugerencia de que la FSW es un proceso de extrusión, como se sugiere en varias publicaciones (Seidel y Reynolds 2001; Colligan 1999). En la zona de precalentamiento, la temperatura aumenta debido al campo térmico en movimiento que rodea la herramienta, el cual es más fuerte en la parte superior debido a la fricción del hombro. Cerca de la herramienta, se forma una zona de deformación inicial debido a la tensión ( $P_{max}$ ) causada por la herramienta en movimiento y por la alta temperatura. El material ablandado se ve obligado a fluir alrededor de la herramienta en la zona de extrusión donde se extruye entre las roscas del pin, con

una pequeña cantidad atrapada debajo de la herramienta en la zona de vórtice del remolino. Detrás de la herramienta, el material batido desde la parte delantera se deposita en la zona de forja y zona de enfriamiento. El ancho de las zonas dependen de los parámetros del proceso y propiedades térmicas y termomecánicas del material que se está soldando (Arbegast 2003). Esta clasificación aclara la influencia del campo térmico que se mueve en el ablandamiento del material delante de la herramienta antes del batido, así como el enfriamiento de la región detrás de la herramienta.



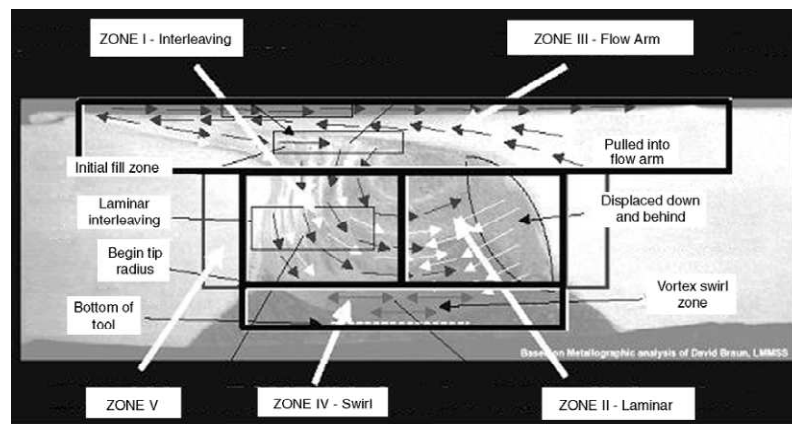
**Figura 2.30.** Clasificación de Arbegast de (a) zonas de procesamiento durante la FSW y (b) zona de deformación que rodea a una herramienta que se mueve con velocidad  $V_f$ , en contra de una presión  $P_{max}$  (Arbegast 2003)

#### 2.3.4. Defectología o imperfecciones en el proceso FSW y criterios de aceptación

La soldadura por fricción-batida (FSW) no presenta los problemas típicos de las soldaduras por fusión, tales como, porosidad de la soldadura, grietas de solidificación, micro-segregaciones y agrietamiento por licuación afectado por el calor, etc. (Leonard y Lockyer 2003). La formación de defectos en la FSW se

produce como consecuencia de variaciones la temperatura de proceso, en el patrón de flujo de material o por factores geométricos asociados con la posición de la herramienta en relación a la junta y ambos (Arbegast 2008). Tanto la temperatura de proceso como los patrones de flujo de metal son función de los parámetros de procesamiento y del diseño del pin de la herramienta.

Se han identificado cinco diferentes zonas de flujo de metal (figura 2.31) dentro de la sección transversal de la zona recristalizada dinámicamente (ZA).



**Figura 2.31.** Zonas de flujo de metal desarrolladas durante la FSW (vista de la sección transversal) (Mishra, Rajiv S. y Mahoney 2007)

Las zonas I y II representan las zonas de extrusión de los lados de avance y retroceso, respectivamente, mientras que la zona III es el brazo de flujo donde el material es arrastrado a través de la parte superior de la zona de agitación (ZA) por el hombro de la herramienta. La zona IV es la zona remolino de procesamiento de material, que está cerca y por debajo de la punta del pin de la herramienta. La zona I se llena en un patrón intercalado por material que pasa a través las otras zonas. Se puede formar una zona V (zona de recirculación) bajo condiciones de

procesamiento muy calientes, donde el movimiento hacia abajo del material es mayor que el que puede acomodarse por el espacio detrás de la herramienta (exceso de flujo), con el material cambiando de dirección y circulando desde el respaldo hacia la superficie superior, forzando un aumento de la deformación en la zona afectada termomecánicamente (ZATM), ubicado a las afueras de la ZA. La presencia de estas distintas zonas de flujo es evidente cuando las muestras de aluminio soldadas por fricción-agitación se someten a altas temperaturas durante tiempos muy cortos y experimentan un crecimiento de grano anormal cuando se incrementa el tiempo, que actúa como marcador de flujo in situ (Seidel y Reynolds 2001).

Los tipos de defectos FSW para juntas a tope se pueden dividir en tres grupos:

1. Defectos por el procesamiento/soldadura en frío: Agujero de gusano (*Wormhole*), Falta de material de relleno (*Chip Lack of Fill*, LOF), festoneado/dentado (*Scalloping*)
2. Defectos por el procesamiento/soldadura en caliente: Rebabas (*Flash formation*), Falta de relleno superficial (*Surface Lack of Fill*), Colapso de la Zona de Agitación (*Nugget Collapse*), excoiación superficial (*Surface Galling*), superficie de contacto (*Faying Surface*), Flujo de raíz (*Root Flow Defect*), Adelgazamiento de chapa (*Sheet Thinning*)
3. Defectos geométricos: Falta de penetración (*Lack of Penetration*, LOP), Falta de fusión (*Lack of Fusion*, LOF), Indentación excesiva (*Excessive Indentation*)

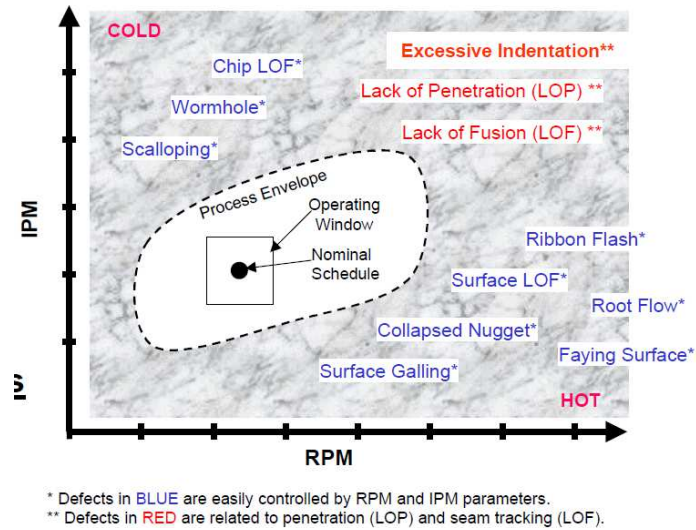
Una condición de soldadura demasiado fría se manifiesta por la falta de adherencia, formación volumétrica o huecos, o una condición de soldadura demasiado caliente, da lugar a un exceso de flujo de material permitiendo la expulsión de material, por

ejemplo, la formación de rebabas, el colapso de la ZA y, además, una degradación no deseada de las propiedades mecánicas de la unión.

Los defectos geométricos son una consecuencia de la incorrecta colocación/ajuste de la herramienta en relación con las características geométricas de la unión. Tales fallos pueden ocurrir debido a un error del operador e incluyen: una incorrecta longitud del pin de la herramienta en relación con el espesor de la pieza, lo que produce una falta de penetración (LOP), o una posición de la herramienta incorrecta a la línea de la unión de tal manera que el pin de la herramienta interactúa preferentemente con una de las dos piezas de trabajo, es decir, la herramienta es empujada demasiado lejos en el lado de avance de la unión. Esto puede resultar en una falta de fusión (LOF) entre las piezas de trabajo, incluso bajo temperaturas de procesamiento más calientes, ya que tal ablandamiento térmico facilita un desplazamiento hacia los lados de la interfaz original entre las piezas de trabajo, es decir, transversales a la dirección de desplazamiento de soldadura sin unión entre las interfaces que tienen lugar.

Además del flujo FSW y los defectos geométricos, también se obtienen soldaduras que poseen trazas de la antigua capa superficial natural, por ejemplo, óxidos dentro del núcleo de soldadura, conocido como "*kissing bond* o *lazy S*". Las trazas a menudo aparecen como líneas muy finas en forma de serpiente que hacen referencia en la literatura como defectos de raíz o *nugget* de soldadura. Según Arbegast et al. (Arbegast, Coletta y Li 2001), se pueden usar mapas de procesamiento FSW para determinar las zonas óptimas de flujo de metal y las zonas de formación de defectos, como se puede ver en la figura 2.32.

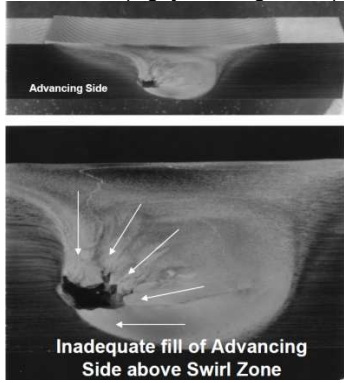
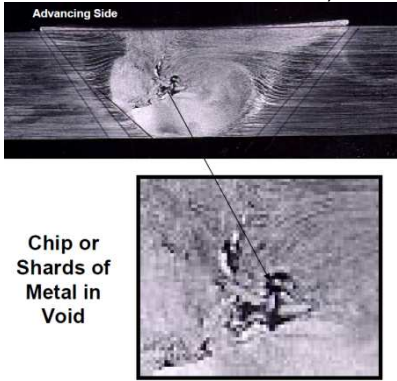




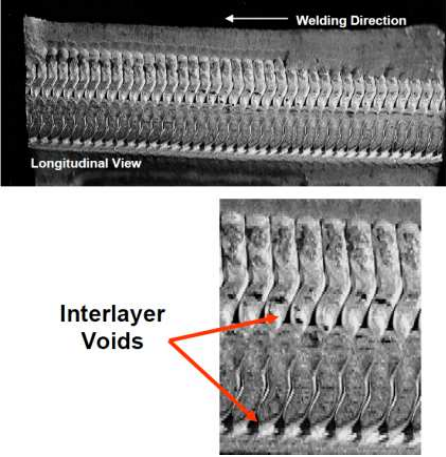

**Figura 2.32.** Mapa de procesamiento FSW (Arbegast, Coletta y Li 2001)

Los tipos de defectos FSW potenciales relacionados con el flujo, geométricos y de raíz se muestran y describen en la Tabla 2.6 (Arbegast, Coletta y Li 2001)

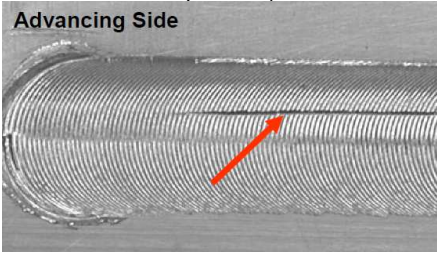
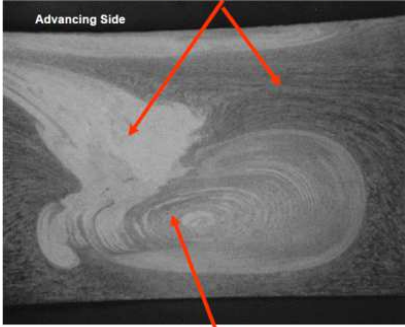
**Tabla 2.6.** Tipos de defectos, descripción y causas del defecto en FSW (adaptada de (Arbegast, Coletta y Li 2001))

TIPO DE DEFECTO	DESCRIPCIÓN DEL DEFECTO	CAUSAS DEL DEFECTO
<p><i>Wormhole</i> (Agujero de gusano)</p> 	<p>Se forma un túnel en el lado de avance de material forjado pero consolidado de forma inadecuada que fluye en la dirección longitudinal.</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Flujo de metal insuficiente en el área intercalada de la Zona I en el lado de avance por encima de la Zona IV de remolino</li> <li>• Creado por una alta velocidad de soldeo para una velocidad de rotación determinada (rpm)</li> <li>• Soldadura en frío</li> <li>• Relación de soldeo demasiado baja</li> </ul>
<p><i>Chip Lack of Fill</i> (Falta de material/viruta de relleno)</p> 	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Similar al defecto de agujero de gusano</li> <li>• El agujero contiene pequeños fragmentos de metal que fueron cizallados fuera del material base (viruta)</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Un calentamiento insuficiente resulta en el cizallamiento y corte del metal base dejando pequeños fragmentos de metal base dentro del túnel (agujero de gusano)</li> <li>• Soldadura excesivamente fría</li> <li>• Relación de soldeo demasiado baja</li> </ul>

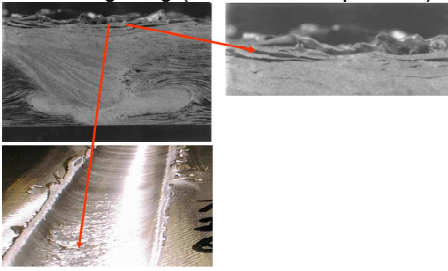
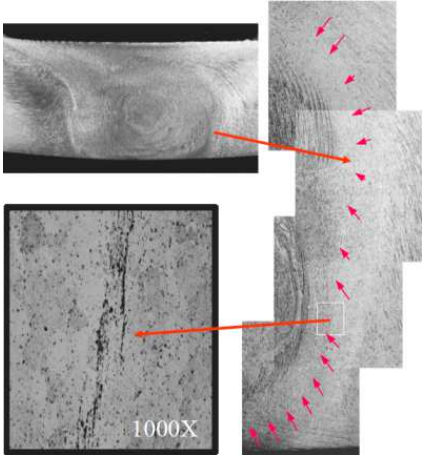
**Continuación Tabla 2.6.** Tipos de defectos, descripción y causas del defecto en FSW (adaptada de (Arbegast, Coletta y Li 2001))

TIPO DE DEFECTO	DESCRIPCIÓN DEL DEFECTO	CAUSAS DEL DEFECTO
<p><i>Scalloping (festoneado/dentado)</i></p> 	<p>Una serie de pequeños huecos situados en el lado de avance de la Zona I intercalada a lo largo de la longitud de la soldadura.</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Flujo y forjado de metal insuficiente en la zona de forjado.</li> <li>• Caso límite inferior del defecto agujero de gusano</li> <li>• Soldadura moderadamente fría</li> <li>• Presión de forjado insuficiente</li> <li>• Relación de soldeo demasiado baja</li> </ul>
<p><i>Flash formation (Formación de rebabas)</i></p> 	<p>Expulsión excesiva de material en la superficie superior que dejan un efecto corrugado o similar a una cinta a lo largo del lado de retirada</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Carga forjado o profundidad de penetración/inmersión excesivas</li> <li>• Desajuste de espesor entre el avance de lado y el lado de retroceso</li> <li>• Soldadura excesivamente caliente</li> <li>• Relación de soldeo demasiado alta</li> </ul>

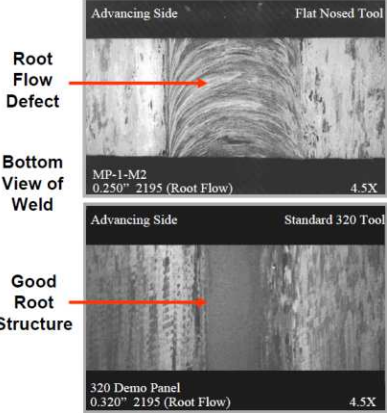
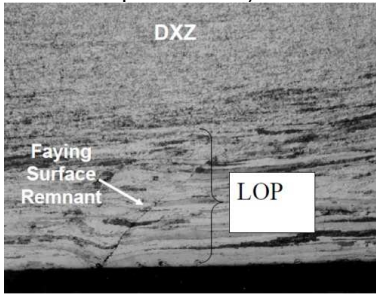
**Continuación Tabla 2.6.** Tipos de defectos, descripción y causas del defecto en FSW (adaptada de (Arbegast, Coletta y Li 2001))

TIPO DE DEFECTO	DESCRIPCIÓN DEL DEFECTO	CAUSAS DEL DEFECTO
<p><i>Surface Lack of Fill</i> (Falta de relleno superficial)</p> 	<p>Un hueco continuo o intermitente en la superficie superior en el lado de avance</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Poca formación del brazo de flujo a través de la superficie superior</li> <li>• Presión de forjado insuficiente</li> <li>• Soporte trasero inadecuado</li> <li>• Poca profundidad de penetración/inmersión</li> <li>• Separación de las placas</li> </ul>
<p><i>Nugget Collapse</i> (Colapso de la zona de agitación)</p> <p>Excessive Flow Arm Formation and injection of material into Advancing Side (Zone I)</p>  <p>Collapse of DXZ Nugget</p>	<p>Formación inadecuada de la forma de la zona dinámicamente recristalizada (DXZ), es decir, la zona de agitación (ZA)</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Excesiva formación del brazo de flujo</li> <li>• Flujo de material excesivo en el lado de avance, Zona I</li> <li>• Soldadura excesivamente caliente</li> <li>• Relación de soldeo demasiado alta</li> </ul>

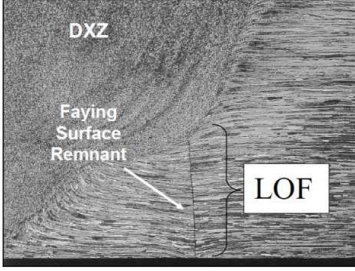
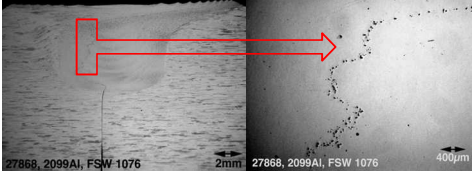
**Continuación Tabla 2.6.** Tipos de defectos, descripción y causas del defecto en FSW (adaptada de (Arbegast, Coletta y Li 2001))

TIPO DE DEFECTO	DESCRIPCIÓN DEL DEFECTO	CAUSAS DEL DEFECTO
<p><i>Surface galling</i> (excoriación superficial)</p> 	<p>Excoriación y desgarro de metal en la superficie superior de la soldadura, debajo del pin de la herramienta</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Adherencia de metal al pin de la herramienta</li> <li>• Soldadura excesivamente caliente</li> <li>• Relación de soldeo demasiado alta</li> </ul>
<p><i>Faying surface</i> (superficie de contacto)</p> 	<p>Línea continua/discontinua de partículas de segunda fase con ubicación remanente de la superficie de contacto inicial</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• La superficie de contacto inicial de la junta no se rompe/fractura durante la FSW</li> <li>• Soldadura excesivamente caliente</li> <li>• Relación de soldeo demasiado alta</li> <li>• Contaminación de la superficie de contacto.</li> <li>• Incorrecto seguimiento del cordón de soldadura (demasiado compensado al lado de avance)</li> </ul>

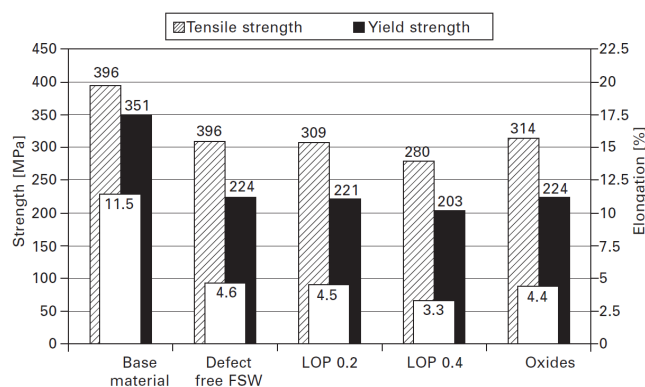
**Continuación Tabla 2.6.** Tipos de defectos, descripción y causas del defecto en FSW (adaptada de (Arbegast, Coletta y Li 2001))

TIPO DE DEFECTO	DESCRIPCIÓN DEL DEFECTO	CAUSAS DEL DEFECTO
<p><i>Root flow (Flujo de raíz)</i></p> 	<p>Patrones de flujo en forma de Chevron visible en la superficie de la parte posterior (raíz)</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Flujo excesivo de metal dentro de la zona de turbulencia por debajo de la punta del pin (Zona IV) y ruptura de patrones de flujo en la superficie trasera</li> <li>• Excesiva longitud del pin</li> <li>• Radio de la punta del pin inadecuado</li> <li>• Soldadura excesivamente caliente</li> <li>• Relación de soldeo demasiado alta</li> </ul>
<p><i>Lack of penetration (Falta de penetración)</i></p> 	<p>Remanente de la superficie de contacto inicial en el lado de la raíz de la soldadura por debajo de la zona recristalizada dinámicamente (ZA)</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Recristalización inadecuada de la zona de turbulencia (Zona IV) en la superficie posterior</li> <li>• Flujo de metal insuficiente en la zona de turbulencia (Zona IV)</li> <li>• Longitud de pin inadecuada</li> <li>• Radio de la punta del pin incorrecto</li> <li>• Soldadura en frío</li> <li>• Relación de soldeo demasiado baja</li> </ul>

**Continuación Tabla 2.6.** Tipos de defectos, descripción y causas del defecto en FSW (adaptada de (Arbegast, Coletta y Li 2001))

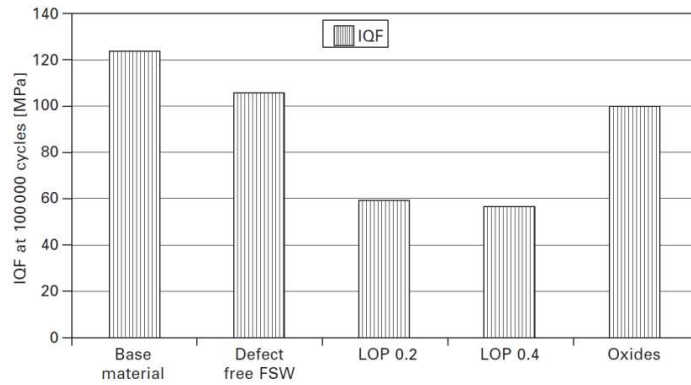
TIPO DE DEFECTO	DESCRIPCIÓN DEL DEFECTO	CAUSAS DEL DEFECTO
<p>Lack of fusión (Falta de fusión)</p>  <p>Sufficient Nugget Penetration but Joint is Missed</p>	<p>Remanente de la superficie de contacto inicial en el lado de la raíz de la soldadura debajo de la ZA</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Seguimiento de cordón inadecuado</li> <li>• Se perdió el cordón y una parte de la junta no está fusionada a una parte adyacente</li> </ul>
<p>Kissing bond, lazy S, defecto de óxido atrapado</p> 	<p>Capa de óxido de semicontinua a través de la ZA de la soldadura que fue inicialmente una capa de óxido continua sobre las superficies de contacto de las placas a unir</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Limpieza insuficiente</li> <li>• Deformación insuficiente en la interfase de la superficie de contacto debido a la incorrecta posición de la herramienta con relación a la línea de unión</li> <li>• Velocidad de soldeo muy alta</li> <li>• Diámetro del hombro demasiado grande</li> </ul>

Todos los tipos de defectos FSW influyen en las propiedades estáticas y dinámicas de la junta soldada por fricción-agitación, en relación con el metal base y cuando se comparan con las de una unión soldada sin defectos. Lohwasser, D. and Chen, Z. (Lohwasser y Chen 2009) evaluaron la degradación de las propiedades con respecto a la falta de penetración (LOP) y por el atrapamiento de óxido de la aleación de aluminio AA6013-T6 como se observa en las figuras 2.33 y 2.34. La resistencia a tracción de la soldadura sin defectos es la misma que la del metal base (396 MPa) pero el límite elástico (224 MPa) disminuye aproximadamente un 36% con respecto al del metal base (351 MPa) y el alargamiento un 60%. Con respecto a las propiedades a tracción de las soldaduras con defectos, los valores están todos por debajo en comparación con los de la soldadura sin defectos y los del metal base, como era de esperarse.



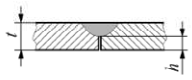
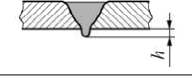
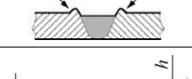
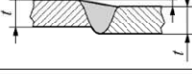
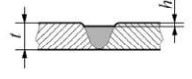
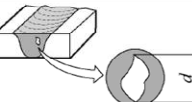
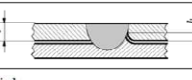
**Figura 2.33.** Comparación de las propiedades mecánicas (resistencia a tracción, límite elástico y alargamiento) del metal base (AA6013-T6) y la aleación de aluminio AA6013-T6 soldada por fricción-agitación: sin defectos y con defectos (falta de penetración (LOP) y óxidos atrapados) (Lohwasser y Chen 2009)





**Figura 2.34.** Índice de calidad de la soldadura, con referencia a las propiedades de fatiga del metal base (AA6013-T6) y FSW 6013-T6 con defectos (LOP y óxido atrapado) y sin defectos. (Lohwasser y Chen 2009)

La norma UNE-EN ISO 25239-5:2011 (AENOR 2012d) tiene definido los requisitos de calidad para las uniones soldadas por fricción-agitación, teniendo en cuenta el tipo de defecto y los niveles de aceptación, como se muestra en la figura 2.35.

Designación de la imperfección	Observaciones	Ensayo y examen en la Norma ISO 25239-4 <sup>a</sup>	Niveles de aceptación <sup>a</sup>	Número de referencia en la Norma ISO 6520-1 <sup>[3]</sup>
<b>Imperfecciones de superficie</b>				
Penetración incompleta		EM	No permitido	— <sup>c</sup>
Exceso de penetración		EV, EM	$h \leq 3 \text{ mm}$	504
Rebaba lateral		EV, EM	— <sup>b</sup>	— <sup>c</sup>
Desalineación lineal		EV, EM	$h \leq 0,2t \text{ o } 2 \text{ mm}$ , Sea cual sea la menor	507
Falta de llenado		EV, EM	$h \leq 0,2 \text{ mm} + 0,1t$ para $t \geq 2 \text{ mm}$ : $h \leq 0,15t$ para $t < 2 \text{ mm}$	— <sup>c</sup>
Anchura irregular	Variación excesiva en la anchura de la soldadura	EV	— <sup>b</sup>	513
Superficie irregular	Excesiva rugosidad superficial	EV	— <sup>b</sup>	514
<b>Imperfecciones internas</b>				
Cavidad		EM	$d \leq 0,2s \text{ o } 4 \text{ mm}$ , sea cual sea la menor	200
Deformación de la intercara		EM	— <sup>b</sup>	— <sup>c</sup>
<b>Símbolos y términos abreviados</b> <i>d</i> Dimensión máxima de la cavidad (mm) en la sección transversal <i>h</i> Altura de una imperfección (mm) <i>s</i> Espesor nominal de una soldadura a tope (penetración) (mm) <i>t</i> Espesor nominal del material base (mm) EM Examen macroscópico EV Examen visual				
<sup>a</sup> Cuando se requiera, se deberían llevar a cabo ensayos no destructivos de acuerdo con las Normas ISO 3452-1 (ensayo por líquidos penetrantes), ISO 17636 (ensayo radiográfico), y ISO 17640:2011 (ensayo por ultrasonidos). El ensayo y examen de otras imperfecciones y sus niveles de aceptación deben estar de acuerdo con los requisitos relevantes o la especificación de diseño. <sup>b</sup> Los niveles de aceptación deben estar dentro del límite especificado en los requisitos relevantes o la especificación de diseño. <sup>c</sup> Véase la Norma ISO 25239-1.				

**Figura 2.35.** Defectos, ensayos y examen, y niveles de aceptación para las uniones soldadas por fricción-agitación según la norma UNE-EN ISO 25239-5:2011(AENOR 2012d)

#### **2.4. SOLDABILIDAD DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO DE LA SERIE 6XXX A TRAVÉS DEL PROCESO FSW**

La técnica de soldadura por fricción-agitación es proceso en estado sólido con la que se pueden unir aleaciones de aluminio que tradicionalmente se consideran difíciles de soldar, tales como las aleaciones de aluminio de las series 2xxx y 7xxx (Jata 2000; Reynolds, Lockwood y Seidel 2000; Aldanondo et al. 2009), eliminar defectos de soldadura tales como agrietamiento o microporosidad y también se ha aplicado con éxito en otras aleaciones de aluminio endurecibles por precipitación, serie 6xxx (Cabibbo et al. 2007b; Denquin et al. 2003; Chang et al. 2003) y en otros materiales como pueden ser aceros, fundiciones, aleaciones de cobre, titanio, magnesio, níquel, etc. (Fujii et al. 2006; Chang, Wang y Cheng 2014; McNelley, Oh-Ishi y Zhilyaev 2007; Lienert 2007; Commin, L. et al. 2009; Song, Fujii y Nakata 2009a), materiales compuestos de matriz metálica (MMCs) (Nami et al. 2011), y materiales disimilares (aluminio-magnesio, aluminio-aceros, aluminio-cobre, titanio-aluminio, titanio-magnesio, etc.) (Buffa et al. 2015; Chen y Lin 2010; Galvao et al. 2011; Chen y Nakata 2009; Aonuma y Nakata 2012).

El término “soldabilidad” se refiere a la capacidad que tienen los materiales, de la misma o diferente naturaleza, para ser unidos de manera permanente mediante procesos de soldadura, sin presentar transformaciones estructurales perjudiciales, tensiones o deformaciones. La soldabilidad de un material constituye una propiedad del mismo muy compleja y en muchas ocasiones queda condicionada a variaciones metalúrgicas y sus propiedades. Esto significa que un material puede tener buena soldabilidad, cuando se puede lograr una unión soldada con propiedades

mecánicas y físico-químicas adecuadas, por cualquiera de los procesos de soldadura y sin necesidad de utilizar técnicas auxiliares.

Normalmente, en las aleaciones de aluminio existen cuatro factores que dictan la “soldabilidad”: (1) la degradación de las propiedades mecánicas o pérdida de la “eficiencia” de la unión soldada, (2) la susceptibilidad al agrietamiento durante la fabricación, por lo general debido a la solidificación o mecanismos de agrietamiento por licuación, (3) la formación de porosidad o defectos y la (4) resistencia a la corrosión (Kostrivas y Lippold 1999). Estos factores se aplican a técnicas de soldadura por fusión pero son perfectamente extrapolables a las técnicas de soldadura en estado sólido, exceptuando el segundo factor. Nos centraremos en las propiedades mecánicas y a corrosión ya que el tema de la formación de defectos se analiza con mucha profundidad en la sección 2.3.4.

Los parámetros de la FSW dictarán la cantidad de energía (ciclo térmico y niveles de deformación) generada durante el proceso y, en consecuencia, la microestructura resultante y las propiedades mecánicas de la unión soldada. Normalmente, las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio endurecidas por precipitación tienden a deteriorarse en las zonas de soldadura y, en general, dependen de la disolución y/o engrosamiento de las partículas de endurecimiento de segunda fase (Venkateswarlu et al. 2004).

El nivel de dureza en la FSW tiende a disminuir en la ZAC, lo que indica que el ciclo térmico durante el proceso de soldadura tiene una influencia significativa, ya sea por sobreenvejecimiento o por la disminución de la densidad de dislocaciones, probablemente por ambos fenómenos, en aleaciones envejecidas completamente. La ZA y la ZAC de la FSW en aleaciones de aluminio endurecidas por

envejecimiento, en estado T6, pueden recuperar la resistencia cercana a la del material base mediante la aplicación de un tratamiento térmico post-soldadura (Dawes 1999). El endurecimiento por trabajo es el efecto dominante cerca de la zona de agitación, mientras que el sobre-envejecimiento/recocido es el efecto más importante en la ZAC.

Se han observado diferentes tipos de precipitados a lo largo de las diferentes zonas de FSW, desde dispersoides a precipitados muy finos, intragranulares y/o intergranulares, dependiendo fundamentalmente de los elementos de aleación presentes. Se ha reportado el engrosamiento y disolución de los precipitados a lo largo de las zonas ZATM y ZA para varias aleaciones endurecidas por envejecimiento (Threadgill et al. 2009). Las diferentes partículas segunda fase formadas en distintas aleaciones precipitadas por endurecimiento varían en composición química, tamaño, morfología y distribución, dependiendo de la aleación de aluminio y de los parámetros de proceso empleados para producir la unión.

El efecto de la velocidad de soldeo en la microestructura y propiedades mecánicas de una aleación de aluminio AA6061-T6 soldada por fricción-agitación con una herramienta de auto-reacción fue estudiado por Liu H.J. et al. (Liu, Hou y Guo 2013). Ellos encontraron que para una velocidad de rotación constante de 600 rpm y un aumento de la velocidad de soldeo de 50 a 200 mm/min, el tamaño de grano de la ZA aumentó de 12 a 17  $\mu\text{m}$  y el de la ZAC prácticamente no sufrió ninguna variación. Además, los precipitados metaestables de endurecimiento disminuyeron en la ZA y la ZATM mientras que se mantuvo una considerable cantidad de fase  $\beta'$  en la ZAC. Los resultados de ensayo de tracción transversal indicaron que el alargamiento y la resistencia a tracción de las uniones aumentaron con el

incremento de la velocidad de soldadura hasta 200 mm/min y luego disminuye drásticamente debido a la formación de defectos tipo huecos cuando la velocidad de soldeo fue de 250 mm/min, y la eficiencia de la unión correspondiente fue de 69%. Mientras que Elangovan, K. y Balasubramanian, V. (Elangovan y Balasubramanian 2008a) estudiaron la influencia de los tratamientos térmicos post-soldadura sobre las propiedades de tracción de las juntas de aleación de aluminio AA6061 soldadas por fricción-agitación. Se le aplicaron tres diferentes tratamientos térmicos (solubilización, solubilización + envejecimiento artificial y envejecimiento artificial) y se evaluaron las propiedades de tracción (límite elástico, resistencia a tracción, alargamiento y eficiencia de la junta). Se encontró que el envejecimiento artificial fue el método más conveniente para mejorar las propiedades de tracción de las juntas con una eficiencia de soldadura de 77%. Un estudio de la influencia de la FSW en el comportamiento a fatiga de una aleación AA6063-T6 fue realizado por Moreira, P. M. G. P. et al. (Moreira, de Oliveira y de Castro 2008). Para ello ensayaron a fatiga probetas soldadas y sin soldar a diferentes niveles de tensión. En comparación con muestras de material base, se encontró que las probetas soldadas por fricción-agitación tiene vida a fatiga más largas pero, en general, del mismo orden de magnitud.

Patil, H. S. y Soman, S. N. (Patil y Soman 2010) investigaron los efectos de cuatro diferentes velocidades de soldadura y dos perfiles de pin de la herramienta en la calidad de la FSW en la aleación de aluminio AA6082-O. Los resultados indican que el perfil de pin cónico roscado presentó mejores propiedades mecánicas que el perfil tri-flauta, independientemente de la velocidad de soldadura. La resistencia a tracción del pin cónico roscado llegó hasta el 92.30% de la resistencia a tracción del metal base mientras que la del pin tri-flauta fue sólo de un 58.97%. Estos mismos

investigadores (Patil y Soman 2014) evaluaron el comportamiento a corrosión de placas de aleación 6082-T6 Al unidas por soldadura por fricción-agitación (FSW) usando dos velocidades de rotación de la herramienta (1600 y 1650 rpm), tres perfiles diferentes de pin de la herramienta (cuatro-flauta, triangular y hexagonal) y cinco diferentes velocidades de soldeo (50, 62, 68, 70 y 74 mm/min). Ellos concluyeron que la resistencia a la corrosión depende de los parámetros de procesamiento de la soldadura y, más específicamente, aumenta con la disminución de la velocidad de soldeo y del perfil del pin hexagonal. El potencial de corrosión ( $E_{corr}$ ) del metal base es más bajo en comparación con el de la unión soldada.

Anjaneya, P. B. y Prasanna, P. (Anjaneya y Prasanna 2013), y Kulekci, M. K. et al. (Kulekci et al. 2010), compararon las propiedades mecánicas de uniones obtenidas por fricción-agitación y por MIG. La resistencia a tracción de FSW, MIG y el metal base (AA 6061) fue 121, 95 y 145 MPa, respectivamente, lo que indica que un 17% de reducción de la FSW y un 24 a 34% de la soldadura MIG con respecto al metal base. Los resultados de los ensayos de tracción muestran que se puede obtener un 22% y 23% de mejora en la resistencia a tracción y resistencia a fatiga en la FSW en comparación con la MIG. Además, la resistencia al impacto para la FSW fue un 11 y 36% mayor con respecto al metal base y la soldadura MIG, respectivamente. La distribución de dureza en la superficie de las juntas soldadas FSW y MIG muestra que la región de mínima dureza (zona ZAC) para la FSW es más estrecha que para la MIG.

En resumen, los cambios microestructurales asociados con un deterioro de las propiedades mecánicas a través de la unión soldada producida durante la FSW de las aleaciones de aluminio de la serie 6xxx, envejecidas artificialmente, se deben

principalmente a la inestabilidad de precipitados generada por el calentamiento local. Los precipitados en la unión soldada pueden ser total o parcialmente redisueltos durante la FSW y también presentar un engrosamiento. La influencia de la entrada de energía (ciclo térmico y niveles de deformación) en uniones soldadas por FSW en aleaciones de aluminio de la serie 6xxx envejecidas artificialmente, con respecto a la comprensión de la evolución de los precipitados durante la soldadura, puede controlar la microestructura resultante y propiedades mecánicas de la unión soldada, a fin de mejorar el rendimiento de la unión.

Por ello, planteamos los objetivos de la presente investigación que desarrollaremos de acuerdo a la siguiente planificación.

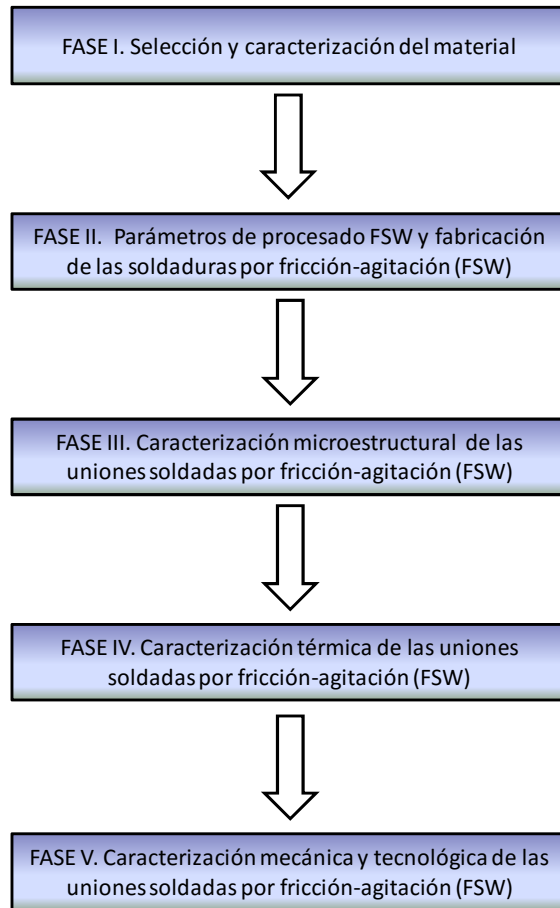


# ***PLANIFICACIÓN DE LA INVESTIGACIÓN***



### **3. PLANIFICACIÓN DE LA INVESTIGACIÓN**

El desarrollo de esta tesis conlleva un estudio del efecto que tiene la variación de algunos parámetros del proceso FSW (velocidad de rotación de la herramienta, velocidad de soldadura, relación de soldeo, configuración de soldadura) en las características microestructurales y mecánicas de la unión soldada de una chapa de aleación aluminio AA6082-T6 de 5 mm de espesor. Teniendo en cuenta lo anterior, se realiza una planificación sistemática de la investigación que abarca el estudio de las transformaciones microestructurales de las uniones obtenidas así como las propiedades mecánicas y tecnológicas, y su interrelación. Se realiza una comparativa de las configuraciones de soldadura obtenidas y en algunos apartados se contrasta también con el metal base. De esta forma podremos establecer ventajas y desventajas de estos materiales y de la técnica de soldadura FSW, como posible alternativa frente a los procesos de soldadura por fusión convencionales. La planificación se ha organizado en cinco fases cuyo orden se muestra en la figura 3.1.



**Figura 3.1.** Diagrama de flujo del desarrollo de la investigación

Se iniciará con la selección y caracterización del material a soldar, posteriormente se estudiarán los parámetros de procesado FSW que permiten obtener soldaduras lineales a tope sanas, teniendo en cuenta el aporte energético o entrada de calor y el tipo de configuración de junta. Se efectuará una amplia caracterización microestructural y térmica que permita evaluar las transformaciones metalúrgicas que se presentan en los cordones de soldadura y finalmente se realizará una

caracterización de propiedades mecánicas estáticas (tracción y dureza), propiedades mecánicas dinámicas (fatiga) y propiedades tecnológicas (corrosión y tensiones residuales). El detalle de las actividades contempladas en cada fase de la investigación, así como su secuencia se muestra en los apartados siguientes.

### 3.1. FASE I. SELECCIÓN Y CARACTERIZACIÓN DEL METAL BASE

Se realiza la selección de una aleación de aluminio para este estudio de unión mediante la técnica de FSW teniendo en cuenta varias características entre las que tenemos:

- Características mecánicas
- Características de conformabilidad
- Características económicas
- Amplio rango de aplicación
- Fácil adquisición y proveedores cercanos

Basándonos en esas características se elige para la tesis una aleación de aluminio tratable térmicamente de la serie 6XXX, la AA6082-T6, la cual es una de las aleaciones con mayor resistencia del grupo 6xxx (Figura 2.9). Es conocida como el “acero *mild steel*” de los aluminios (Rodríguez Millán 2013), por lo que se utiliza en construcciones ligeras para vagones de ferrocarril, plataformas marinas, puentes, bicicletas y accesorios y sistemas hidráulicos. También puede encontrarse en paneles exteriores de fuselaje siendo una alternativa real al “acero convencional *mild steel*” en paneles y estructuras de automóviles. Las especificaciones del proveedor para la aleación laminada y tratada térmicamente en estado T6 se reflejan en la tabla 3.1.

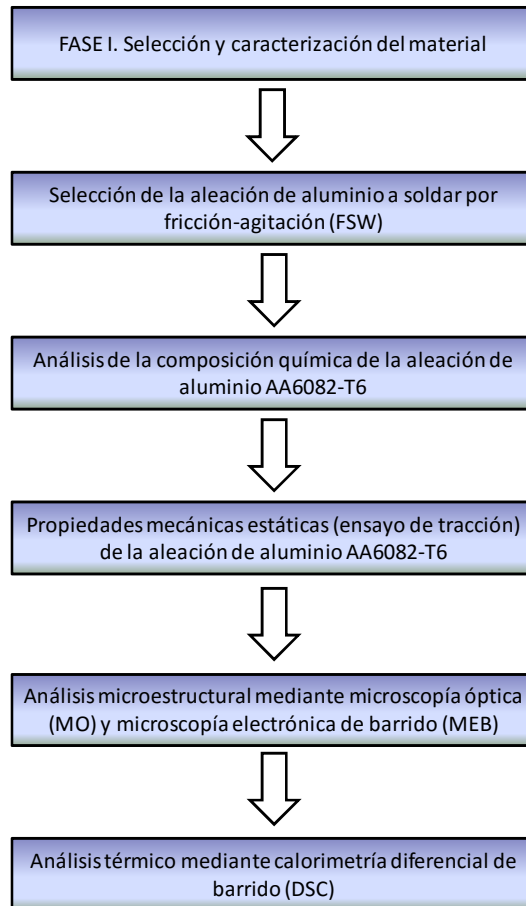
**Tabla 3.1.** Composición química, propiedades mecánicas y propiedades físicas de la aleación de aluminio AW6082-T6 suministrados por el proveedor

%	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Otros	Al
Min/Max	0.7/1.3	0.5	0.1	0.4/1.0	0.6/1.2	0.25	0.20	0.10	Resto
Condición de suministro	Resistencia última, Ru [MPa]	Límite elástico, Le [MPa]	Módulo elástico, Me [GPa]	Alargamiento, A [%]	Resistencia de la Cizalladura [MPa]	Dureza			
T6	305	270	69,5	8	218	105 HV	100 HB		
Peso específico [g/cm <sup>3</sup> ]	Temperatura de fusión [°C]	Coefficiente de dilatac. lineal (20°-100°) 10 <sup>-6</sup> /°C	Conductividad térmica W/m °C	Resistencia eléctrica Micro Ohm cm.	Conduct. eléctrica % IACS	Potencial de disolución V.			
2.70	570-660	23.5	184	3.7	48.6	0.83			

En esta fase se contrastará la composición química mediante espectrofotometría de emisión por chispa, que se basa en la medida de la radiación emitida por átomos o moléculas excitados que vuelven a su estado fundamental con un aporte energético creado de un arco voltaico o chispa entre dos electrodos y el análisis consiste en el estudio del espectro de las radiaciones observadas una vez producida la chispa.

Se realizarán ensayos mecánicos estáticos (tracción) para corroborar las propiedades mecánicas (resistencia última, límite elástico, módulo elástico, alargamiento) dadas por el fabricante. Se efectuará el análisis microestructural mediante microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB). Con la microscopía óptica se podrá observar la sección transversal del material base en estado de pulido y ataque, para revelar poros, morfología y tamaño del grano,

inclusiones, etc., mientras que con MEB se obtendrán imágenes de grandes aumentos y se analizarán las fases presentes, su morfología y su composición química mediante microanálisis EDS de las partículas. Con esto podremos conocer las fases principales y segundas fases presentes en el material base.



**Figura 3.2.** Actividades en la Fase I: Selección y caracterización del material base a unir por FSW

Finalmente, se realizará un análisis térmico del metal base mediante calorimetría diferencial de barrido (DSC), para conocer la temperatura a la que ocurren las transformaciones de fase en esta aleación, que tipo de fases son (principales o segundas fases) y si son del tipo endotérmicas o exotérmicas. La secuencia de actividades de ésta fase se muestra en la figura 3.2.

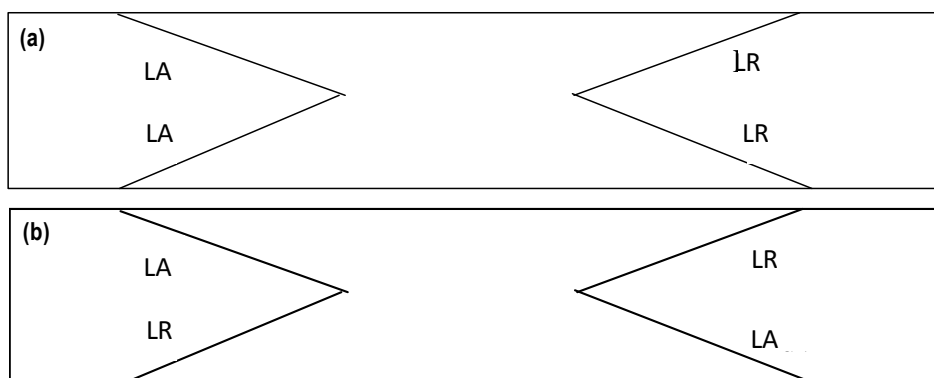
### **3.2. FASE II. PARÁMETROS DE PROCESADO FSW Y FABRICACIÓN DE LAS SOLDADURAS POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW)**

En esta fase la selección de los parámetros de procesado fue hecha por el centro de tecnologías de unión LORTEK IK4, en base a un mapa de procesamiento para la aleación AA6082-T6 realizado en sus instalaciones, el cual no fue aportado para esta tesis debido a temas de confidencialidad. Se han definido para este estudio, dentro de esa ventana de procesamiento, parámetros que han tenido en cuenta dos tipos de aporte energético (caliente y frío) y dos tipos de configuraciones de junta de soldadura (por una cara y por ambas caras). Se ha dejado constantes otros parámetros del proceso, tales como: tipo de herramienta y ángulo de inclinación. Como el aporte energético o relación de soldeo (WPR) depende directamente de la velocidad de soldeo y de la velocidad de rotación de la herramienta, para poder obtener los dos tipos de aporte energético, como se ha descrito en el apartado 2.3.2.2. Se han seleccionado dos velocidades de soldeo y dos velocidades de rotación. Estos parámetros nos brindan una combinatoria de cuatro configuraciones de soldadura donde se puede estudiar ampliamente las transformaciones microestructurales de las diferentes zonas de soldadura y las propiedades mecánicas y tecnológicas. En la tabla 3.2 se indican las cuatro configuraciones de soldadura utilizadas en esta investigación.



**Tabla 3.2.** Configuraciones de soldadura por fricción-agitación para la aleación AA6082-T6.

Configuración de soldadura
C1: "condición caliente" por una cara
C2: "condición fría" por una cara
C3: "condición fría" por ambas caras y los lados de avance – avance coincidentes en el mismo lado de soldadura (Fig. 3.3a)
C4: "condición fría" por ambas caras y los lados de avance – retirada coincidentes en el mismo lado de soldadura (Fig. 3.3b)

**Figura 3.3.** Configuraciones por ambas caras: (a) C3: retroceso-retroceso/avance-avance, (b) C4: retroceso-avance/avance-retroceso

Para realizar las soldaduras se cortarán placas de 300 mm × 100 mm × 5 mm de la aleación AA6082-T6 como se muestra en la figura 3.4. Primero se realizará un proceso de limpieza de las chapas para evitar que cualquier fenómeno externo influya en la calidad de la soldadura, así que se eliminarán las rebabas del proceso de corte mediante desbaste con lija de las caras de las chapas que definen la línea de unión y posteriormente se utilizará un disolvente para eliminar restos de polvo, humedad y grasa.



**Figura 3.4.** Corte de las placas para ser soldadas por fricción-agitación. Todas las soldaduras serán perpendiculares a la dirección de laminación

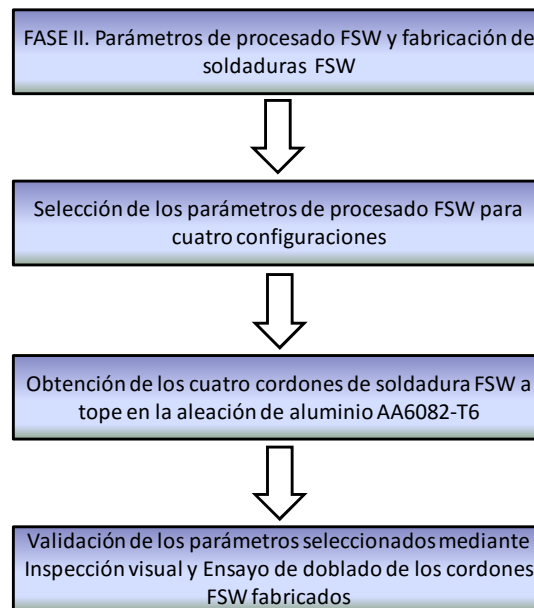
Como el objetivo principal de la selección de los parámetros de proceso es el de obtener cordones sanos (sin defectos) con dos diferentes aportaciones de calor (alto y bajo aporte térmico) y con dos diferentes configuraciones de soldeo (por una y por ambas caras) y que puedan cumplir el nivel de cualificación y aceptación de las uniones soldadas por fricción-agitación, se realizarán ensayos de inspección visual y de doblado según la norma UNE-EN ISO 25239-4 (AENOR 2012c). Estos ensayos son un filtro pasa-no pasa de las uniones soldadas y en base a éstos se determina de forma inicial la validez de la unión soldada. Según la norma, para uniones a tope, el mínimo ángulo de doblado debe ser  $150^\circ$  para cualquier material base, empleando el diámetro de mandril calculado en base al alargamiento del material base según la ecuación 3.1.

$$\text{Para un alargamiento } > 5\% \quad d = \frac{100 \times t_s}{\Delta l} - t_s \quad (3.1)$$

Donde "d" es el diámetro del mandril máximo, en milímetros;  $t_s$  es el espesor, en milímetros, de la probeta del ensayo de doblado (esto incluye doblados laterales);

$\Delta l$  es el alargamiento a tracción mínimo, expresado como porcentaje, requerido por la especificación del material (para combinaciones de diferentes aleaciones, debe usarse el menor valor individual). Durante el ensayo, la probeta no debe revelar ninguna grieta  $>3$  mm en ninguna dirección.

En la figura 3.5 se observa la secuencia de actividades de ésta fase II



**Figura 3.5.** Actividades de la Fase II

### **3.3. FASE III. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LAS CUATRO CONFIGURACIONES DE SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW)**

Una vez obtenidos los cordones de soldadura por fricción-agitación con los parámetros de proceso seleccionados y después de haber pasado la inspección visual y el ensayo de doblado, se procederá al corte y extracción de probetas según la norma ASTM E3 – 95 (ASTM 1995a), para la caracterización macroestructural (10x) y microestructural (hasta 1000x) mediante lupa estereoscópica (LEO) y microscopía óptica (MO), respectivamente. Con la caracterización macroestructural se podrá analizar la defectología interior (grietas, poros, etc.), y efectuar mediciones morfología de la zona de agitación (ZA), ancho de hombro y pin, etc., y poder realizar comparaciones entre ellas. Con el análisis microestructural mediante microscopía óptica en estado de ataque se identificarán y definirán claramente las zonas de la soldadura (ZA, ZATM, ZAC y MB), y con microscopía electrónica de barrido (MEB) se podrá conocer la composición química de las fases y precipitados presentes en la microestructura empleando la espectroscopía mediante energía dispersiva de rayos X (EDS). También se conocerá la textura cristalográfica de los granos y granos recristalizados en las diferentes zonas, especialmente la zona de agitación y la zona afectada termomecánicamente que han sido sometidas a deformación plástica severa con la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD). Mientras que el uso de la microscopía electrónica de transmisión nos dará una visión de la subestructura de las diferentes zonas de soldadura (dislocaciones, bordes de grano) mediante la difracción de electrones transmitidos en un área seleccionada (SADP: *Selected Area Diffraction Pattern*).

Todas estas técnicas permitirán obtener información relevante para relacionar las características microestructurales y su relación con las variables del proceso de soldeo FSW. En la figura 3.6 se describen las actividades que se realizarán en esta fase.

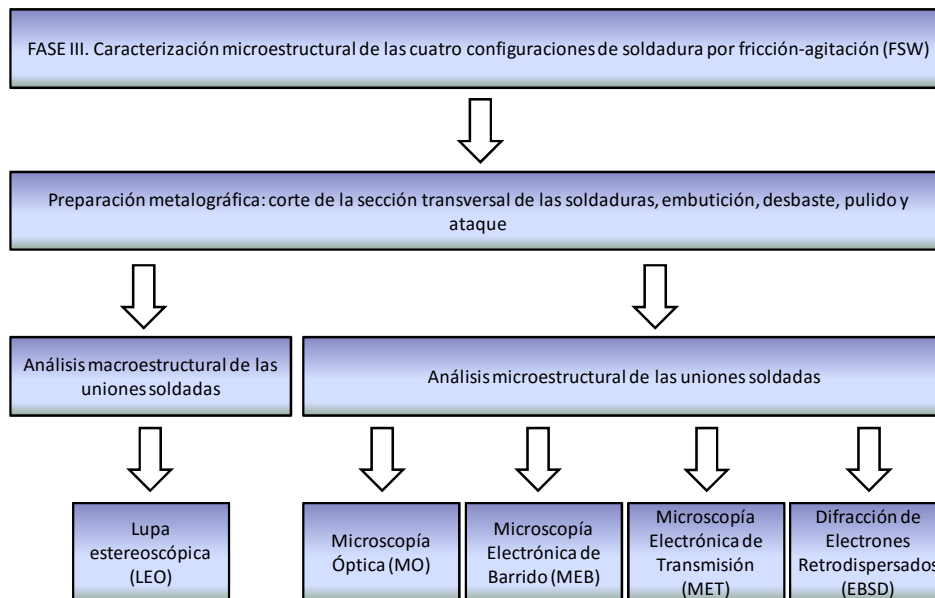
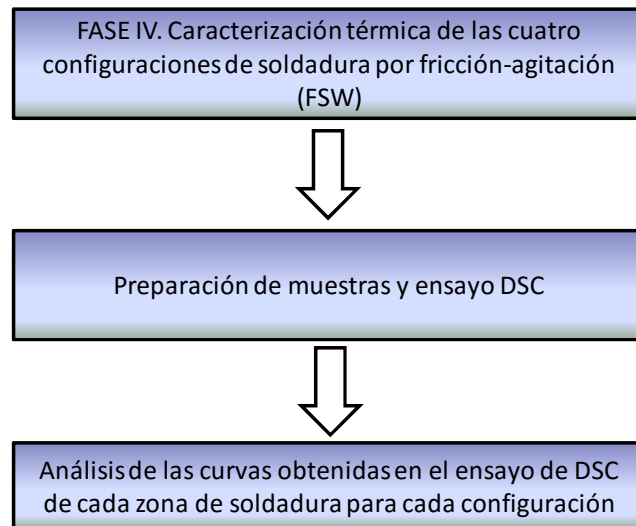


Figura 3.6. Actividades de la fase III

#### 3.4. FASE IV. CARACTERIZACIÓN TÉRMICA DE LAS CUATRO CONFIGURACIONES DE SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW)

Dentro de los objetivos específicos de la tesis está el de evaluar las reacciones entálpicas (endotérmicas y exotérmicas) para conocer las características de precipitación, formación y disolución de fases en cada zona de soldadura para cada

configuración de soldeo. En esa fase se utilizará el calorímetro diferencial de barrido (DSC), la cual es una técnica experimental dinámica que nos permite determinar la cantidad de calor que absorbe o libera una sustancia, cuando es mantenida a temperatura constante, durante un tiempo determinado, o cuando es calentada o enfriada a velocidad constante, en un determinado intervalo de temperaturas. La calorimetría diferencial de barrido (DSC) se ha manifestado como una técnica importante en el campo de la ciencia de materiales debido a su elevado grado de sensibilidad y a su rápida velocidad de análisis. Por otra parte, es bien sabido que el conocimiento de la estabilidad térmica de un material, así como la completa caracterización de sus transiciones, es de primordial interés en los materiales con potenciales aplicaciones industriales. La figura 3.7 muestra las actividades que se realizarán en esta fase.



**Figura 3.7.** Actividades de la fase IV

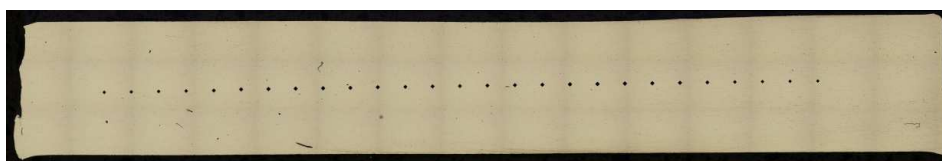
### **3.5. FASE V. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA Y TECNOLÓGICA DE LAS CUATRO CONFIGURACIONES DE SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW)**

Dentro de los objetivos de la investigación está el de relacionar las propiedades mecánicas y tecnológicas de las uniones soldadas con los parámetros del proceso FSW utilizados de tal manera que se pueda garantizar la fabricación de soldaduras de alto desempeño, ya que, el comportamiento en servicio depende en gran medida de las propiedades mecánicas y tecnológicas de interés para el sector industrial donde se emplean estas soldaduras y materiales. En esta fase se proyecta incluir una caracterización que contenga las propiedades mecánicas tanto estáticas (ensayo de tracción y dureza) como dinámicas (fatiga) de las uniones soldadas así como evaluar las propiedades tecnológicas (comportamiento a corrosión y tensiones residuales) que son de gran interés para la aplicación de la soldadura en ambientes agresivos y a alta ( $0.8T_{\text{fusión}}$ ) o muy baja (subcero o criogénicas) temperatura. Esta fase se divide en dos subfases, como se desarrolla a continuación.

#### **3.5.1. Sub-fase V-1. Evaluación de las propiedades mecánicas de las uniones soldadas**

Debido a que las soldaduras tienen distintas propiedades, tanto a nivel local (zonas de soldadura) como a nivel global, se han seleccionado técnicas de caracterización mecánica que suministren propiedades relevantes y de interés científico-técnico a partir de las uniones soldadas obtenidas en la fase II de la planificación. Se iniciará con la medición del perfil de microdureza, según la norma UNE-EN ISO 9015-2:2011(AENOR 2011), en la sección transversal de las uniones soldadas, con el fin

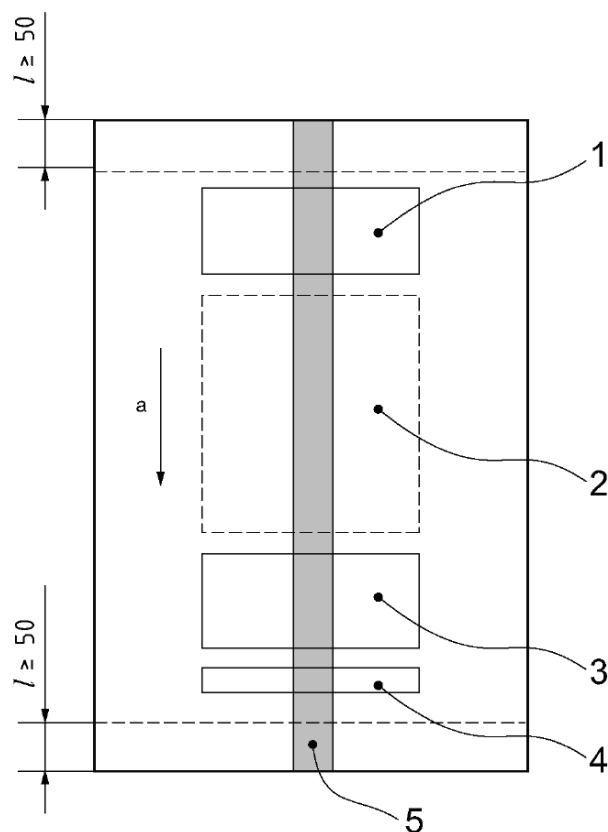
de evaluar la variación de la dureza en las diferentes zonas de la soldadura (MB, ZAC, ZATM y ZA) e interrelacionar estos valores con la microestructura y por ende con los parámetros de proceso, y para ello se realizarán un barrido de indentaciones en la mitad de la sección transversal como se observa en la Figura 3.8, de metal base a metal base, con una separación entre cada indentación de 1  $\mu\text{m}$ , lo que permitirá obtener un perfil de durezas que abarca todas las zonas de la unión soldada.



**Figura 3.8.** Configuración C2 con barrido de microdureza

Posteriormente se realizará el ensayo de tracción de las uniones soldadas según la norma ASTM E8M-04 (ASTM 2004), del cual se obtendrá la resistencia a tracción, el límite elástico y el alargamiento de las uniones soldadas, que son propiedades fundamentales para conocer la calidad de las uniones soldadas y con las podremos tener una comparativa con el material base y entre las cuatro configuraciones. Finalmente se hará el ensayo de fatiga según la norma ASTM E 466-02 (ASTM 2002), bajo cargas cíclicas constantes (amplitud constante), del cual obtendremos el gráfico de Wöhler (S-N) y conoceremos el límite de fatiga. La extracción de las probetas para los ensayos de dureza, tracción y fatiga se realizarán según las indicaciones de la norma UNE-EN ISO 25239-4:2011 (AENOR 2012c) (Figura 3.9).

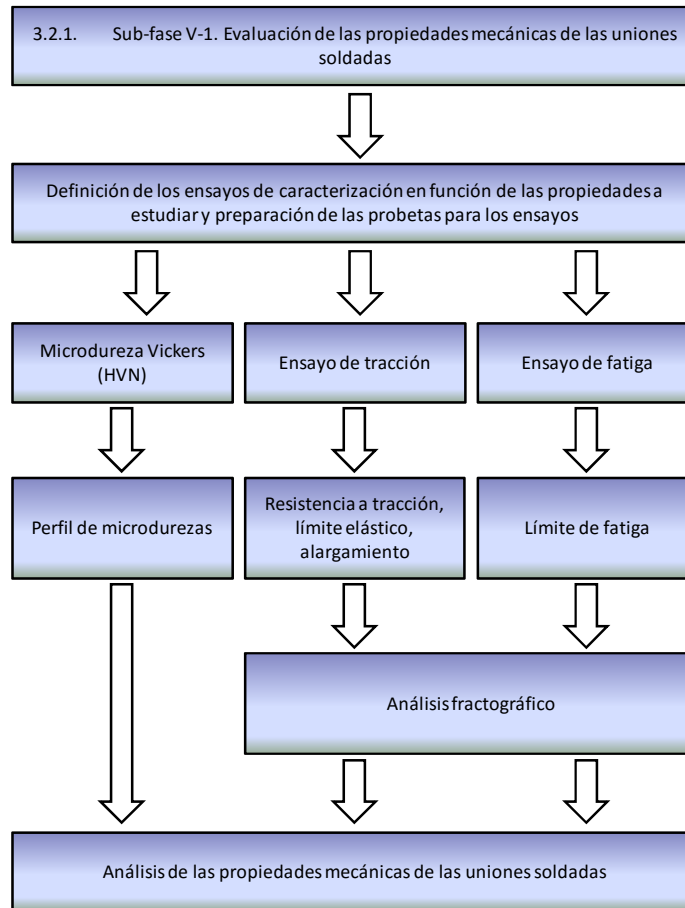




**Figura 3.9.** Posición de extracción de las probetas para unión a tope en chapa. Zonas 1 y 3 son para probeta de tracción o probetas de doblado, Zona 2 para probetas adicionales (en nuestro caso para fatiga y dureza), Zona 5, soldadura descartada en cada extremo de la chapa soldada. NOTA: El dibujo no está a escala y las medidas están dadas en milímetros. (AENOR 2012c)

Finalmente, como complemento, se efectuará un análisis fractográfico para evaluar los tipos de fractura, tanto en el ensayo de tracción como en el ensayo de fatiga.

En la figura 3.10 se resumen los ensayos mecánicos a realizar para la evaluación de las propiedades mecánicas en las uniones soldadas.



**Figura 3.10.** Actividades en la sub-fase V-1: Evaluación de las propiedades mecánicas de las uniones soldadas

### **3.5.2. Sub-fase V-2. Evaluación de las propiedades tecnológicas de las uniones soldadas**

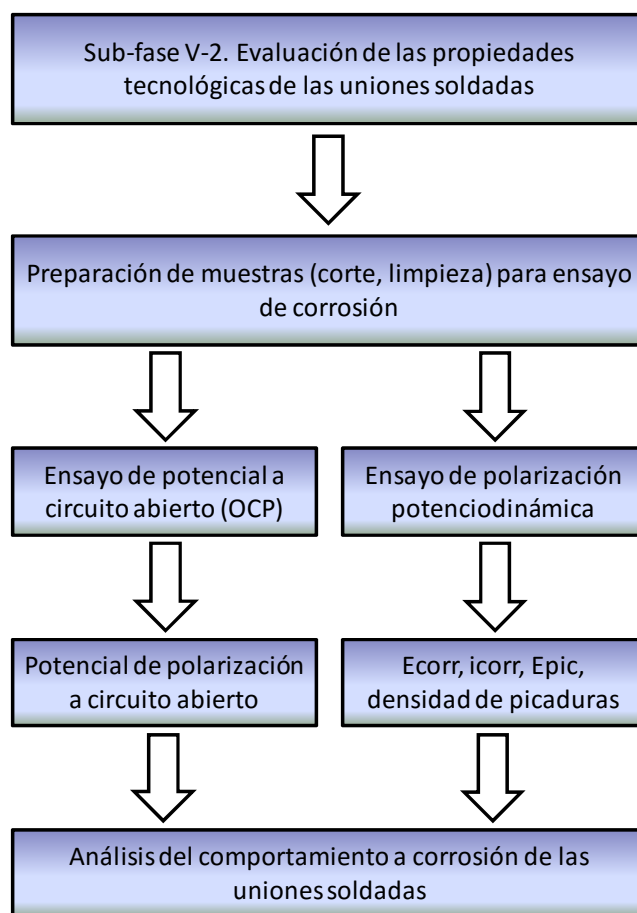
Además de las propiedades mecánicas, la resistencia a la corrosión de las uniones soldadas es otra característica importante que está profundamente influenciada por las condiciones de proceso y, por lo tanto, de la evolución de la microestructura en

la unión soldada. Los tipos de corrosión que se encuentran en las uniones soldadas por fricción-agitación son:

- (a) Corrosión por picaduras
- (b) Corrosión intergranular
- (c) Corrosión bajo tensión

En esta sub-fase realizaremos una serie de actividades para evaluar la resistencia a la corrosión por picaduras de las uniones soldadas mediante ensayos de corrosión electroquímica por la técnica de polarización potenciodinámica, según la norma ASTM G3-99(ASTM 1999b), en un medio tipo cloruro (100 ml de NaCl al 3.5% en peso) a temperatura ambiente para determinar los parámetros de corrosión tales como el potencial de corrosión ( $E_{\text{corr}}$  [mV]), densidad de corriente de corrosión ( $i_{\text{corr}}$  [ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ ]) y el potencial de picadura ( $E_{\text{pic}}$  [mV]). Se hará el análisis específico de la corrosión por picaduras según la norma ASTM G46-99(ASTM 1999a) para conocer la densidad de picaduras por cada una de las zonas de soldadura y configuración de soldadura.

En la figura 3.11 se muestra la secuencia de actividades contempladas para la evaluación del comportamiento a la corrosión de las uniones soldadas.



**Figura 3.11.** Actividades en la sub-fase V-2: Evaluación de las propiedades tecnológicas de las uniones soldadas

***DESARROLLO***  
***EXPERIMENTAL***



## **4. DESARROLLO EXPERIMENTAL**

En esta sección se pretende especificar las técnicas experimentales y los procedimientos seguidos en la investigación realizada para poder cumplir con el objetivo principal. Para ello incluirán todos los aspectos implicados en la caracterización del material de partida, en la preparación de muestras, en los equipos utilizados, así como en los procedimientos de ensayo, explicados de manera ordenada de acuerdo a la metodología diseñada en el Capítulo 3.

### **4.1. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL UTILIZADO**

Para la caracterización del material base, primero se realizó el análisis de composición química, posteriormente se efectuó la caracterización microestructural mediante microscopía óptica (MO) y electrónica de barrido (MEB), luego se llevó a cabo el ensayo de tracción y finalmente se realizó el análisis térmico mediante calorimetría diferencial de barrido (DSC).

#### **4.1.1. Análisis químico del material base**

El material de partida, chapa de aleación de aluminio AA6082 de 5 mm de espesor, fue suministrado por la empresa BRONCESVAL S.L. se realizó con un espectrofotómetro de emisión por chispa SPECTROMAXx (Figura 4.1), del Instituto Tecnológico Metalmecánico de Valencia (AIMME).

El espectrofotómetro de emisión por chispa SPECTROMAXx se basa en la vaporización del material mediante descarga por chispas. Los átomos e iones desprendidos durante este proceso son excitados y emiten luz. Esta se conduce a los sistemas ópticos, donde se miden mediante la técnica del CCD (Detector

electrónico fotosensible). El equipo ya contiene datos de calibración memorizados. Los valores medidos se comparan con estos datos y se convierten en valores de porcentaje que se indican en la pantalla del ordenador con el software SPARK ANALYSER.



**Figura 4.1.** Espectrofotómetro de emisión por chispa SPECTROMAXx del Instituto Tecnológico Metalmecánico de Valencia (AIMME)

Las muestras para el análisis deben de estar libres de contaminación y deberán ser lo más homogéneas posible así que, previo al análisis, las muestras se desengrasaron y lijaron con una lija circular de grano 60 – 80, procurando que las huellas vayan todas en la misma dirección. Una vez preparada la muestra, no se debe de tocar con la mano la superficie a analizar, dado que esto puede contaminar la muestra con resto de grasa.

En la tabla 4.1 se muestra la composición química obtenida y su comparativa con la proporcionada por el proveedor.



**Tabla 4.1.** Composición química de la aleación de aluminio AW6082-T6 obtenida con un espectrofotómetro de emisión por chispa SPECTROMAXx

	Elemento	Mg	Si	Mn	Fe	Zn	Ti	Cr	Cu	Al
Composición química obtenida	% peso	0.94	0.82	0.55	0.5	0.20	0.021	0.25	0.1	Resto
Composición química proveedor	% peso	0.6-1.2	0.7-1.3	0.4-1.0	0.5	0.20	---	0.25	0.1	Resto

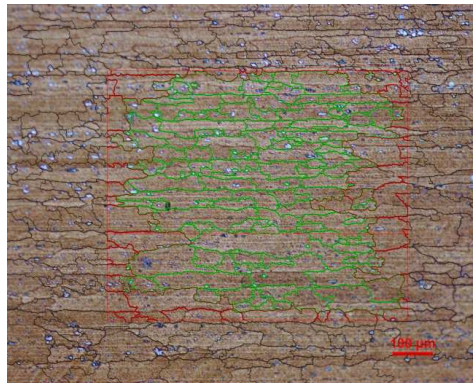
En la tabla 4.1 se puede observar que los porcentajes obtenidos se encuentran dentro del rango marcado por el proveedor para cada uno de los elementos de aleación. La cantidad combinada de Mg y Si está por encima 1.4% en peso (1.76), situándola en el grupo de aleaciones de aluminio de la serie 6xxx de media/alta resistencia. La relación Mg:Si está en la proporción 1.15:1, es decir, una relación más baja que la estándar (1.73:1), lo que la convierte en una aleación con “exceso de Si”. Sin embargo, para las fases precursoras metaestables, la relación de composición adecuada debería ser 1:1.

#### 4.1.2. Análisis microestructural del material base

Para poder efectuar la observación de la microestructura de la aleación de aluminio AA6082-T6 mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) se utilizó la secuencia de preparación metalográfica de corte transversal, embutición, desbaste, hasta llegar al estado de pulido, según la norma ASTM E3 – 95(ASTM 1995a), mientras que para el análisis microestructural en microscopía óptica (MO) se continuó la secuencia de preparación y se llegó hasta el estado de ataque químico,

utilizando para ello el reactivo de color Weck's (100 ml H<sub>2</sub>O, 4 g KMnO<sub>4</sub>, 1 g NaOH) a temperatura ambiente y con un tiempo de inmersión de aproximadamente 5 segundos. La descripción de estas técnicas de observación microscópica se realizará con detalle en el apartado 4.3, referente a la caracterización microestructural.

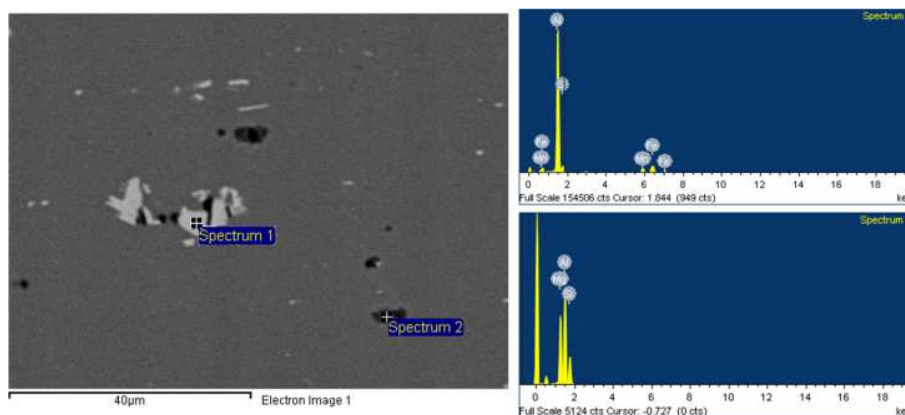
En la imagen de microscopía óptica (MO) de la figura 4.2 se tiene la microestructura del MB donde se observan granos alargados debido a su proceso de fabricación (laminación), con un tamaño promedio de 44.9  $\mu\text{m}$  y también observamos precipitados que se distribuyen uniformemente en el interior de los granos y algunos en borde de grano.



**Figura 4.2.** Microestructura de la aleación de AA6082-T6. Tamaño de grano N° G: 6.0 (44.9  $\mu\text{m}$ ) obtenido con el procedimiento planimétrico según la norma ASTM E112 – 95(ASTM 1995b) (100X)

Con la imagen de MEB y el análisis EDS de la figura 4.3 podemos diferenciar dos tipos de precipitados, algo que no se puede distinguir en la imagen de microscopía óptica (MO). Los precipitados grandes de color gris y morfología poligonal son del

tipo Al-Fe-Mn-Si ( $\alpha$ -Al<sub>12</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si) y los de color negro, más pequeños y redondeados, son la fase  $\beta$  (Mg<sub>2</sub>Si).



**Figura 4.3.** Imagen de MEB y análisis EDS de los precipitados en el MB (AA6082-T6)

#### 4.1.3. Propiedades mecánicas del material base

Para obtener las propiedades mecánicas estáticas (resistencia última, límite elástico y alargamiento) del material base se utilizó una máquina universal de ensayos DARTEC RK 9500, en la cual se realizaron ensayos de tracción. La forma de la probeta se obtuvo teniendo en cuenta las directrices de la norma ASTM E8M-04 (ASTM 2004) y se realizaron tres ensayos para garantizar la repetitividad y reproducibilidad de los resultados. La descripción de esta técnica se realizará con detalle en el apartado 4.4, referente a la caracterización mecánica y tecnológica.

La tabla 4.2 recoge los resultados del ensayo de tracción en sus tres repeticiones y se saca, para cada propiedad, la media de los tres ensayos y se usan como dato específico para el análisis de los resultados de esta tesis.

**Tabla 4.2.** Propiedades mecánicas del metal base (AA6082-T6)

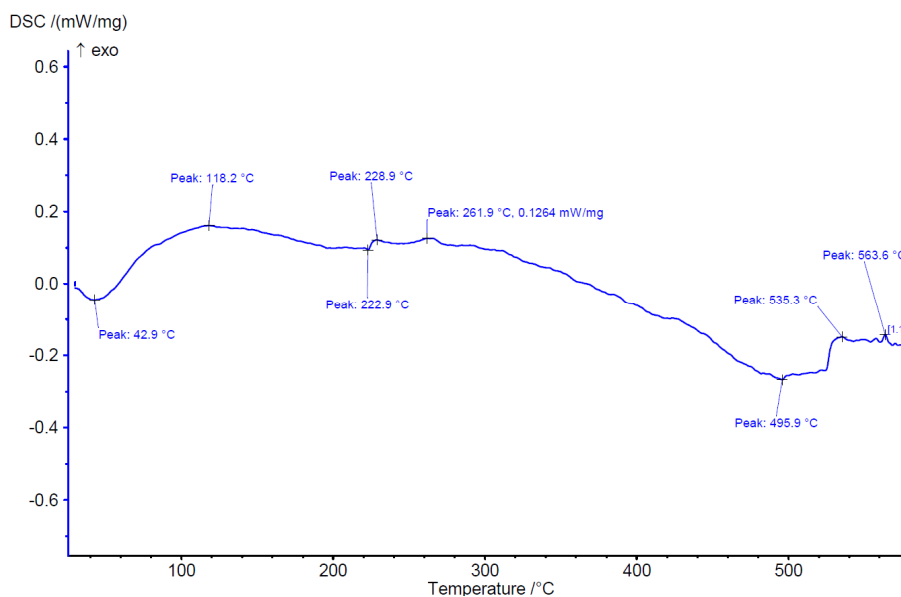
<b>Ensayo de tracción</b>	<b>Límite elástico, Le [MPa]</b>	<b>Resistencia última, Ru [MPa]</b>	<b>Alargamiento, A [%]</b>
Ensayo 1	268 ± 2	305 ± 2	8.0 ± 3
Ensayo 2	267 ± 2	295 ± 2	7.5 ± 3
Ensayo 3	260 ± 2	300 ± 2	8.2 ± 3
<b>Promedio ensayos</b>	<b>265 ± 2</b>	<b>300 ± 2</b>	<b>7.9 ± 3</b>

En la tabla anterior podemos observar que los resultados de las propiedades mecánicas son análogos a los datos que suministra el proveedor del material base.

#### **4.1.4. Análisis térmico del material base**

Para el análisis de las actividades de precipitación y disolución relacionadas con la microestructura y el procesamiento de la aleación AA6082-T6 se utilizó la calorimetría diferencial de barrido (DSC), el cual es un método de análisis térmico que mide la evolución de calor de una muestra mientras se realiza un barrido de temperatura controlada. Los ensayos se realizaron en un equipo STA 449 F3 Jupiter DSC-TG de NETZSCH y se aplicó el siguiente ciclo: calentamiento desde la temperatura ambiente (30 °C) hasta 580 °C/min a una velocidad de calentamiento de 10 °C/min, luego se mantuvo la muestra a esta temperatura durante 15 minutos y posteriormente se enfrió hasta la temperatura ambiente a una velocidad de enfriamiento de 10 °C/min. La descripción de esta técnica se realizará con detalle en el apartado 4.4, referente al análisis térmico.

Como se observa en la figura 4.4, la curva DSC del material base presenta un total de 8 efectos entálpicos, de los cuales 5 fueron exotérmicos.



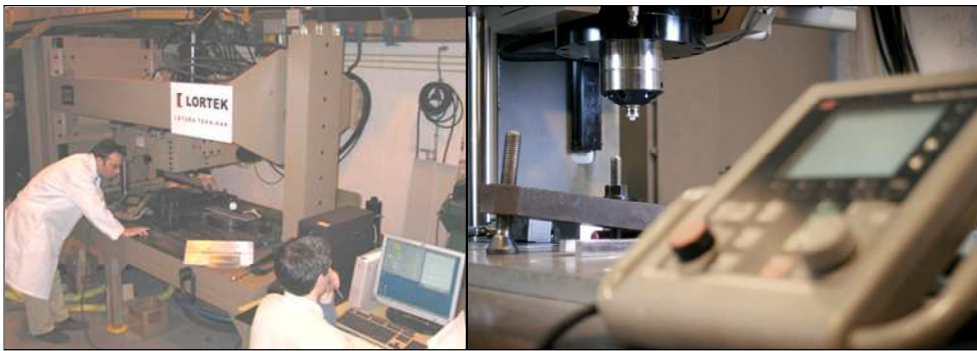
**Figura 4.4.** Curva DSC del material base (AA6082-T6)

En la figura 4.4 podemos observar un pico por debajo de 100 °C, exactamente a 42.9 °C, debido a que el exceso de silicio promueve el proceso de agrupamiento o clusterización a bajas temperaturas. La señal exotérmica a 118.2 °C se vincula a la formación de zonas GP. Se formó una fracción de clústeres y zonas, y revirtieron a temperaturas aún más altas produciendo una depresión brusca de disolución poco después de 200 °C (222.9 °C). La precipitación continuó con la formación de dos picos vecinos exotérmicos entre aproximadamente 220 y 320 °C, primero con la formación de la fase  $\beta''$  (228.9 °C) y luego su transformación a la fase  $\beta'$  (261.9 °C). Continuó con una señal endotérmica (495.9 °C) que se relaciona con la disolución de la fase  $\beta'$ . Los dos últimos picos fueron de carácter exotérmico y se asocian con la precipitación y disolución de la fase  $\beta$  de equilibrio, respectivamente. Por lo tanto, se puede concluir que la respuesta al calentamiento DSC de la aleación estuvo

razonablemente bien con la secuencia de precipitación reportada para las aleaciones AlMgSi (Gupta y Lloyd 1999; Gupta, Lloyd y Court 2001; Zhen et al. 1997; Cavazos y Colás 2001)

#### **4.2. MÁQUINA DE SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW)**

Las uniones soldadas por fricción-agitación se realizaron en el Centro de Investigación en Tecnologías de Unión LORTEK IK4, donde se dispone de un equipo de FSW tipo MTS ISTIR PDS, de la marca MTS Systems, que se muestra en la figura 4.5.



**Figura 4.5.** Imágenes del equipo de Friction Stir Welding ISTIR PDS del Centro de Investigación en Tecnologías de Unión LORTEK IK4.

Este equipo es adecuado para la investigación básica, la creación de prototipos o series cortas y totalmente instrumentado para realizar soldaduras de carga controlada a lo largo de tres ejes independientes X, Z y  $\Phi$ . Con este equipo se pueden soldar materiales de menos de 1 mm y hasta 30 mm de espesor, y también materiales con variación de espesor. En la tabla 4.3 podemos ver las especificaciones técnicas del equipo.

**Tabla 4.3.** Especificaciones técnicas del equipo de FSW tipo ISTIR PDS del Centro de Investigación en Tecnologías de Unión LORTEK IK4

Axis	Travel Range	Max Speed (Loaded)	Max Speed (Unloaded)	Load Capacity
X	40 inches (1000 mm)	236 ipm (6000 mm/min)	236 ipm (6000 mm/min)	7 kip (31.1 kN)
Y*	80 inches (2000 mm) <sup>1</sup>	394 ipm (10000 mm/min)	394 ipm (10000 mm/min)	7 kip (31.1 kN)
Z	24 inches (680 mm)	55 ipm (1400 mm/min)	170 ipm (1750 mm/min)	20 kip (88.9 kN)
Pitch	±15 degrees	300 deg/min	300 deg/min	7 kip (31.1 kN)
Roll*	±15 degrees	300 deg/min	300 deg/min	7 kip (31.1 kN)
Spindle (60 Hz)	NA	2000 RPM <sup>2</sup>	2000 RPM <sup>2</sup>	3800 in-lbs (430 N-m) <sup>3</sup>
Forge Actuator	1.25 inches (30 mm)	12 ipm (300 mm/min)	12 ipm (300 mm/min)	20 kip (88.9 kN)
Pin*	1.25 inches (30 mm)	12 ipm (1000 mm/min)	12 ipm (1000 mm/min)	20 kip (88.9 kN)

\* Optional features can be provided with the base system or installed at a later date.

El sistema de fijación/sujeción utilizado (Figura 4.6) limita la pieza en todos los grados de libertad, lo más cerca posible de la zona de soldadura. En el centro del sistema de sujeción y a lo largo de la dirección de soldadura existe una pieza de recambio (acero CK45 con endurecimiento superficial) que puede ser sustituida si se daña durante el procedimiento de soldadura FSW.



**Figura 4.6.** Sistema de sujeción de las chapas de aluminio para soldarlas por fricción-agitación (FSW)

El procedimiento para operación de la soldadura por fricción-agitación (FSW) fue el siguiente:

- 1) Se realizó el montaje de la herramienta en el equipo FSW;
- 2) Se definió el punto de referencia del eje z (por lo general, el establecimiento de la posición cero es la que el pin toca la placa de respaldo del sistema de sujeción);
- 3) Se ajustó el ángulo de inclinación del cabezal de soldadura;
- 4) Se realizó la limpieza de todos los componentes del equipo, con énfasis en el sistema de sujeción
- 5) Limpieza de las placas a soldar mediante desbaste de las rebabas, dejadas por el proceso de corte, en la superficie de las chapas que definen la línea de unión y luego uso de disolvente (acetona) para eliminar restos de grasa, polvo, humedad, etcétera.
- 6) Sujeción de las chapas en una disposición tal que la línea de junta esté alineada (paralela) con el eje X de la máquina;
- 7) Fijación de los parámetros de soldadura en la máquina FSW;
- 8) Establecimiento de los puntos de inicio y fin (coordenadas XY) de la junta de soldadura;
- 9) Proceso de soldeo;
- 10) Extracción de las chapas soldadas y análisis visual de las superficies superior e inferior;

#### **4.3. ANÁLISIS MACROESTRUCTURAL Y MICROESTRUCTURAL DE LA SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSW)**

La caracterización microestructural de todas las configuraciones de soldadura obtenidas, se llevó a cabo en función de las técnicas de caracterización disponibles tanto en el Instituto de Tecnología de Materiales de la Universidad Politécnica de



Valencia (ITM-UPV) como en otras instituciones (AIMME), obteniendo con ello, un completo estudio de las características microestructurales (macro y microdefectos, tamaño de grano, textura, precipitados presentes, segundas fases, irregularidades en la red cristalina, etc.). La caracterización comienza con una descripción del proceso de preparación de las muestras a ser estudiadas por cada una de las distintas técnicas. Luego se describe cada técnica por separado y su aplicación específica. Las técnicas de observación directa empleadas fueron:

Microscopía estereoscópica, MEO

Microscopía óptica, MO.

Microscopía electrónica de barrido, MEB

Difracción de electrones retrodispersados, EBSD.

Microscopía electrónica de transmisión, MET.

#### **4.3.1. Preparación metalográfica**

La técnica empleada para la preparación de muestras de las uniones soldadas por FSW de aleaciones de aluminio para su observación tanto en microscopía óptica como en microscopía electrónica y demás técnicas de observación, es muy semejante a la empleada para otros materiales y aleaciones, pero siguiendo las recomendaciones del caso, ya que al tratarse de un material constituido por una matriz relativamente blanda supone mayores cuidados al momento de efectuar la preparación. Se empieza a partir del corte de las soldaduras, que abarque todas las zonas de la soldadura, mediante una cortadora de precisión Secotom 15 de Struers, mostrada en la figura 4.7, utilizando un disco de corte abrasivo de bajo espesor

(500  $\mu\text{m}$ ) con recirculación de fluido refrigerante (aditivo de Trietanolamina, suministrado por Struers, en una parte por 33 de agua destilada). El corte se realizó con una velocidad de avance de 0.20 mm/s mientras el disco giraba a una velocidad angular constante de 2500 rpm.



**Figura 4.7.** Cortadora de precisión Secotom 15 de Struers

Estas muestras fueron embutidas en una resina termoplástica translúcida de polimetacrilato (PMMA) y resina conductora con partículas de hierro (baquelita negra) utilizando una prensa de embutición en caliente CitoPress-1 de Struers con diámetro de cilindro de 30 mm, como la mostrada en la figura 4.8. Durante el proceso, la prensa hidráulica aplica una presión de 350 bares durante 4.5 minutos y mediante un elemento calefactor mantiene la temperatura a 180 °C durante ese tiempo, a continuación, el sistema se enfría con flujo de agua durante 5.5 minutos, tiempo suficiente como para que la resina polimerice y solidifique. Como resultado se obtiene un conjunto muestra-resina de 30 mm de diámetro y una altura de probeta que depende de la cantidad de resina utilizada y del tamaño de la muestra a embutir.



**Figura 4.8.** Equipo de embutición modelo CitoPress-1 de Struers

Posteriormente, en la etapa de desbaste, se ha empleado una desbastadora TegraPol-15 de Struers de velocidad variable con discos magnéticos intercambiables de 200 mm de diámetro, como la que se muestra en la figura 4.9. Cada disco tiene papel abrasivo de Carburo de Silicio (SiC) con diferentes granulometrías: grit 500, 1200, 2000 y 4000. En el proceso se utiliza agua como refrigerante, mientras el disco gira a unos 150 rpm hasta obtener una superficie plana y regular. Cada vez que cambiamos de papel abrasivo giramos la muestra 90° para ir eliminando las marcas del desbaste anterior. Con un equipo análogo se ha realizado la etapa de pulido, con discos que tienen paño de lana sintética y pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$  con aceite lubricante soluble. La preparación de las muestras para su observación con la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) requirió una preparación más especializada. Para ello se realizó un pulido adicional en suspensión de alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), denominada OPS, para revelar en profundidad la textura superficial de la sección transversal, con una pulidora de

brazo automático marca Struers modelo Labopol-5 (figura 4.10), usando una fuerza de 5 N y un tiempo de pulido de 30 minutos.



**Figura 4.9.** Equipo de pulido modelo TegraPol-15 de Struers



**Figura 4.10.** Equipo de pulido de brazo modelo Labopol-5 de Struers

Finalmente, el ataque de la superficie pulida se ha realizado con el reactivo de color Weck's (100 ml H<sub>2</sub>O, 4 g KMnO<sub>4</sub>, 1 g NaOH) a temperatura ambiente y con un

tiempo de inmersión de aproximadamente 5 segundos para el revelado de la microestructura, como ya se comentó en la sección 4.1.2. Para el revelado de la macroestructura se utilizó el reactivo de cloruro de hierro (10 ml HCl, 30 ml HNO<sub>3</sub>, 20 ml H<sub>2</sub>O, 5 g FeCl<sub>3</sub>).

#### 4.3.2. Microscopía estereoscópica (MEO)

Es una técnica que permite la observación de las muestras a pocos aumentos, pero este tipo de observación es muy importante en el caso de las uniones soldadas porque aporta datos acerca de la geometría de los cordones y de las dimensiones de las distintas zonas.



**Figura 4.11.** Lupa estereoscópica NIKON SMZ800

Para el revelado de la macroestructura se tomaron imágenes estero gráficas con una lupa marca Nikon, modelo SMZ-800, tal como se puede apreciar en la Figura 4.11. Se tomaron imágenes a bajos aumentos (10X) tanto en la superficie externa

del cordón como en un corte transversal del mismo, pudiéndose de esta forma identificar las distintas zonas generadas durante la fabricación de la junta así como la defectología asociada en las dos superficies.

#### **4.3.3. Microscopía Óptica (MO)**

Para la evaluación microestructural básica se utilizó el microscopio óptico NIKON ECLIPSE LV100, mostrado en la figura 4.12, para determinar, entre otras cosas, tamaño de grano, morfología y distribución de precipitados principales, segundas fases, densidad de picaduras de corrosión, macrografías, etcétera. Este microscopio viene equipado con un software Nikon NIS-Elements AR<sup>®</sup> para el análisis de imágenes, además cuenta con una mesa que puede moverse automáticamente en el plano x-y al igual que puede intercambiar los objetivos de 50X, 100X, 200X, 500X y 1000X, automáticamente.



**Figura 4.12.** Microscopio óptico NIKON ECLIPSE LV100

#### 4.3.4. Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

Se ha utilizado la microscopía electrónica de barrido para la caracterización de la microestructura evaluar, cualitativa y semi-cuantitativamente, la morfología, distribución, tipo y cantidad de precipitados, tanto principales como intermetálicos o segundas fases, para resolver estructuras finas, realizar el microanálisis de los elementos constituyentes y la observación fractográfica aprovechando el hecho de que con el microscopio electrónico de barrido se consigue un amplio rango de aumentos y gran profundidad de campo.

Para esta observación se utilizó un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM 6300 equipado con una microsonda de análisis por energías dispersivas de rayos X Link de Oxford Instruments, el cual es mostrado en la figura 4.13. En todos los casos, las condiciones normales de trabajo fueron de 20 kV y 15 mm de distancia de la muestra.



**Figura 4.13.** Microscopio electrónico de barrido JEOL JSM 6300.

En el modo de electrones retrodispersados, se puede realizar in-situ análisis semicuantitativos de rayos X sobre zonas de interés que puedan proporcionar una información muy valiosa sobre la presencia de elementos o fases que puedan influir en las propiedades mecánicas, mediante mapeo a partir de las energías dispersivas de cada elemento constituyente. Además, la capacidad de generar una mayor profundidad de campo es una ventaja que posee este equipo sobre la microscopía óptica y permite de esta manera, la observación de topografías bastante irregulares sin perder la resolución. También resulta una herramienta muy importante en el análisis fractográfico, ya que nos ayuda a determinar el comportamiento en fractura del material (ductilidad/fragilidad) así como los mecanismos de ésta, íntimamente relacionados con las características microestructurales de la aleación.

#### **4.3.5. Difracción de Electrones Retrodispersados (EBSD)**

La evolución de la orientación cristalográfica preferencial o textura tiene mucha importancia para la comprensión del comportamiento mecánico y desarrollo microestructural de los materiales. En nuestro caso, se ha estudiado la evolución de la textura y orientación cristalográfica, utilizando la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) en un microscopio electrónico de barrido (MEB), de las diferentes zonas de soldadura, sobre todo, aquellas que han sido sometidas a una deformación severa (ZATM, ZA). También se puede extraer información del tamaño de grano y desorientación entre dos o más granos, tipo y cantidad de fases (incluyendo partículas de precipitados), factor de Schmid y Taylor, etc.

En un microscopio electrónico de barrido (MEB), el haz incidente interactúa con la muestra para dar diferentes efectos, uno de los cuales es la difracción de los planos



espaciados regularmente en cada cristal o grano. La difracción de todos los planos atómicos provee un “patrón de difracción”, el cual puede interpretarse como un mapa de las relaciones angulares entre planos atómicos en el cristal. El patrón de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) consiste en pares de líneas paralelas, las cuales se intersecan en varios puntos. Cada par de líneas, conocidas como “líneas de Kikuchi”, representan un plano en el cristal, y el espaciamiento entre pares de líneas es inversamente proporcional al espaciamiento interplanar. Donde las líneas de Kikuchi se interceptan, representa una dirección cristalográfica.

Los patrones de difracción EBSD se forman debido a que el haz electrónico, al interactuar con la muestra, provoca que los electrones viajen en todas direcciones. Esto quiere decir que es posible que algunos de estos electrones difracten cumpliendo la condición de Bragg, lo cual ocurre en 3 dimensiones a partir de estos planos a cualquiera de los lados del haz divergente, dando origen a dos conos de radiación. Cuando la pantalla del detector es colocada de tal manera que intercepte los conos, dos secciones cónicas son capturadas, las cuales aparecen como un par de líneas paralelas. Estas líneas son las líneas de Kikuchi (figura 4.14).

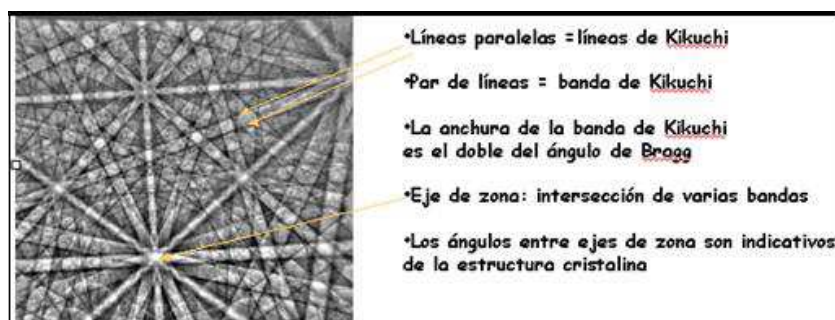
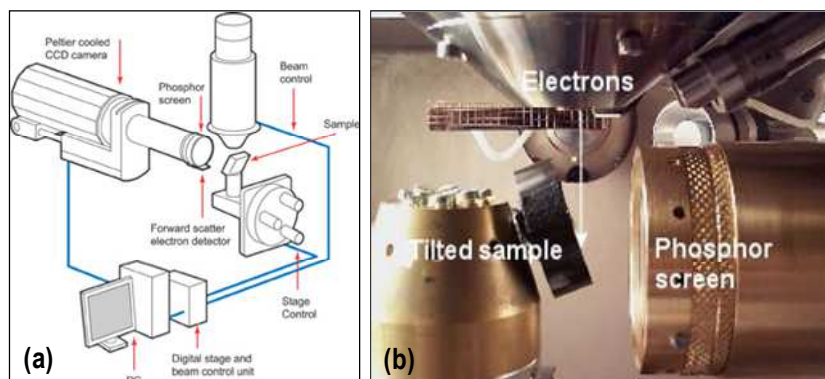


Figura 4.14. Diagrama de Kikuchi

Para la obtención del EBSP (patrón de difracción de electrones retrodispersados) en un MEB la muestra es altamente rotada con respecto al haz incidente de tal forma que la señal de los electrones retrodispersados es lo suficientemente fuerte como para formar el EBSP y que sea capturado en la pantalla, de modo que el EBSP puede ser visto en un monitor de TV, tanto en tiempo real como después de varios cambios a la imagen. El programa de ordenador analiza el patrón de difracción, y extrae la información cristalográfica de un sistema EBSD.

Los componentes principales de un sistema de EBSD son (Figura 4.15):

- ✓ Muestra inclinada 70° respecto de la horizontal.
- ✓ Pantalla de fósforo que es fluorescida por los electrones de la muestra para formar el patrón de difracción.
- ✓ Dispositivo de carga acoplado (CCD) a la cámara de vídeo para ver el patrón de difracción en la pantalla de fósforo.
- ✓ Interfase de vacío para montar la pantalla de fósforo y la cámara en un SEM. La cámara monitorea la pantalla de fósforo a través de una pantalla de cristal de plomo en la interfase y la pantalla de fósforo se puede contraer al borde del compartimiento del SEM cuando no esté en uso.
- ✓ Hardware electrónico que controla el SEM, incluyendo la posición del haz, el foco y la magnificación.
- ✓ Un ordenador para el control de los experimentos de EBSD, para analizar los patrones de difracción, el proceso y para mostrar los resultados en pantalla.
- ✓ Un detector electrónico opcional montado debajo de la pantalla de fósforo para los electrones dispersados en la dirección de la muestra.



**Figura 4.15.** a) Diagrama de principales componentes de un sistema de EBSD, b) Fotografía tomada dentro de un compartimiento del MEB que muestra el arreglo experimental típico para EBSD.

#### 4.3.6. Microscopía Electrónica de Transmisión (MET)

Esta técnica de caracterización se ha utilizado para estudiar la subestructura de las diferentes zonas de soldadura, es decir, defectos en la red cristalina tales como dislocaciones, aglomeraciones y límites de granos, fenómenos de precipitación del metal base relacionados con las zonas de precipitación incipientes o zonas de Guinier-Preston, así como las fases precipitadas estables o metaestables, espaciado entre partículas o zonas libres de precipitación en bordes de granos. Con este equipo se ha podido indexar fases mediante patrones de difracción de electrones transmitidos en un área seleccionada. El equipo utilizado, que se muestra en la figura 4.16, es un Jeol JEM modelo 2100 con tensión nominal de trabajo de 200 kV, equipado con un cañón de electrones LaB y sistemas de microscopía electrónica de transmisión con modo barrido (STEM). Se dispone de un equipo integrado de análisis por espectrómetro de rayos X de energía dispersiva (EDS). Se han obtenido imágenes MET en campo claro o *brightfield* (BF), ya que

ofrecen mayor información y son de mayor calidad que las imágenes obtenidas con la técnica de campo oscuro o *darkfield* (DF).



**Figura 4.16.** Microscopio Electrónico de Transmisión de Emisión de Campo de 200 kV Modelo JEM 2100F de la casa JEOL

#### **4.4. CARACTERIZACIÓN TÉRMICA MEDIANTE CALORIMETRÍA DIFERENCIAL DE BARRIDO (DSC)**

Se ha estudiado la identificación de fases y de la cinética de precipitación de las mismas mediante calorimetría diferencial de barrido, la cual es una técnica analítica que permite evaluar los procesos de transición de fase, como fusión y cristalización. En el DSC, hay dos crisoles, en uno se ubica la muestra y el otro permanece vacío, que se calientan independientemente, por lo que se puede medir directamente la diferencia en flujo de calor para mantener una temperatura igual en ambas. Así, los datos se obtienen en forma de entradas diferenciales de calor ( $dH/dt$ ) en función de la temperatura. Con estos datos se pueden obtener temperaturas y entalpías de

transición o de reacción. El equipo utilizado en la presente investigación es un STA 449 F3 Jupiter DSC-TG de NETZSCH (Figura 4.17). Posee una microbalanza con compensación electromagnética de carga, de posicionamiento vertical y puede trabajar hasta 1500 °C. Sistema motorizado de elevación del horno. Horno y unidad de potencia integrados, resolución de 1 $\mu$ g y se obtienen diferentes medidas TGA-, TGA-DTA- y TGA-DSC.

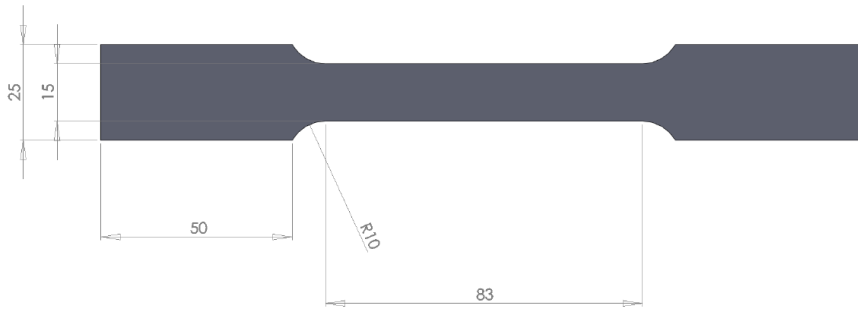


**Figura 4.17.** Calorímetro diferencial de barrido modelo STA 449 F3 Jupiter DTA-TG de NETZSCH

#### **4.5. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA Y TECNOLÓGICA**

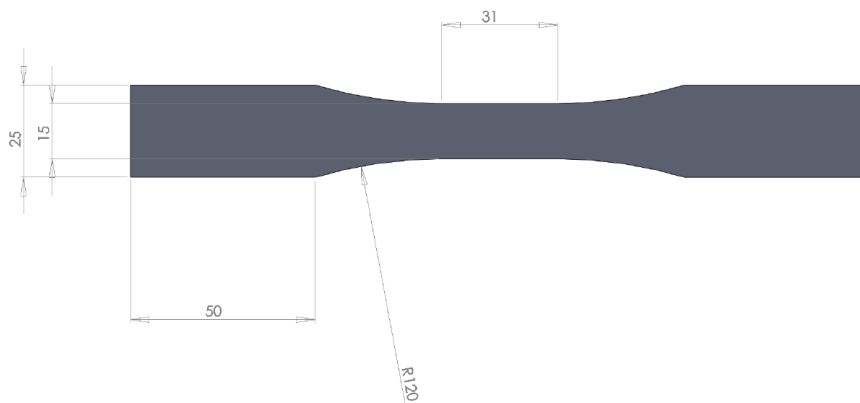
##### **4.5.1. Propiedades mecánicas estáticas y dinámicas**

La determinación de las características resistentes de las uniones soldadas se llevó a cabo mediante ensayos de dureza, tracción y fatiga sobre probetas extraídas de los cupones soldados, perpendiculares a la dirección de soldeo. Se ha utilizado el ensayo de tracción para definir la resistencia elástica, resistencia última y plasticidad del material cuando se somete a fuerzas uniaxiales. Para el ensayo de tracción se ha definido la geometría de la probeta según la norma ASTM E 8M-04 (ASTM 2004), como se observa en la figura 4.18.



**Figura 4.18.** Probeta de tracción para las soldaduras FSW realizadas en las aleaciones de aluminio AW6082, según ASTM E 8M-04(ASTM 2004) (todas las medidas en mm).

Para el ensayo de fatiga, la geometría de la probeta se ha determinado según la norma ASTM E 466-02(ASTM 2002), la cual se observa en la figura 4.19 y se usó la norma ASTM E739-91(ASTM 1991) (para el análisis de los datos) con una relación de carga  $R=0.1$ , una función carga-tiempo sinusoidal (amplitud constante) y una frecuencia de oscilación de 7 Hz.



**Figura 4.19.** Probeta de fatiga según ASTM E 466-02(ASTM 2002) (todas las medidas en mm).

Tanto para el ensayo de tracción como para el ensayo de fatiga se ha utilizado una máquina de ensayos universal DARTEC RK 9500 de 100 kN de carga máxima y una incertidumbre de 1 % y una velocidad de ensayo de 6 MPa/seg. El ensayo de tracción llevaba acoplado un extensómetro Sandner, clase = 1, como se observa en la figura 4.20., para poder obtener con precisión la zona de elástica de la curva tensión-deformación y también para poder calcular el módulo de Young con la pendiente de esa zona.



**Figura 4.20.** Máquina de ensayos universal DARTEC RK 9500

Debido a la estrecha relación existente entre la microestructura y el comportamiento mecánico de las diferentes zonas existentes en la unión soldada, se ha utilizado el ensayo de microdureza para determinar dichas zonas a partir de un barrido de microdureza sobre la sección transversal de la unión soldada. De este modo es

posible conocer con detalle las características resistentes de las distintas regiones, justificando tal comportamiento con la microestructura resultante.

El ensayo de microdureza constituye un subgrupo dentro de los ensayos de determinación de dureza, caracterizado por la aplicación de cargas relativamente bajas (entre 0.01 y 10 N) y por el uso de técnicas de microscopía óptica para la medida de las huellas. El ensayo de microdureza permite obtener un valor numérico relativo a la capacidad del material para resistir la penetración controlada del indentador. El fundamento de los ensayos de microdureza es el mismo que el de los ensayos dureza, pero con un tamaño de huella microscópico que permite distinguir la microestructura del material basándose en las diferentes durezas que presenta. En esta técnica, el indentador tiene forma de pirámide, con un ángulo de 136° entre caras, de tal forma que una vez obtenida la huella del mismo sobre la superficie del material, se cuantifica la dureza midiendo el promedio de las diagonales de la huella medidas en micras y tomando en cuenta la carga aplicada, se aplica la expresión:

$$HV = 1.854 \times F/d^2$$

Donde F es la carga aplicada, en Kgf, y d es el promedio, en milímetros, de las diagonales de la huella dejada por el indentador.

El ensayo de microdurezas se realizó según la norma UNE-EN ISO 9015-2:2011(AENOR 2011) sobre las muestras en estado de pulido, en un microdurómetro WOLPERT V-TESTOR 2 (Figura 4.21) con una escala vickers HV1, que utiliza una carga de 1 Kgf durante 15 segundos y un objetivo óptico para la medición de las huella de 400 aumentos. Se hicieron aproximadamente 16 huellas ubicadas en el centro de la sección transversal de las uniones soldadas por una



cara mientras que para las uniones soldadas por ambas caras se realizaron tres barridos de microdureza que corresponden a la primera y segunda pasada de la herramienta y en la zona central o de confluencia de la punta del pin de la herramienta (Figura 4.22). El espaciamiento entre huellas fue de 1  $\mu\text{m}$ .



Figura 4.21. Microdurómetro WOLPERT V-TESTOR 2

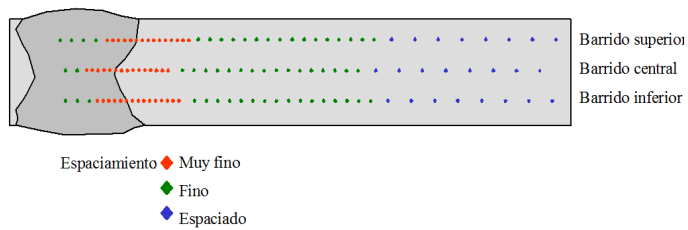


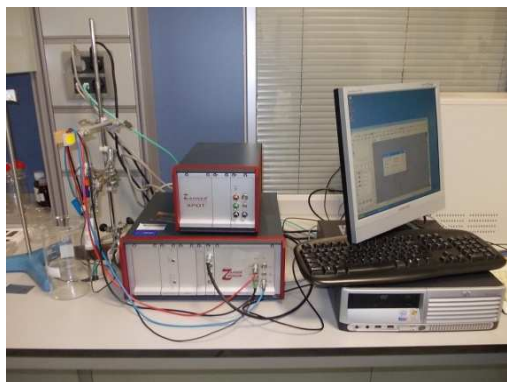
Figura 4.22. Esquema del barrido de microdurezas para las soldaduras por ambas caras

Como complemento a los ensayos de tracción y fatiga se realiza el análisis fractográfico del área de fractura para ambos ensayos. El objetivo es observar las

superficies de fractura y visualizar características propias de ésta, tipología y morfología, zonas dúctiles y frágiles, punto de iniciación de la grieta, progresión de la misma e incluso evaluación cualitativa de la velocidad de crecimiento de grieta. El análisis fractográfico se ha realizado mediante la toma de imágenes en un Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) JEOL JSM6300 tanto para las zonas de fractura obtenidas en el ensayo de tracción como las del ensayo de fatiga.

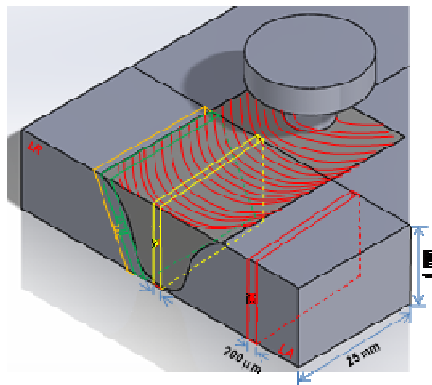
#### **4.5.2. Propiedades de corrosión**

La corrosión por picaduras representa la forma más común de corrosión del aluminio, particularmente en soluciones que contienen cloruros. Para el estudio de las propiedades a corrosión de las uniones soldadas se ha utilizado un potencióstato/galvanostato Zahner Zennium (Figura 4.23), con rango de frecuencia desde 10  $\mu$ Hz hasta 4 MHz, gran precisión, mínima interferencia con la muestra, con un amplificador diferencial y todo ello controlado por un ordenador el cual, mediante el software Thales Z 2.25, permite realizar los ensayos, registrar los datos obtenidos e incluso calcular alguno de los parámetros relevantes de los ensayos realizados. Se utilizarán las muestras de FSW como electrodo de trabajo (WE), un electrodo de Ag/AgCl saturado se utilizará como electrodo de referencia (RE) y un electrodo de platino (Pt) se usará como electrodo auxiliar (AE). Primero se hará el ensayo de potencial a circuito abierto (OCP) durante un tiempo de 20 minutos o hasta que se estabilice el potencial y el valor de potencial registrado actuará como "potencial de equilibrio" para los ensayos de polarización potenciodinámica. Se obtendrá el gráfico de Tafel mediante el barrido del potencial a una velocidad de 10 mV/seg desde -1.0 V a 0.0 V. Para la observación de las picaduras se utilizó un microscopio óptico y se realizaron micrografías a 50X.



**Figura 4.23.** Potenciostato/Galvanostato Zahner Zennium

Las muestras se han preparado de aproximadamente  $5 \times 5$  mm ( $0.25 \text{ cm}^2$ ) de sección y unas  $300 \mu\text{m}$  de espesor de cada zona de soldadura, cortadas a partir de sus correspondientes cupones de soldadura como se observa en la figura 4.24. El lavado de las muestras se llevará a cabo con alcohol isopropílico en un baño de ultrasonidos durante 5 minutos a temperatura ambiente siguiendo las especificaciones que marca la norma ASTM G1-03 (ASTM 2003). Para mantener la reproducibilidad de los resultados se realizarán los ensayos por duplicado.



**Figura 4.24.** Esquema de la extracción de la muestra para el ensayo de corrosión



# ***RESULTADOS***



## 5. RESULTADOS

Este capítulo ilustra los resultados que se han obtenido en el desarrollo de esta investigación, entre los que tenemos: parámetros de proceso y fabricación de las uniones soldadas, análisis macroestructural y microestructural, propiedades mecánicas y tecnológicas de la aleación de aluminio AA6082-T6 soldada por fricción-agitación con diferentes parámetros de proceso. Estos resultados siguen la secuencia planteada en la planificación de la investigación.

### 5.1. PARÁMETROS DE PROCESO Y FABRICACIÓN DE LAS SOLDADURAS POR FRICCIÓN-AGITACIÓN

Teniendo en cuenta lo comentado en la fase II de la planificación de la investigación, se definieron la velocidad de soldeo, velocidad de rotación de la herramienta y relación de soldeo, como se observa en la tabla 5.1.

**Tabla 5.1.** Parámetros de las configuraciones de soldadura por fricción-agitación para la aleación AA6082-T6.

<b>Config. Sold.</b>	<b>Velocidad de rotación [rpm]</b>	<b>Velocidad de soldeo [mm/min]</b>	<b>WPR: Relación de soldeo [rev/mm]</b>
C1: "condición caliente" por una cara	1500	254	5.88
C2: "condición fría" por una cara	900	508	1.78
C3: "condición fría" por ambas caras y los lados de avance – avance coincidentes en el mismo lado de soldadura	900	508	1.78
C4: "condición fría" por ambas caras y los lados de avance – retirada coincidentes en el mismo lado de soldadura	900	508	1.78

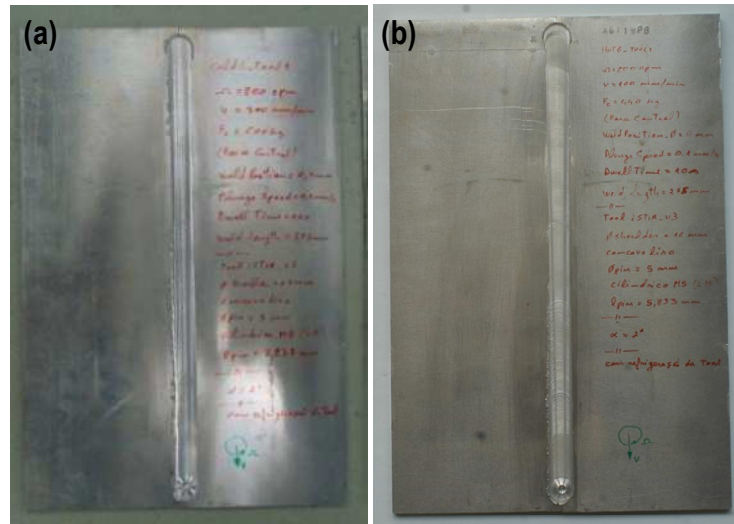
Otros parámetros importantes que se mantuvieron constantes fueron: ángulo de inclinación: 1.5° y las características de la herramienta utilizada. En la tabla 5.2 se resume las características de la herramienta utilizada para las cuatro configuraciones.

**Tabla 5.2.** Características de la herramienta utilizada

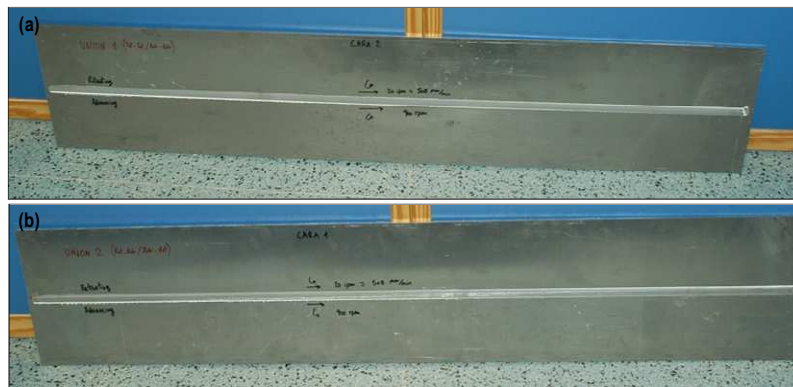
<b>Diámetro del hombro [mm]</b>	15	
<b>Perfil del hombro</b>	Plano	
<b>Diámetro del pin [mm]</b>	4	
<b>Longitud del pin [mm]</b>	4.9 mm para las configuraciones simples (una cara) y 2.5 mm para las configuraciones dobles (ambas caras)	
<b>Perfil del pin</b>	cilíndrico – roscado M5 x 0.50	
<b>Material de la herramienta</b>	Acero rápido de herramientas aleado con molibdeno y cobalto AISI M42 con dureza de 67 HRc	

En las figuras 5.1 y 5.2 observamos las chapas soldadas con los diferentes parámetros de proceso.





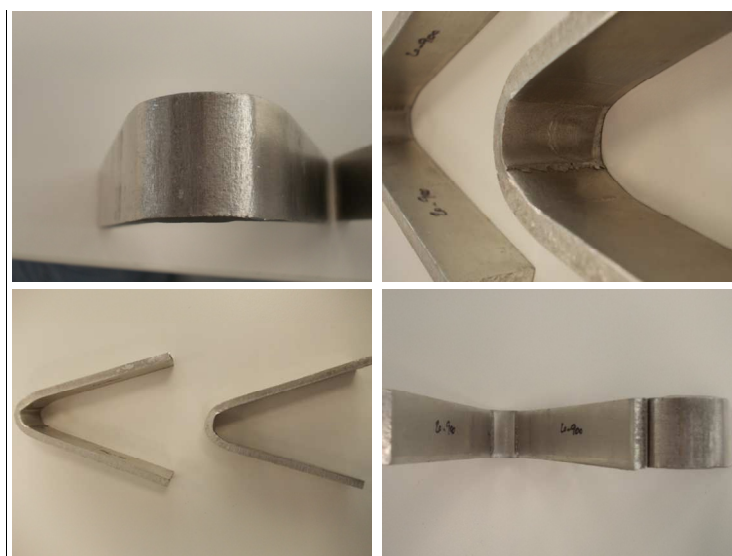
**Figura 5.1** Chapas soldadas con configuración C1 (a) y C2 (b)



**Figura 5.2.** Chapas soldadas con configuración C3 (a) y C4 (b)

Posteriormente se realizaron los ensayos preliminares a todas las chapas soldadas: inspección visual y ensayo de doblado para comprobar la calidad de la unión soldadas y la posible presencia de defectos macroscópicos externos. El ensayo de

doblado se hizo de raíz y cara como se observa en la figura 5.3 y en la tabla 5.3 se dan los resultados del ensayo.



**Figura 5.3.** Ensayo de doblado realizado a la soldadura con configuración C2

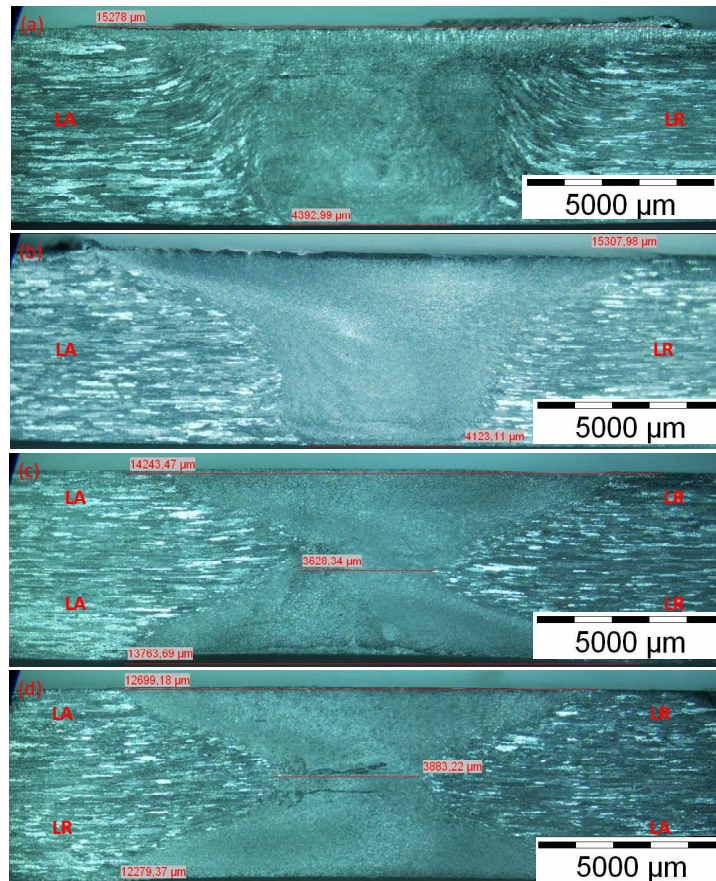
**Tabla 5.3.** Resultados del ensayo de doblado

Configuración de soldeo	Ángulo de doblado [°]	
	C1	Cara
Raíz		180
C2	Cara	180
	Raíz	180
C3	Cara	180
	Raíz	180
C4	Cara	180
	Raíz	180

## 5.2. ANÁLISIS MACRO Y MICROESTRUCTURAL DE LAS UNIONES SOLDADAS

### 5.2.1. Análisis macroestructural de las uniones soldadas

En la figura 5.4 puede observarse las macrografías de las cuatro configuraciones y se observan cordones sanos, es decir, sin ningún tipo de defectos interiores (grietas, huecos, discontinuidades, etc.). Se observan también las diferentes zonas de soldadura que caracterizan este tipo de técnica de unión.



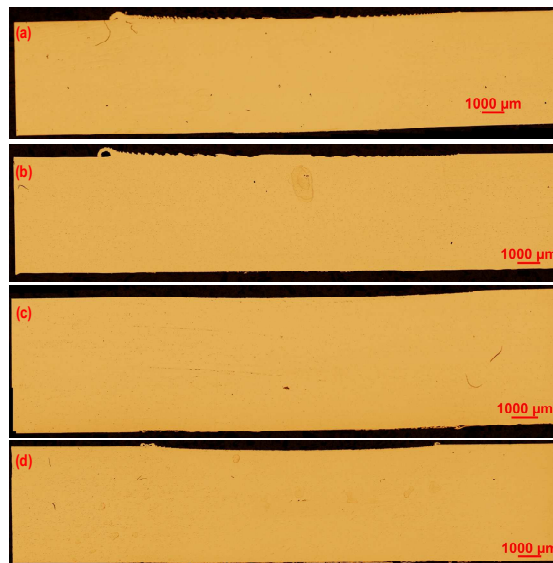
**Figura 5.4.** Macroestructura y medición de la zona de soldadura de las cuatro configuraciones: (a) C1, (b) C2, (c), C3 y (d) C4 (10X)

## **5.2.2. Análisis microestructural de las uniones soldadas**

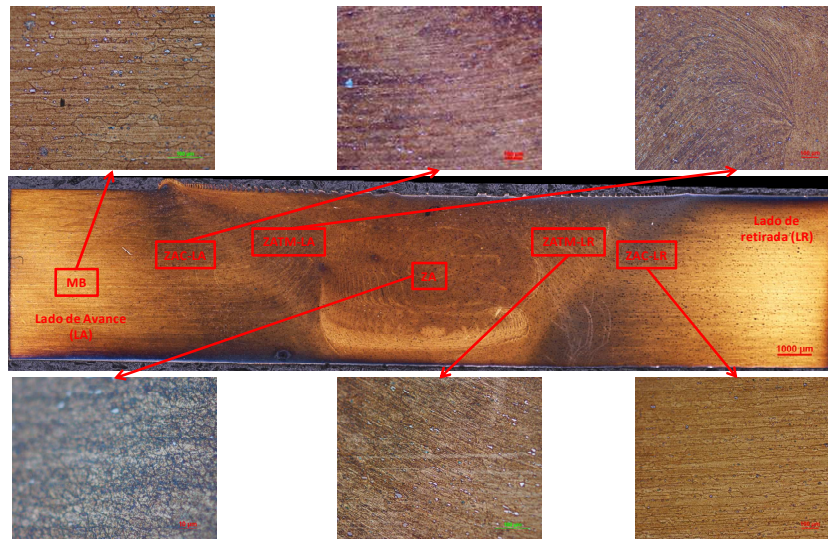
Los resultados en este apartado, relacionados con la caracterización de la microestructura, se presentan teniendo en cuenta la técnica de caracterización microscópica. Se empezará con los resultados conseguidos en microscopía óptica (MO), posteriormente en microscopía electrónica de barrido (MEB), difracción de electrones retrodispersados (EBSD) y por último se mostraran los obtenidos por microscopía electrónica de transmisión (MET) en algunos de los recubrimientos.

### **5.2.2.1. Resultados obtenidos de Microscopía Óptica (MO)**

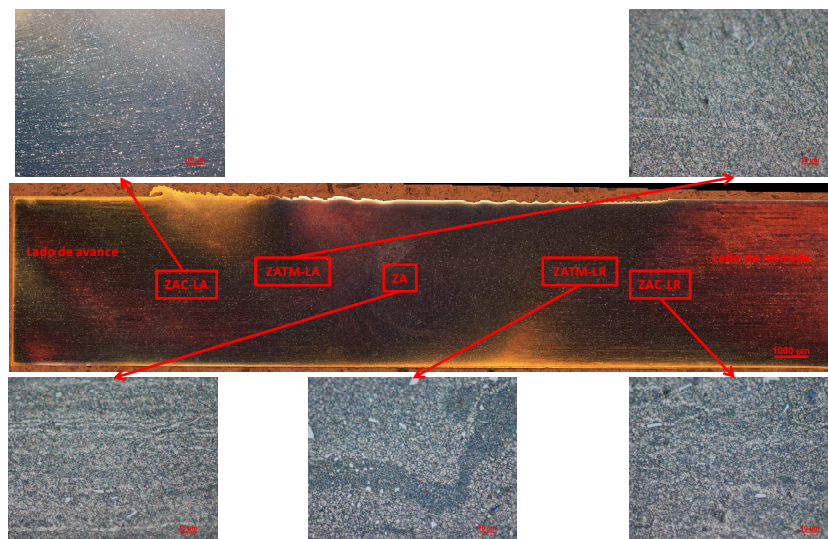
En la figura 5.5 se presentan las micrografías obtenidas por microscopía óptica de la sección transversal de las soldaduras obtenidas en estado de pulido, mientras que en las figuras 5.6 a 5.9 se muestra la sección transversal atacadas y con micrografías específicas de las diferentes zonas de la soldadura para las cuatro configuraciones de soldadura.



**Figura 5.5.** Sección transversal de las configuraciones a) C1, b) C2, c) C3 y d) C4 en estado de pulido



**Figura 5.6.** Sección transversal de la configuración C1 atacada, donde se aprecia la microestructura de las diferentes zonas de soldadura



**Figura 5.7.** Sección transversal de la configuración C2 en estado de ataque, donde se puede observar la microestructura de las diferentes zonas de soldadura

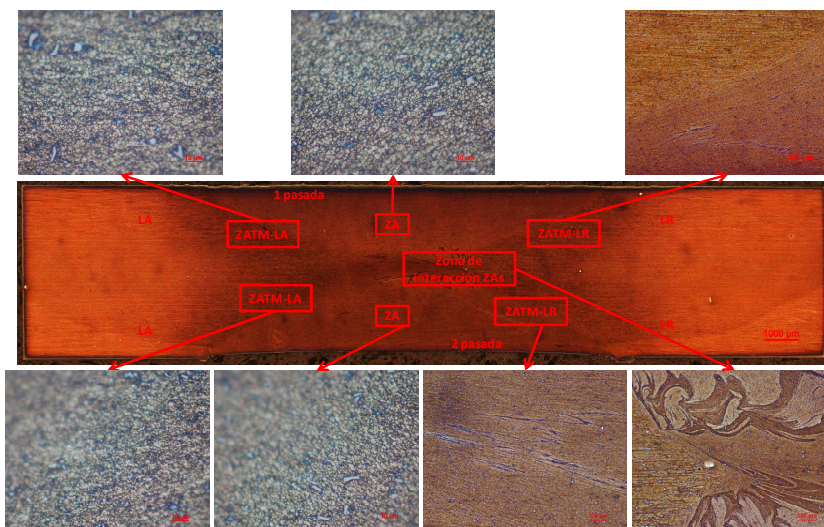


Figura 5.8. Sección transversal de la configuración C3 en estado de ataque, donde se puede observar la microestructura de las diferentes zonas de soldadura

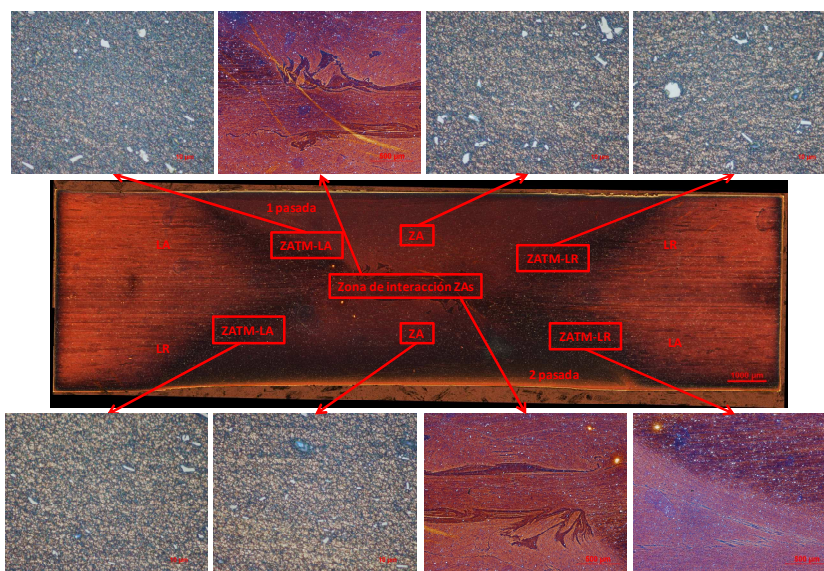
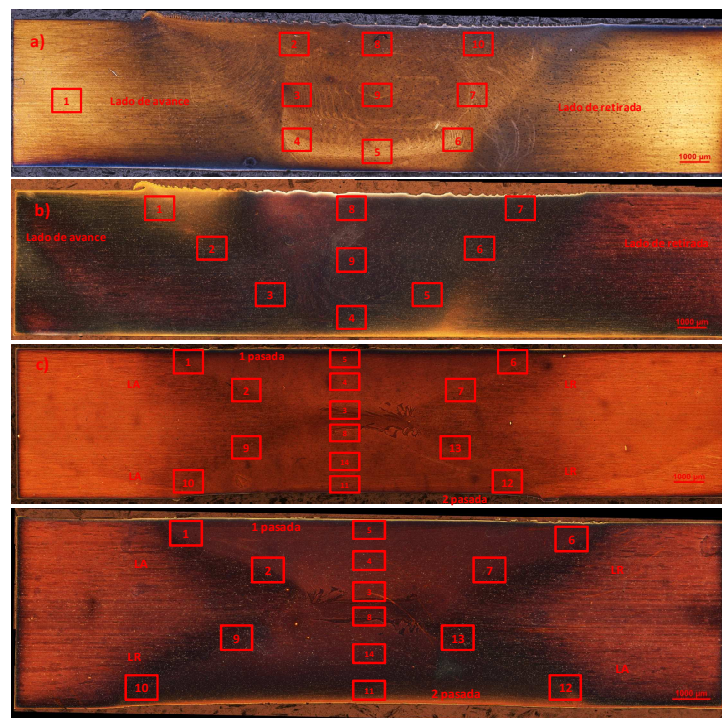


Figura 5.9. Sección transversal de la configuración C4 en estado de ataque, donde se puede observar la microestructura de las diferentes zonas de soldadura

Con microscopía óptica (MO) también se realizó la medición del tamaño de grano de la ZA para las diferentes configuraciones, según la norma ASTM E112-95(ASTM 1995b) y el método de conteo planimétrico. Se realizaron varias medidas dentro de la zona de agitación (ZA), ya que debido al perfil térmico entre la parte inferior, (afectada sólo por el pin y tiene menor temperatura) y la parte superior (afectada por el contacto con el hombro y tiene mayor temperatura), hay alguna diferencia en tamaño de grano. En la figura 5.10 se observa la cantidad y ubicación, dentro de la ZA, de las medidas de tamaño de grano realizadas y en las tablas los resultados obtenidos.



**Figura 5.10.** Mediciones de tamaño de grano realizadas en la ZA de las configuraciones de soldadura estudiadas en esta tesis: a) C1, b) C2, c) C3 y d) C4

En las tablas 5.4 a 5.7 se tienen los resultados obtenidos para cada configuración y en la tabla 5.8 se resumen los valores promedio de todas las zonas de agitación de las configuraciones estudiadas, donde observamos que la configuración C2 (condición fría) tiene un tamaño de grano menor que la configuración C1.

**Tabla 5.4.** Medición del tamaño de grano ASTM para la ZA de la configuración C1

Zona	Tamaño de grano ASTM Nº ASTM/(Diámetro de grano medio [ $\mu\text{m}$ ])	Zona	Tamaño de grano ASTM Nº ASTM/(Diámetro de grano medio [ $\mu\text{m}$ ])
1	6 (44.9)	7	14 (2.8)
2	13 (3.9)	8	13 (3.9)
3	14 (2.8)	9	14 (2.8)
4	14 (2.8)	10	14 (2.8)
5	14 (2.8)		
6	13 (3.9)		

**Tabla 5.5.** Medición del tamaño de grano ASTM para la ZA de la configuración C2

Zona	Tamaño de grano ASTM Nº ASTM/(Diámetro de grano medio [ $\mu\text{m}$ ])	Zona	Tamaño de grano ASTM Nº ASTM/(Diámetro de grano medio [ $\mu\text{m}$ ])
1	14 (2.8)	6	14 (2.8)
2	14 (2.8)	7	14 (2.8)
3	14 (2.8)	8	14 (2.8)
4	14 (2.8)	9	14 (2.8)
5	14 (2.8)		

**Tabla 5.6.** Medición del tamaño de grano ASTM para la ZA de la configuración C3

Zona	Tamaño de grano ASTM Nº ASTM/(Diámetro de grano medio [ $\mu\text{m}$ ])	Zona	Tamaño de grano ASTM Nº ASTM/(Diámetro de grano medio [ $\mu\text{m}$ ])
1	16 (1.4)	8	14 (2.8)
2	16 (1.4)	9	15 (2.0)
3	15 (2.0)	10	15 (2.0)
4	16 (1.4)	11	14 (2.8)
5	16 (1.4)	12	14 (2.8)
6	16 (1.4)	13	15 (2.0)
7	16 (1.4)	14	14 (2.8)



**Tabla 5.7.** Medición del tamaño de grano ASTM para la ZA de la configuración C4

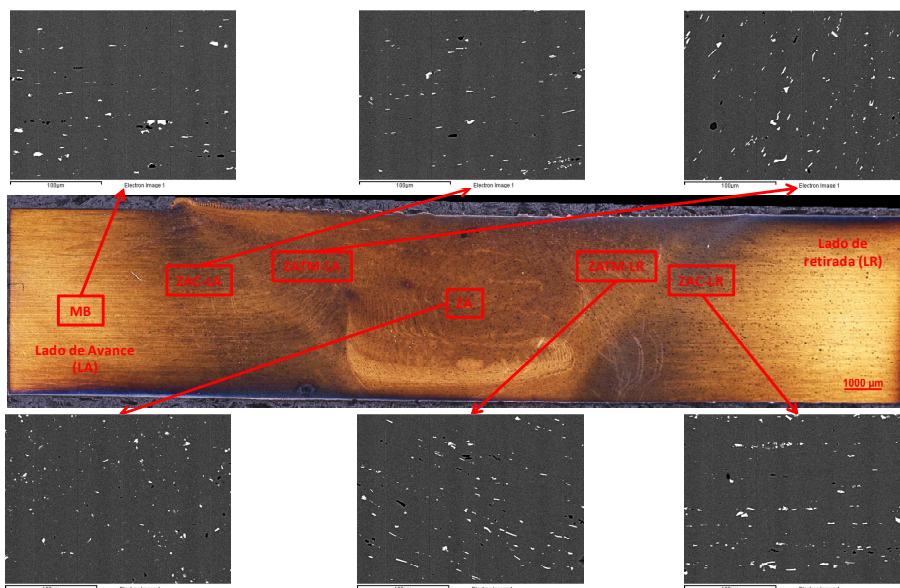
Zona	Tamaño de grano ASTM Nº ASTM/(Diámetro de grano medio [ $\mu\text{m}$ ])	Zona	Tamaño de grano ASTM Nº ASTM/(Diámetro de grano medio [ $\mu\text{m}$ ])
1	15 (2.0)	8	16 (1.4)
2	15 (2.0)	9	15 (2.0)
3	15 (2.0)	10	15 (2.0)
4	15 (2.0)	11	15 (2.0)
5	16 (1.4)	12	16 (1.4)
6	15 (2.0)	13	15 (2.0)
7	15 (2.0)	14	15 (2.0)

**Tabla 5.8.** Tamaño de grano ASTM promedio en las ZAs de todas las configuraciones

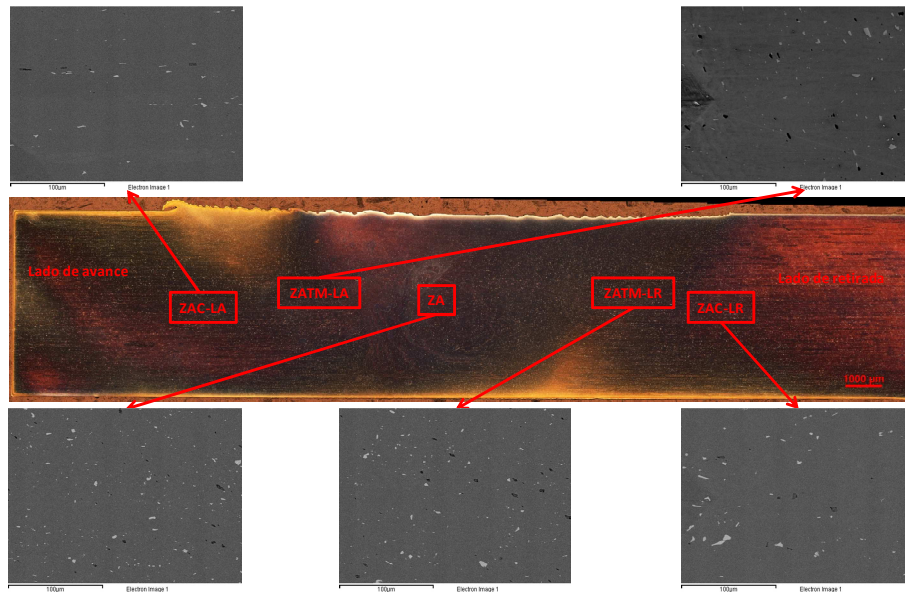
Configuración de soldadura		Tamaño de grano medio de la zona de batido [ $\mu\text{m}$ ]
Metal base (MB)		44.2
Configuración C1		3.2
Configuración C2		2.8
Configuración C3	1 pasada	1.5
	2 pasada	2.4
Configuración C4	1 pasada	1.6
	2 pasada	2.0

### 5.2.2.2. Resultados obtenidos de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

Las imágenes SEM de las figuras 5.11 y 5.12 son obtenidas de electrones secundarios (SE) y electrones retrodispersados (BSE). Para todas las configuraciones de soldadura, debido al proceso de agitación, los precipitados endurecedores van disminuyendo su tamaño desde el MB hacia la ZA, hasta disolverse en la ZA por efecto de la temperatura alcanzada. Las temperaturas experimentadas en la ZATM son lo suficientemente importantes como para disolver los precipitados endurecedores en el área cercana a la ZA y engrosarlos cerca de la ZAC, causando una disminución significativa de la resistencia.



**Figura 5.11.** Imágenes de MEB para la configuración C1 en las diferentes zonas de soldadura



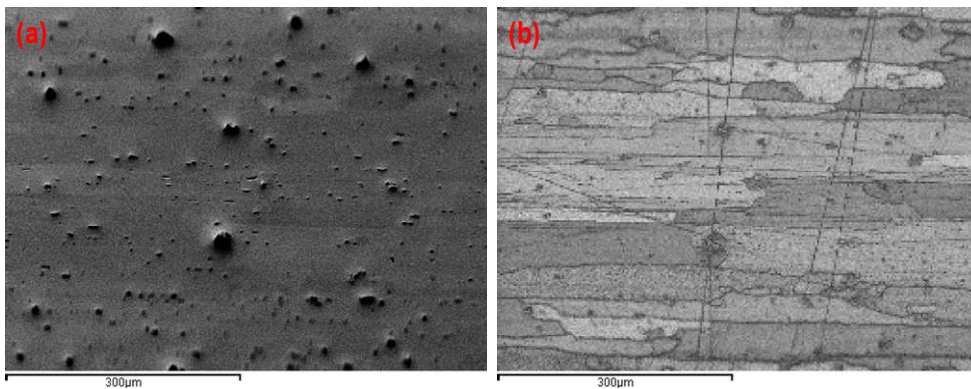
**Figura 5.12.** Imágenes de MEB para la configuración C2 en las diferentes zonas de soldadura

### 5.2.2.3. Resultados obtenidos de Difracción de Electrones Retrodispersados (EBSD)

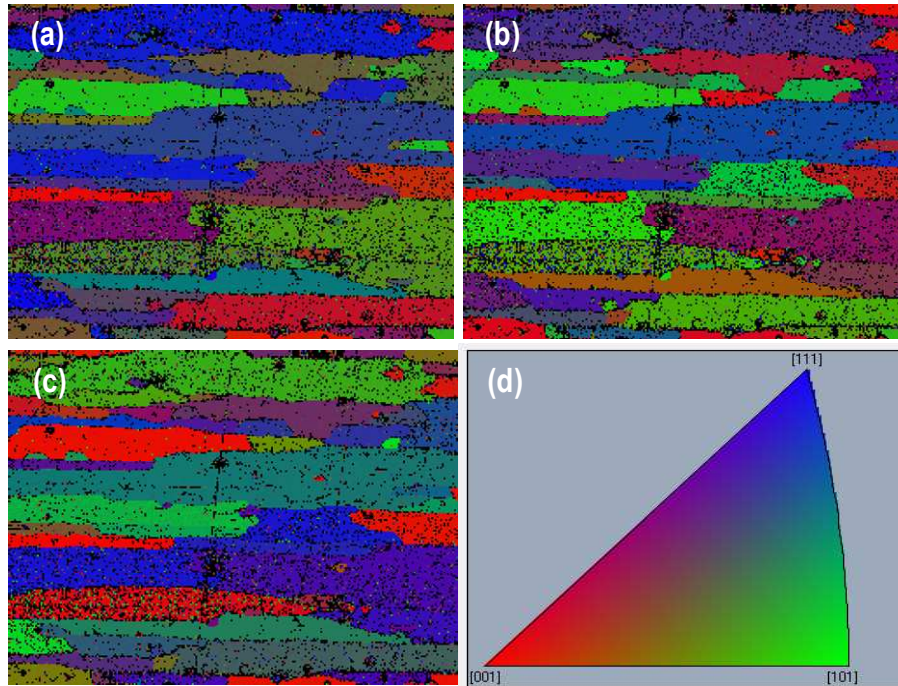
El principal objetivo del uso de esta técnica es el estudiar la orientación cristalina del material, y determinar la existencia de texturas cristalográficas, comparando el material base (MB) con las zonas de la soldadura (ZAC, ZATM y ZA) y también entre ellas mismas. El estudio de la textura del material resulta de gran interés ya que influye en gran medida en las propiedades mecánicas del material. El hecho de alterar la textura propia de un material laminado, orientación paralela a la dirección de laminación, influye en el comportamiento de la unión soldada. El estudio se completa con la caracterización de fronteras de grano, especialmente el estudio de la desorientación (ángulo de giro de un eje común a ambos granos) y los límites de grano especiales según el modelo para materiales cúbicos de la red de sitios

coincidentes (CSL) que también tiene influencia en el comportamiento mecánico del sistema.

En primer lugar se muestra la imagen electrónica (Figura 5.13a) y la imagen de calidad (Figura 5.13b) obtenido para el metal base (MB) junto con los mapas de orientación cristalina correspondientes (Figura 5.14), para analizar la orientación cristalina del metal base y poder compararlas con el efecto de la soldadura sobre la misma. En los mapas de orientación cristalina (Figura 5.14) las distintas coloraciones representan la orientación del cristal según tres direcciones de referencia (índices de Milller), de modo que el color rojo representa la dirección  $[0\ 0\ 1]$ , el verde corresponde a la dirección  $[1\ 0\ 1]$  y el azul a la  $[1\ 1\ 1]$ .

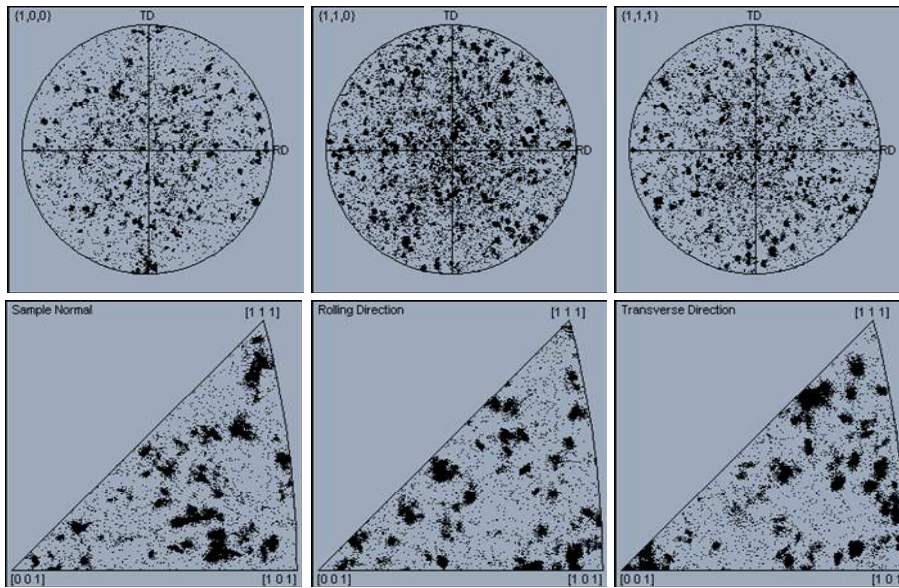


**Figura 5.13.** (a) Imagen electrónica del metal base (MB), (b) Mapa de calidad del MB



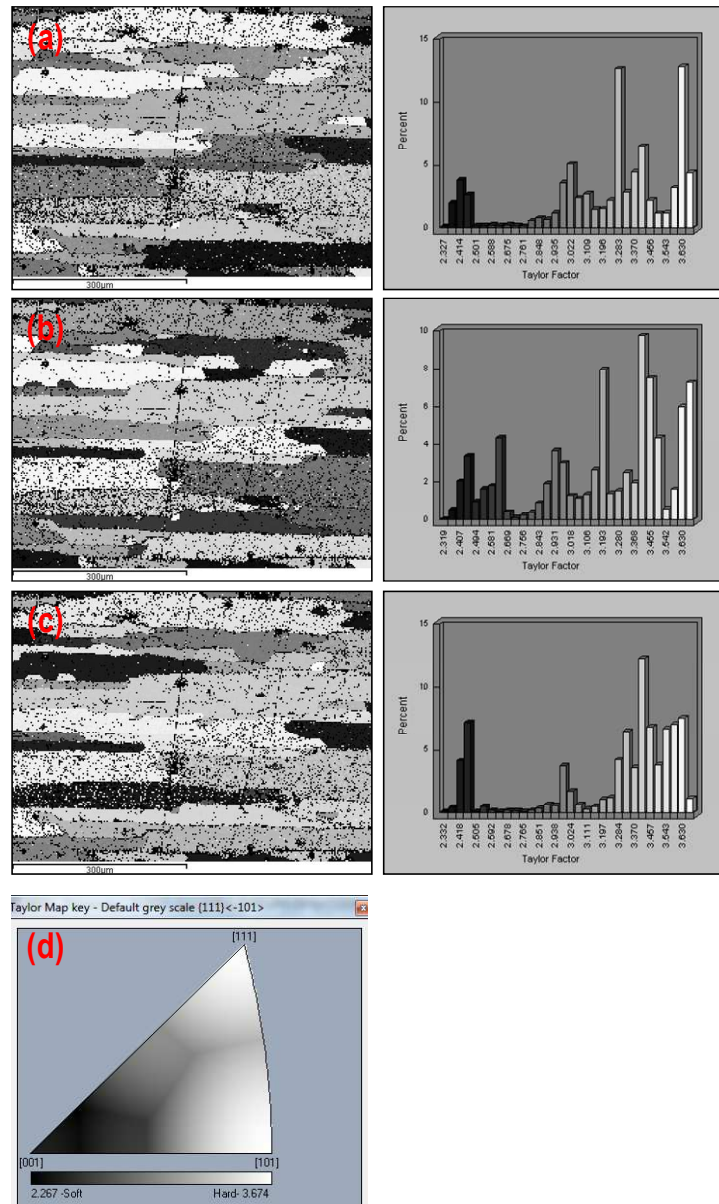
**Figura 5.14.** Mapas de orientación cristalina en las tres direcciones de análisis para el MB: (a) Dirección normal, (b) Dirección de soldadura, (c) Dirección transversal y (d) Patrones de orientación

En la figura 5.15 se presentan las figuras de polos directas y las figuras de polos inversas de la sección de metal base (MB).



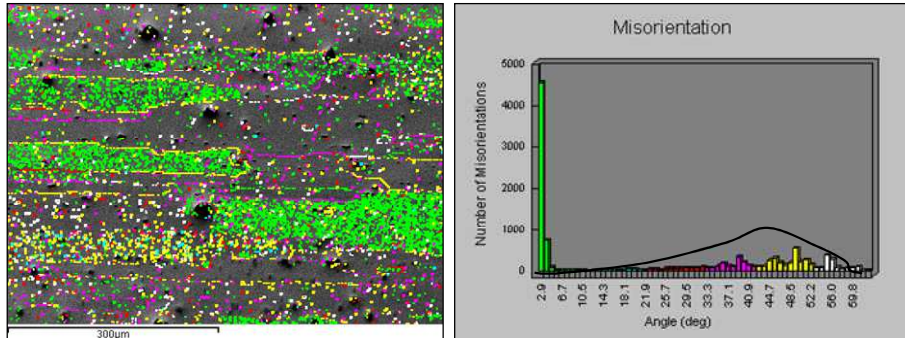
**Figura 5.15.** Figuras de polos directas (arriba) e inversas (abajo) según tres direcciones de referencia (índices de Miller) para el MB

En las figuras de polos inversa se observa una cierta textura, marcada principalmente por el proceso de conformado del material, aunque no se observa la fuerte textura de lámina típica de estos materiales, debido posiblemente a los tratamientos térmicos a los que ha sido sometido tras el laminado. En la figura 5.16 se presenta el análisis del factor de Taylor para el metal base (MB) en las tres direcciones de trabajo (Dirección normal, Dirección de soldadura y Dirección transversal).



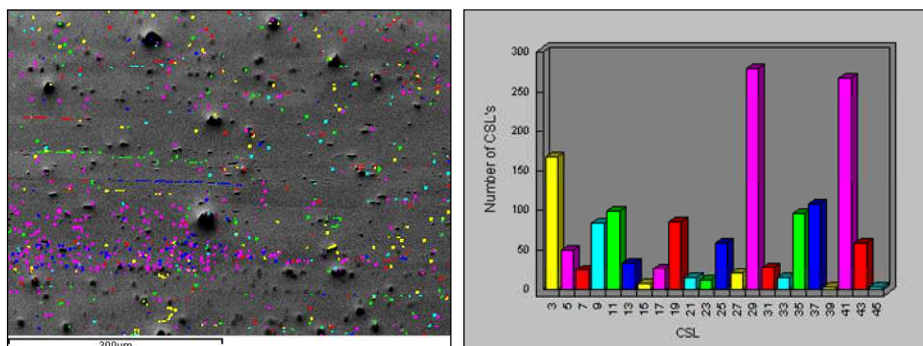
**Figura 5.16.** Factor de Taylor para el metal base (MB) en las tres direcciones de análisis con sus respectivos histogramas: (a) Dirección normal, (b) Dirección de soldeo, (c) Dirección transversal y (d) Patrón de orientación

En la figura 5.17 se presentan la caracterización de las fronteras de grano del metal base, en ella se muestra la desorientación de los granos y con una línea continua negra se ha representado la distribución de Mackenzie (Mackenzie 1958), correspondiente a una la distribución al azar en un sistema cúbico cristalino.



**Figura 5.17.** Caracterización de fronteras de grano del metal base: Desorientación y su correspondiente histograma

Los sitios de coincidencia de la red (CSLs) de gran orden,  $\Sigma 29$  y  $\Sigma 41$  son de carácter predominante y están asociados con desorientaciones comprendidas entre 42 y 52° como se ve en la figura 5.18.

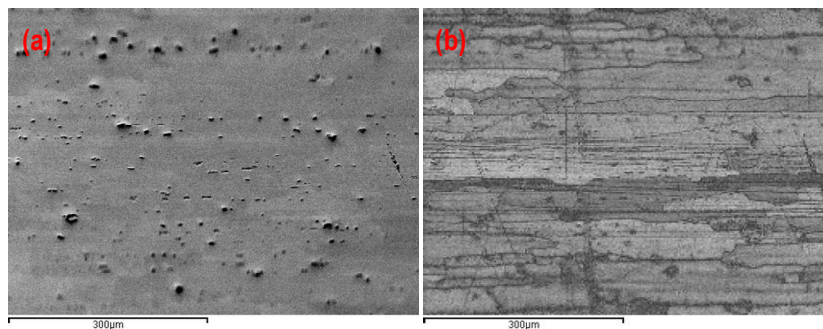


**Figura 5.18.** Mapa de CSL's (izquierda) e histograma de CSL's (derecha) para el metal base (MB)

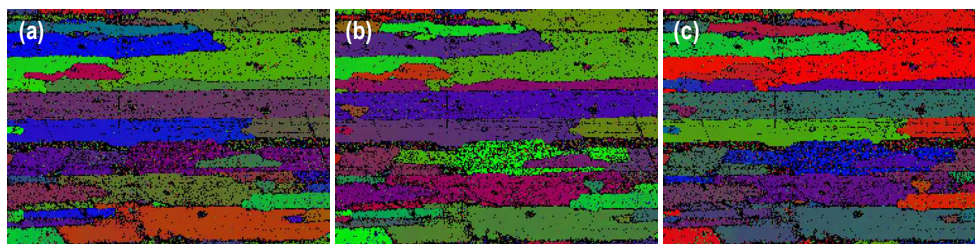


A continuación se presentan los resultados del análisis de orientación cristalina obtenidos para la configuración C2, donde se estudian las distintas zonas desde el centro del cordón de soldadura, es decir la ZA, pasando por la zona afectada termomecánicamente (ZATM) y posteriormente la zona afectada por el calor (ZAC).

En la figura 5.19 se observa la imagen electrónica (Figura 5.19a) y la imagen de calidad (Figura 5.19b) de la ZAC (Lado de Avance) para la configuración C2 y los mapas de orientación cristalina correspondientes en la Figura 5.20.

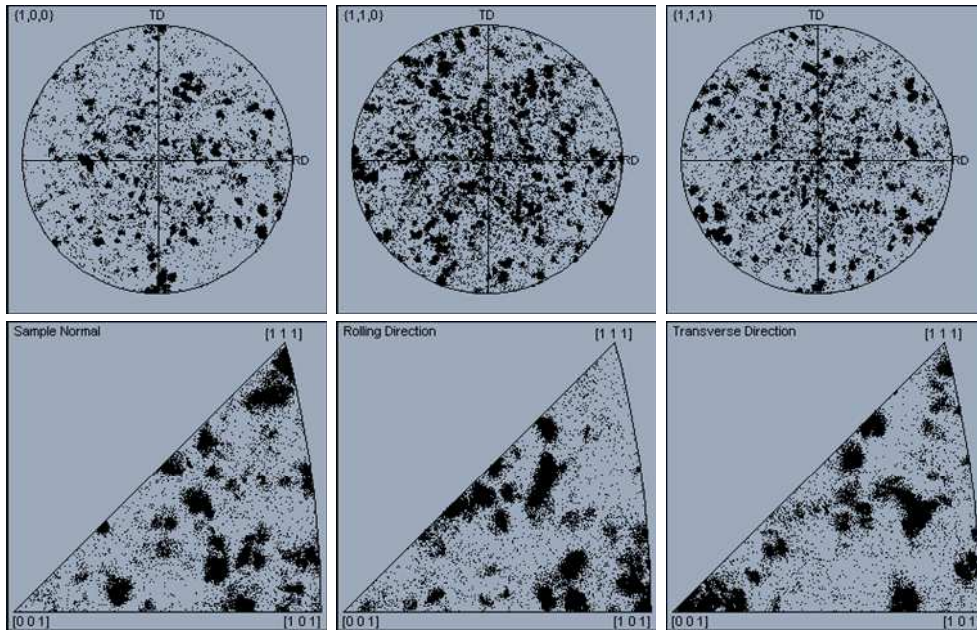


**Figura 5.19.** (a) Imagen electrónica y (b) Mapa de calidad de la ZAC-LA para la configuración C2



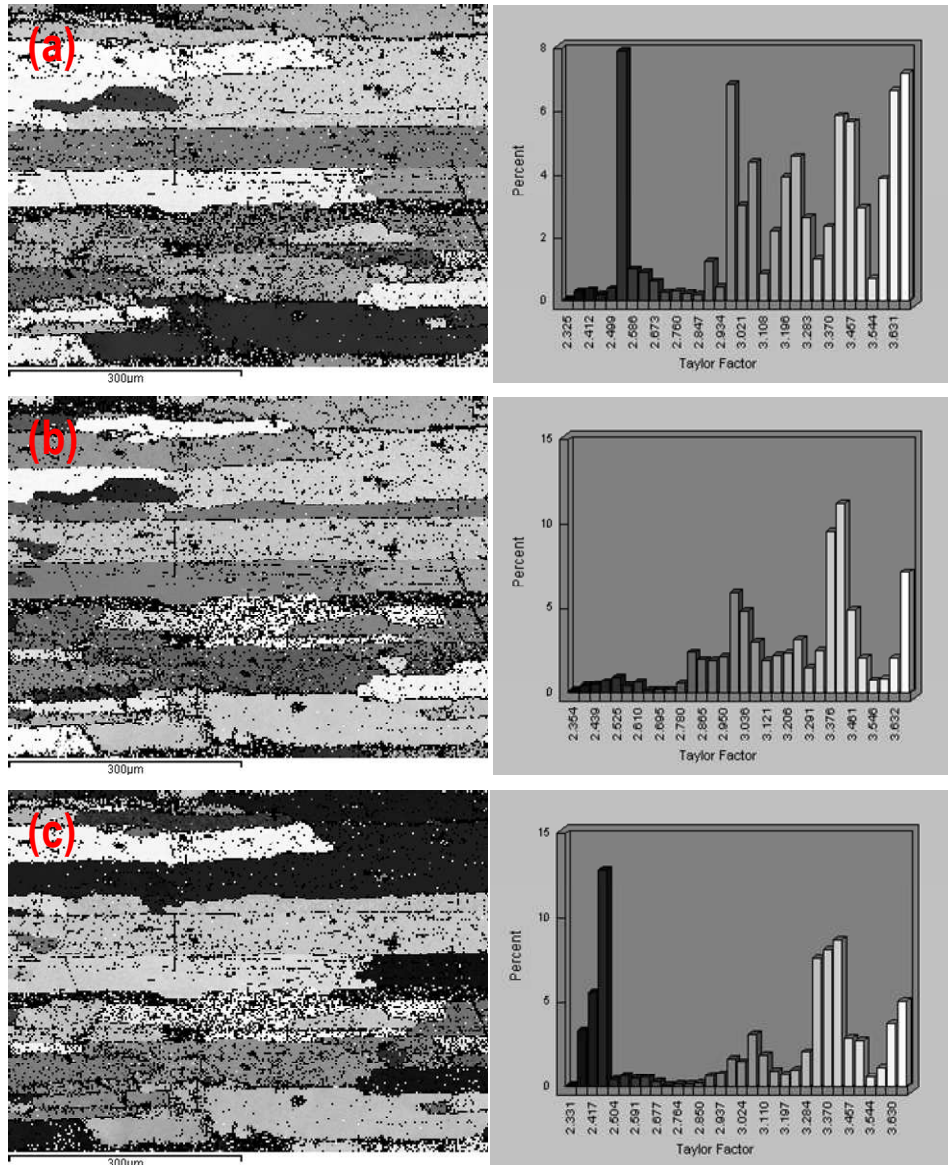
**Figura 5.20.** Mapas de orientación cristalina en las tres direcciones de análisis de la ZAC-LA para la configuración C2: (a) Dirección normal, (b) Dirección de soldeo, (c) Dirección transversal

En la figura 5.21 se presentan las figuras de polos directas y las figuras de polos inversas de la ZAC-LA para la configuración C2.



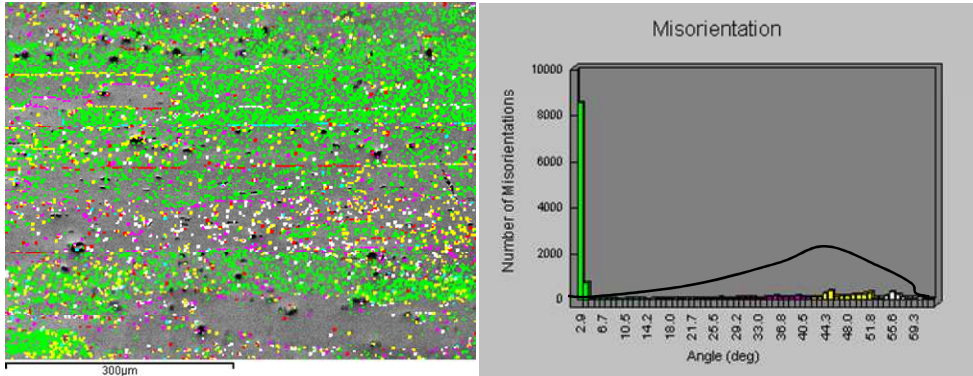
**Figura 5.21.** Figuras de polos directas (arriba) e inversas (abajo) según tres direcciones de referencia (índices de Miller) en la ZAC-LA para la configuración de soldadura C2.

En la figura 5.22 se presenta el análisis del factor de Taylor en la ZAC-LA para la configuración de soldadura C2 en las tres direcciones de trabajo (Dirección normal, Dirección de soldeo, Dirección transversal).

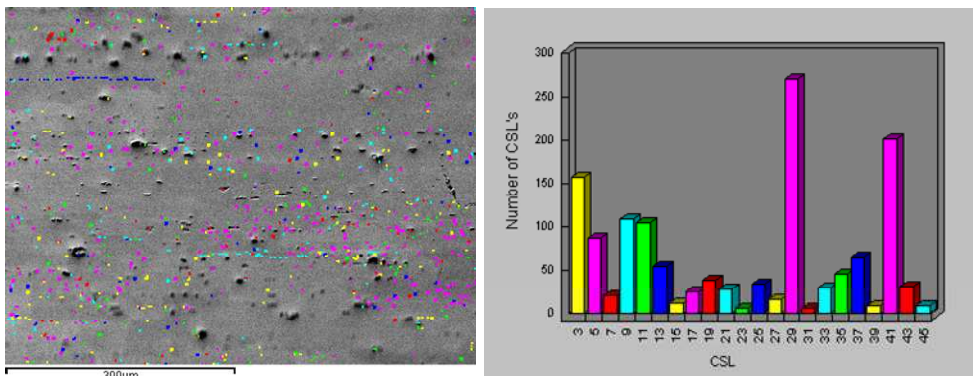


**Figura 5.22.** Factor de Taylor en las tres direcciones de análisis con sus respectivos histogramas en la ZAC-LA para la configuración de soldadura C2: (a) Dirección normal, (b) Dirección de soldeo, (c) Dirección transversal

En la figura 5.23 se presentan la desorientación de los granos y con una línea continua negra se ha representado la distribución de Mackenzie (Mackenzie 1958), correspondiente a una la distribución al azar en un sistema cúbico cristalino. En la figura 5.24 los sitios de coincidencia de la red (CSLs) en la ZAC-LA de la configuración de soldadura C2.

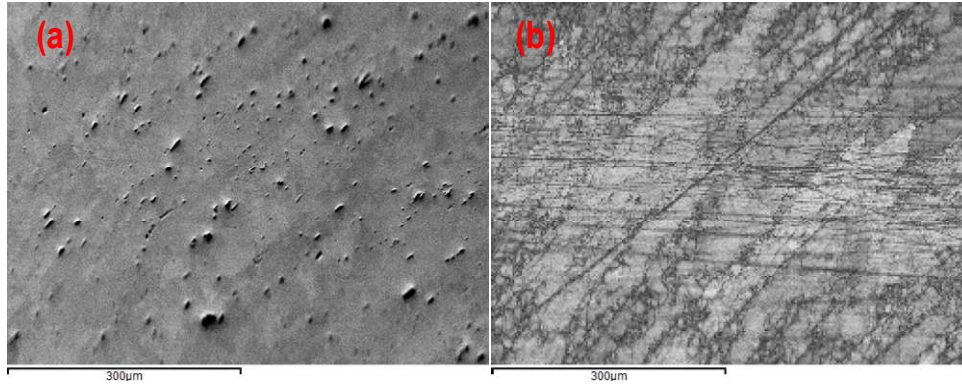


**Figura 5.23.** Desorientación de los granos en la ZAC-LA, configuración C2

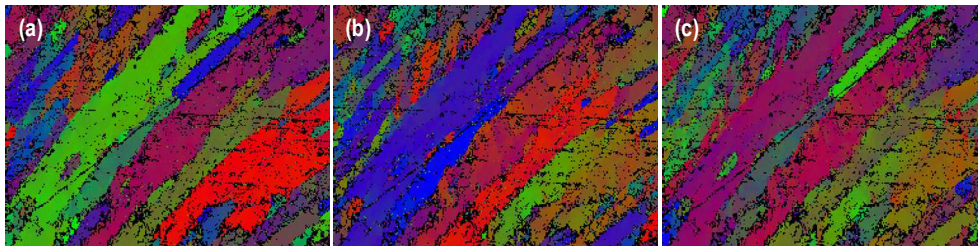


**Figura 5.24.** Mapa de CSL's (izquierda) e histograma de CSL's (derecha) para la ZAC-LA, configuración C2

En la figura 5.25 tenemos la imagen electrónica (Figura 5.25a) y la imagen de calidad (Figura 5.25b) de la ZATM (Lado de Avance) para la configuración C2 y los mapas de orientación cristalina correspondientes en la Figura 5.26.

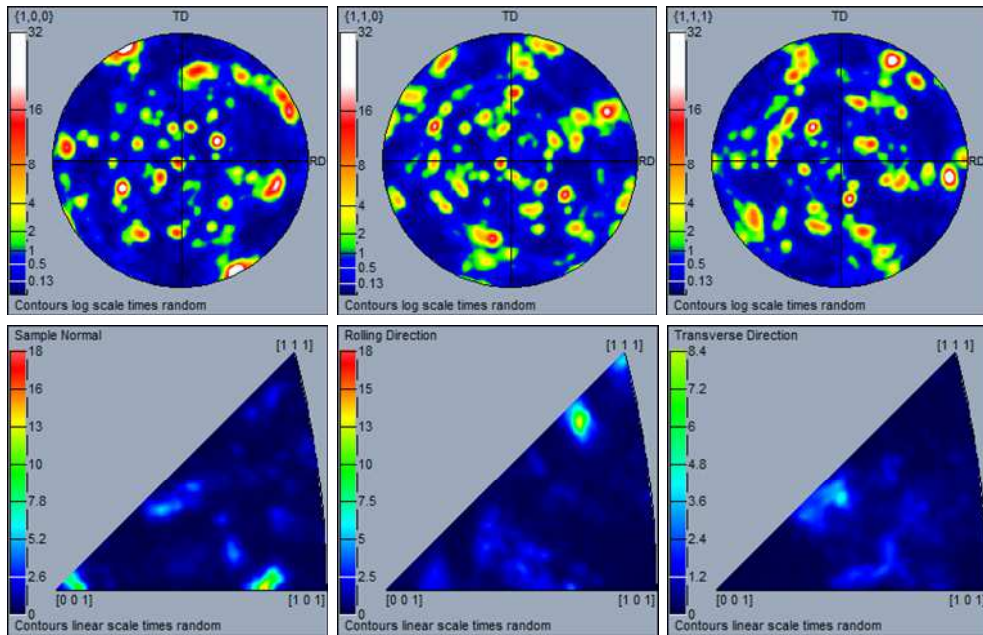


**Figura 5.25.** (a) Imagen electrónica y (b) Mapa de calidad de la ZATM-LA para la configuración C2



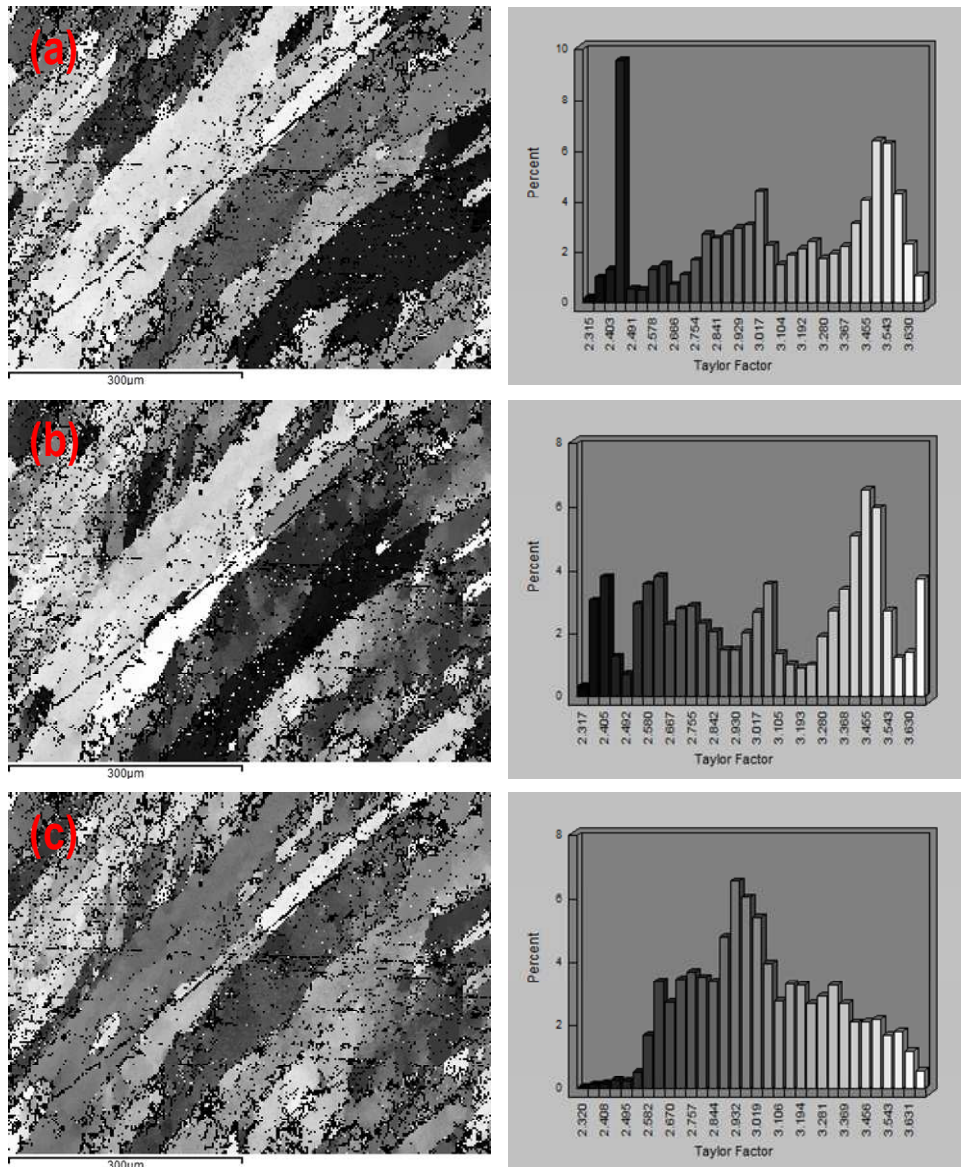
**Figura 5.26.** Mapas de orientación cristalina en las tres direcciones de análisis de la ZATM-LA para la configuración C2: (a) Dirección normal, (b) Dirección de soldeo, (c) Dirección transversal

En la figura 5.27 se presentan las figuras de polos directas y las figuras de polos inversas de la ZATM-LA para la configuración C2.



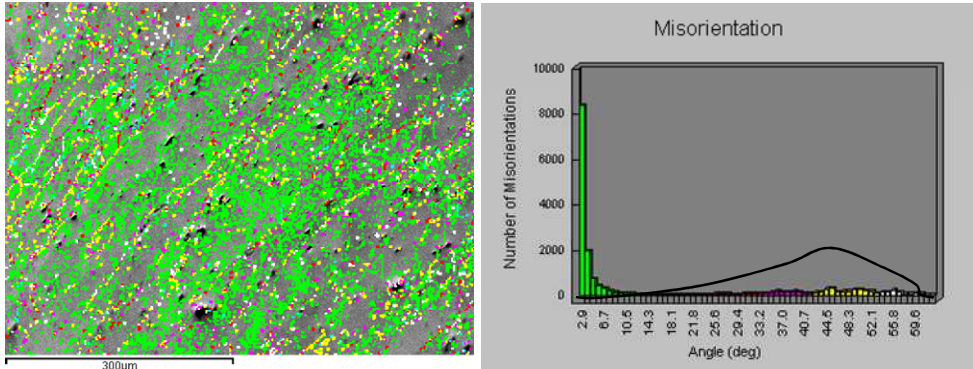
**Figura 5.27.** Figuras de polos directa (arriba) e inversas (abajo) según tres direcciones de referencia (índices de Milller) en la ZATM-LA para la configuración de soldadura C2.

En la figura 5.28 se presenta el análisis del factor de Taylor en la ZATM-LA para la configuración de soldadura C2 en las tres direcciones de trabajo (Dirección normal, Dirección de soldeo y Dirección transversal).

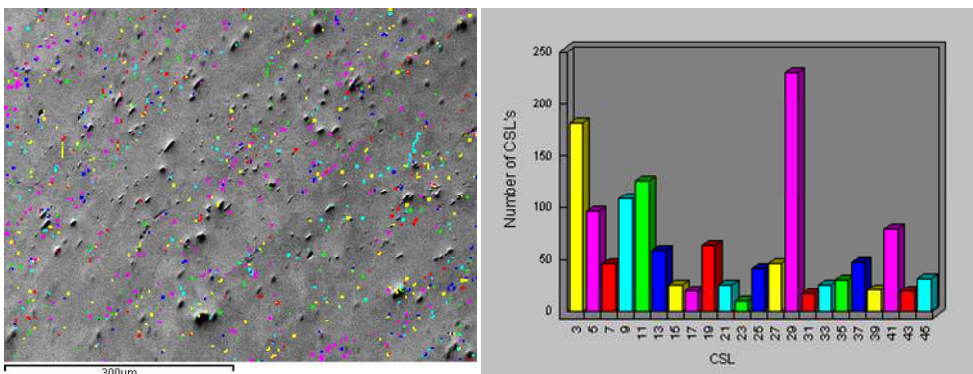


**Figura 5.28.** Factor de Taylor en la ZATM-LA para la configuración de soldadura C2: (a) Dirección normal, (b) Dirección de soldeo y (c) Dirección transversal

En la figura 5.29 se presentan la desorientación de los granos y con una línea continua negra se ha representado la distribución de Mackenzie (Mackenzie 1958), correspondiente a una la distribución al azar en un sistema cúbico cristalino. En la figura 5.30 los sitios de coincidencia de la red (CSLs) en la ZATM-LA de la configuración de soldadura C2.



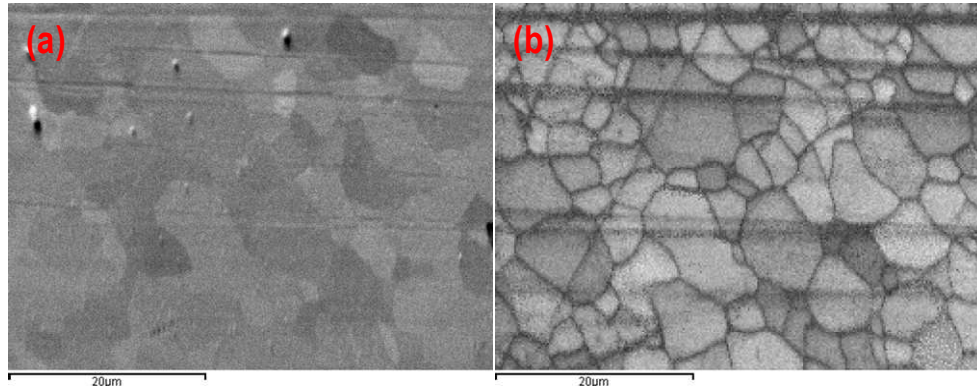
**Figura 5.29.** Desorientación de los granos en la ZATM-LA, configuración C2



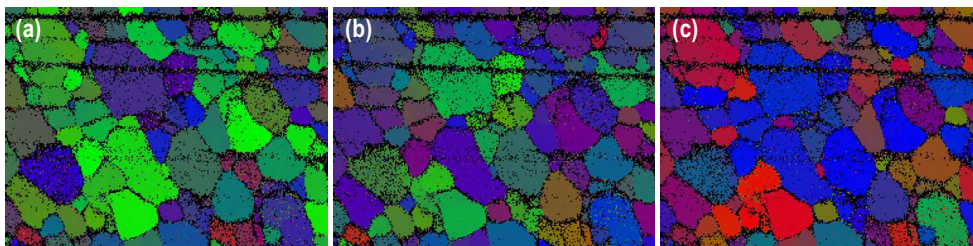
**Figura 5.30.** Mapa de CSL's (izquierda) e histograma de CSL's (derecha) para la ZATM-LA, configuración C2



En la figura 5.31 tenemos la imagen electrónica (Figura 5.31a) y la imagen de calidad (Figura 5.31b) de la zona de agitación (ZA) para la configuración C2 y los mapas de orientación cristalina correspondientes en la Figura 5.32.

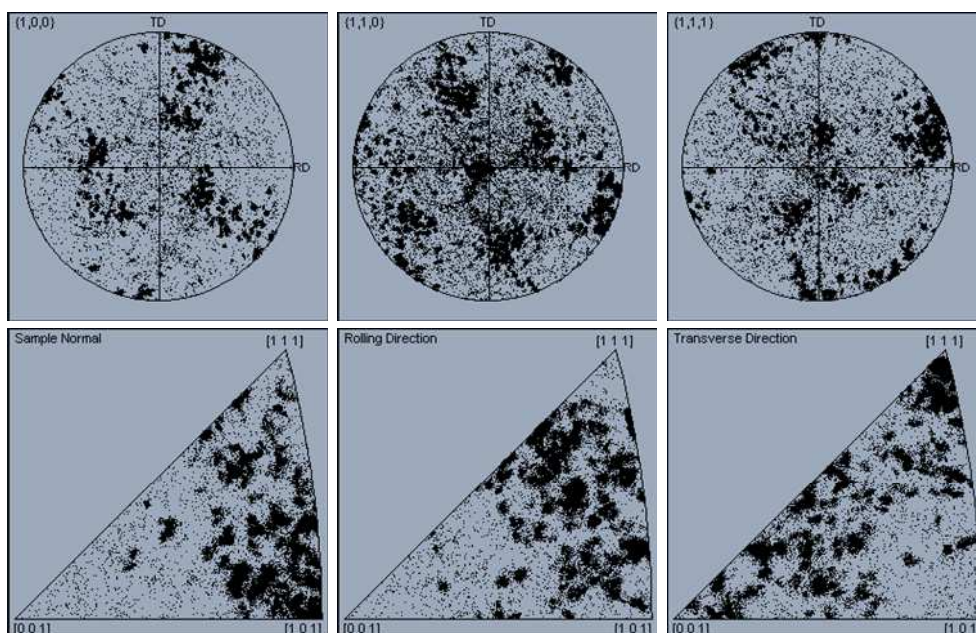


**Figura 5.31.** (a) Imagen electrónica y (b) Mapa de calidad de la ZA para la configuración C2



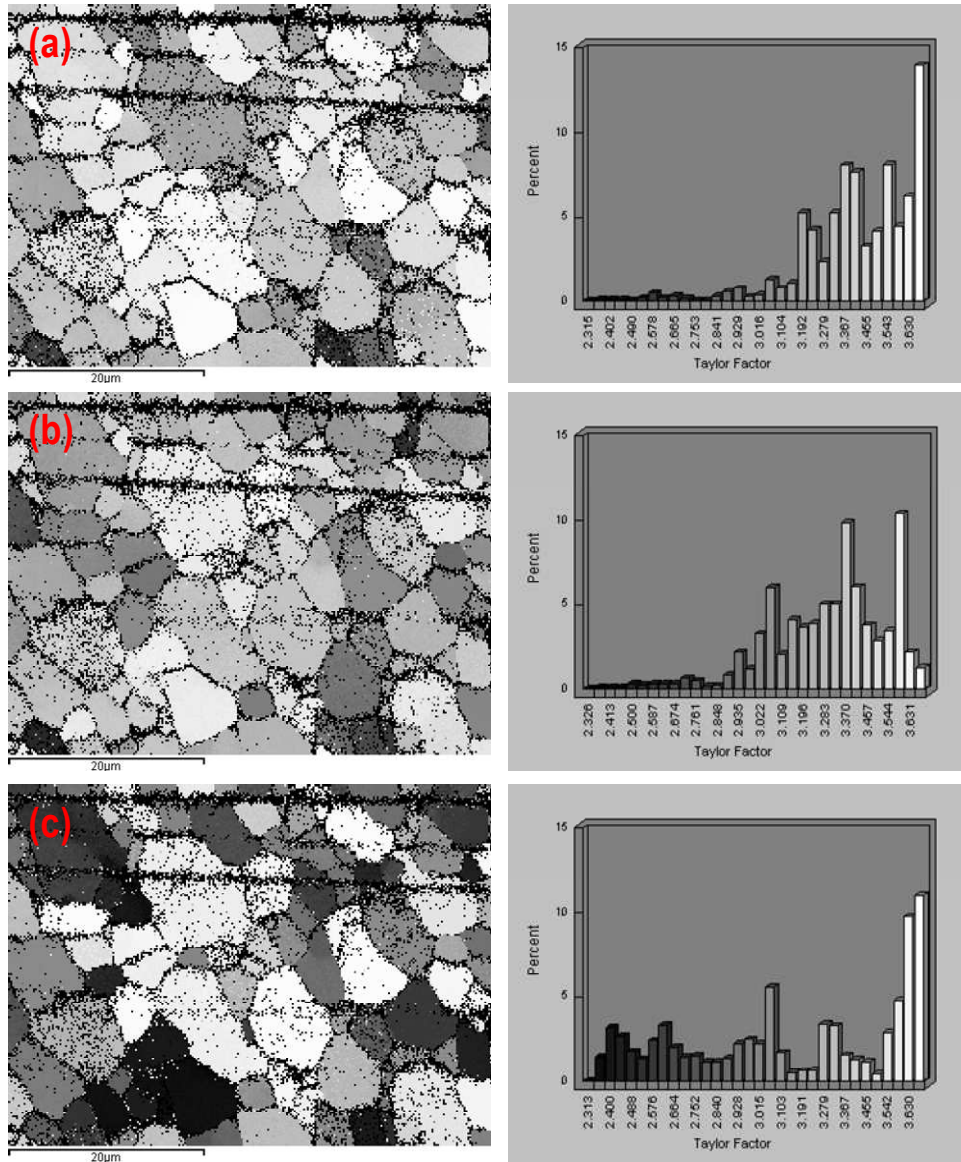
**Figura 5.32.** Mapas de orientación cristalina en las tres direcciones de análisis de la ZA para la configuración C2: (a) Dirección normal, (b) Dirección de soldeo y (c) Dirección transversal

En la figura 5.33 se presentan las figuras de polos directas y las figuras de polos inversas de la ZA para la configuración C2.



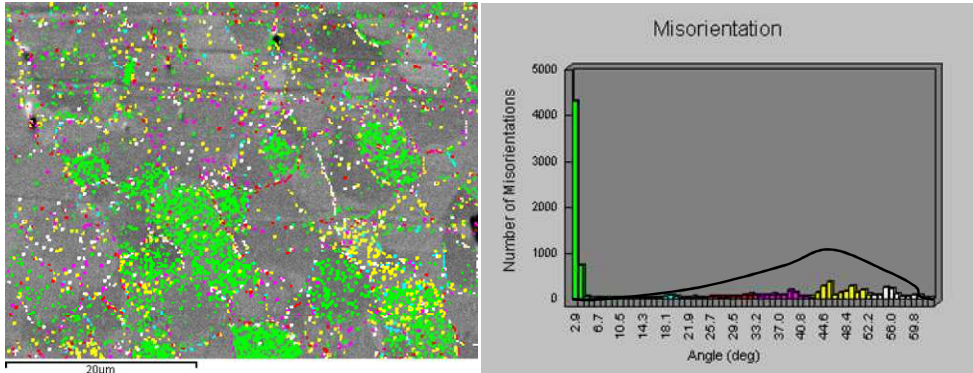
**Figura 5.33.** Figuras de polos directas (arriba) e inversas (abajo) según tres direcciones de referencia (índices de Miller) en la ZA para la configuración de soldadura C2.

En la figura 5.34 se presenta el análisis del factor de Taylor en la ZA para la configuración de soldadura C2 en las tres direcciones de trabajo (Dirección normal, Dirección de soldeo y Dirección transversal).

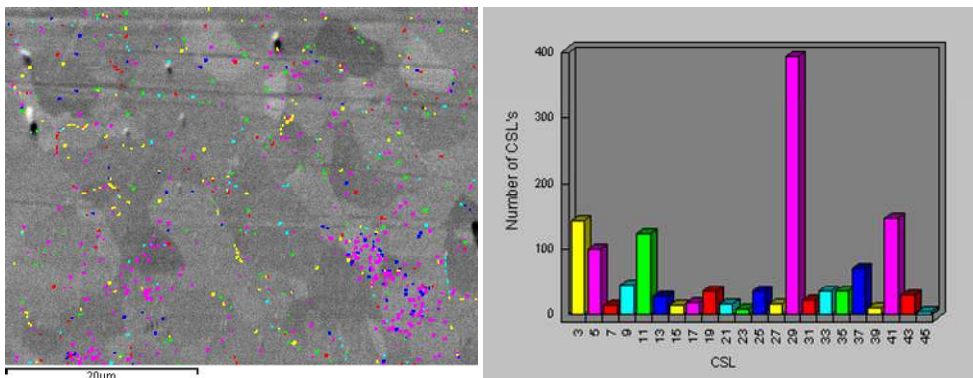


**Figura 5.34.** Factor de Taylor en la ZA para la configuración de soldadura C2: (a) Dirección normal, (b) Dirección de soldeo y (c) Dirección transversal.

En la figura 5.35 se presentan la desorientación de los granos y con una línea continua negra se ha representado la distribución de Mackenzie (Mackenzie 1958), correspondiente a una la distribución al azar en un sistema cúbico cristalino. En la figura 5.36 los sitios de coincidencia de la red (CSLs) en la ZATM-LA de la configuración de soldadura C2.



**Figura 5.35.** Desorientación de los granos en la ZA, configuración C2

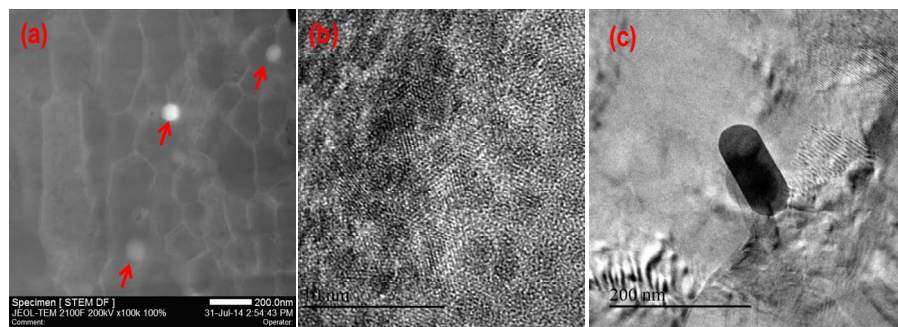


**Figura 5.36.** Mapa de CSL's (izquierda) e histograma de CSL's (derecha) para la ZA, configuración C2

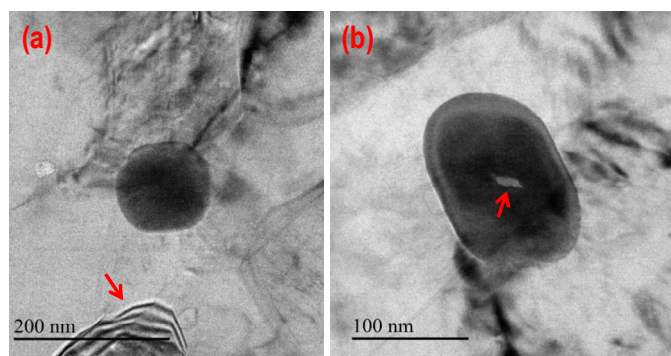
#### 5.2.2.4. Resultados obtenidos de Microscopía Electrónica de Transmisión (MET)

Las imágenes de la subestructura obtenidas por esta técnica se pueden observar límites de subgranos, morfología de precipitados, dislocaciones y diferentes fases que componen las diferentes zonas de las soldaduras.

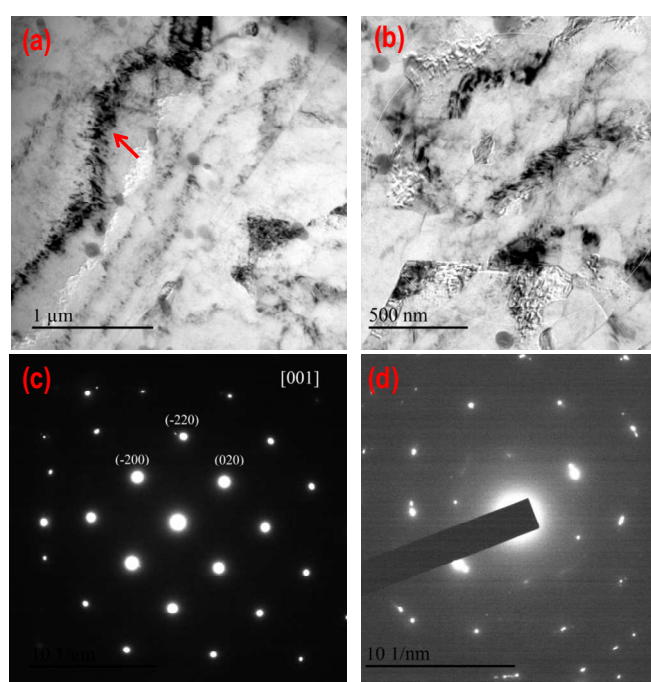
Las figura 5.37, 5.38 y 5.39 muestra las imágenes de MET para el MB y las diferentes zonas de soldadura de la configuración C2 por el lado de avance. Estas imágenes están tomadas a lo largo de la dirección [001]. La ausencia de puntos/manchas de difracción adicionales en el patrón SAD del MB (figura 5.39(c)), implica que las partículas finas/clústeres de soluto en el MB son coherentes con la matriz  $\alpha$ -Al (Murayama y Hono 1999) y está en concordancia con la observación hecha por Heinz y Skrotzki (Heinz y Skrotzki 2002).



**Figura 5.37.** (a) Imagen STEM donde se observan dispersoides en los granos y límites de grano (flechas rojas), (b) Imagen HRTEM de los precipitados en forma de aguja fina, (c) grandes partículas insolubles.



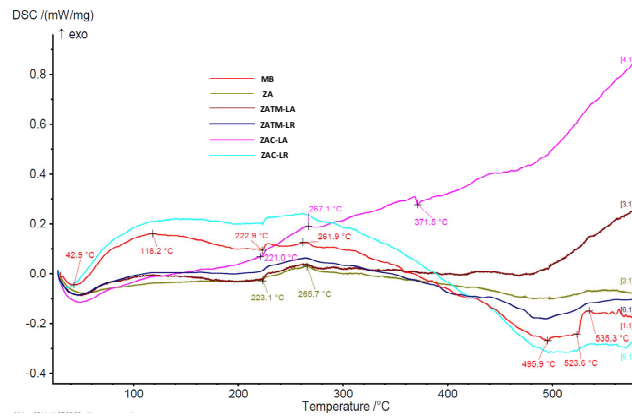
**Figura 5.38.** Imágenes de MET para la ZA del LA en la configuración C2: (a) dislocaciones estaban inmobilizadas por los dispersoides, (b) dislocaciones apiladas (*pile up*) y clavadas (*pinned*) por los dispersoides gruesos



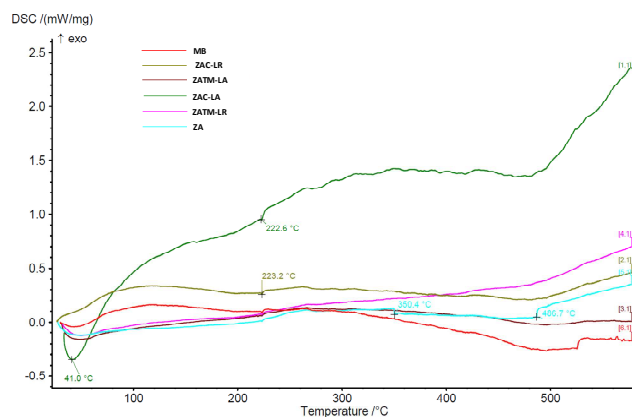
**Figura 5.39.** Imágenes de MET para la ZATM (a) y ZAC (b) del LA en la configuración C2 donde se observan subestructura y las paredes de dislocación más densas, (c) y (d) patrón SAD del MB

### 5.3. ANÁLISIS TÉRMICO DE LAS UNIONES SOLDADAS

En las figuras 5.40 a 5.45 se observan las curvas DSC para las cuatro configuraciones y las diferentes zonas de soldadura, donde se presentan fenómenos de disolución, precipitación y re-precipitación a diferentes temperaturas, dependiendo de la zona de soldadura y configuración.



**Figura 5.40.** Curvas DSC de las diferentes zonas de soldadura para la configuración C1



**Figura 5.41.** Curvas DSC de las diferentes zonas de soldadura para la configuración C2

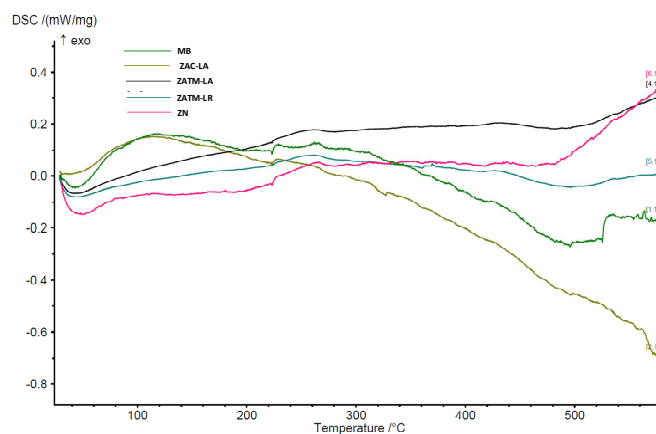


Figura 5.42. Curvas DSC de las diferentes zonas de soldadura para la 1<sup>ra</sup> pasada en la configuración C3

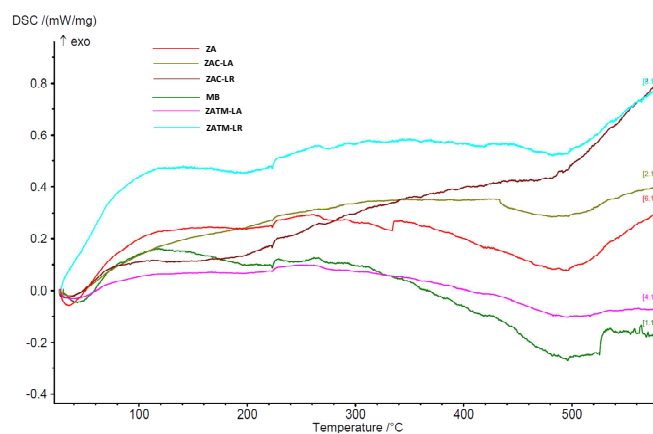


Figura 5.43. Curvas DSC de las diferentes zonas de soldadura para la 2<sup>da</sup> pasada en la configuración C3



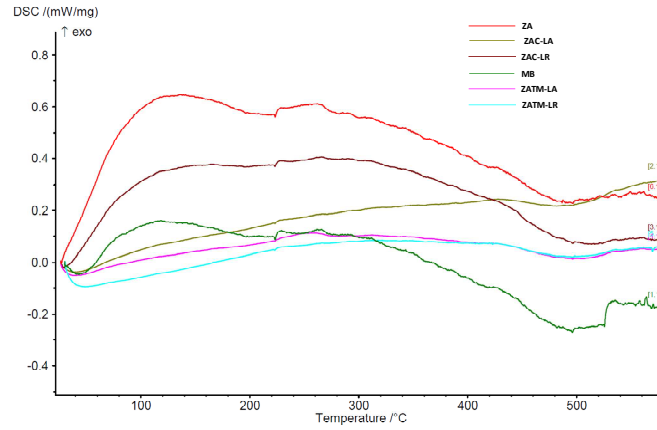


Figura 5.44. Curvas DSC de las diferentes zonas de soldadura para la 1<sup>ra</sup> pasada en la configuración C4

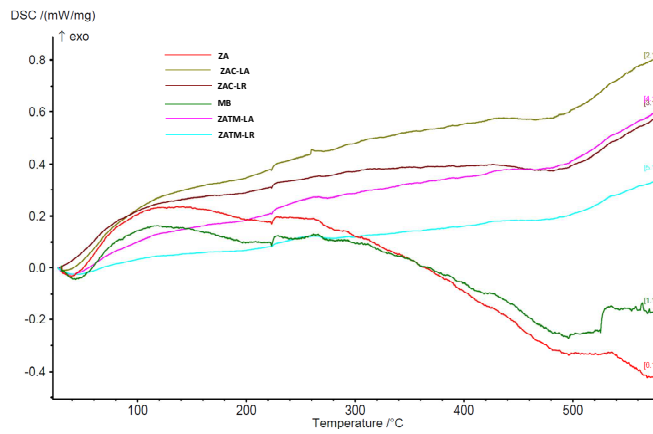
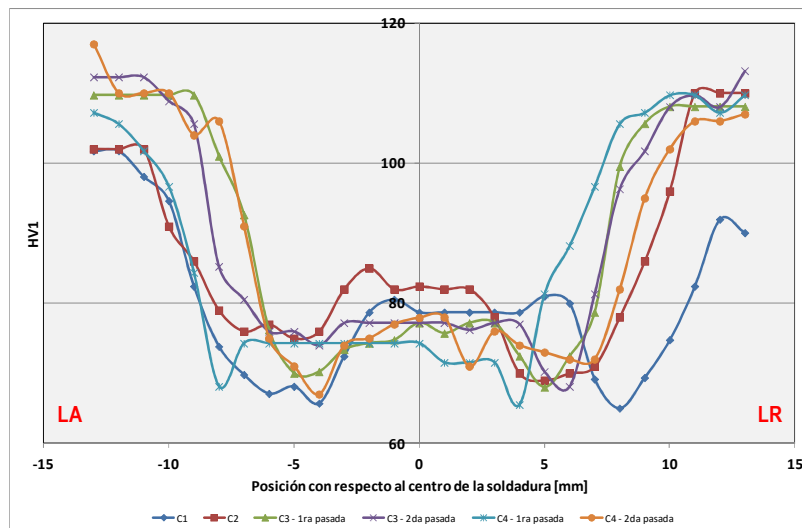


Figura 5.45. Curvas DSC de las diferentes zonas de soldadura para la 2<sup>da</sup> pasada en la configuración C4

## 5.4. ANÁLISIS DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS UNIONES SOLDADAS

### 5.4.1. Microdureza

Los perfiles de microdureza de las diferentes configuraciones FSW estudiadas se midieron en las secciones transversales con el fin de evaluar el comportamiento del material en función de los diferentes parámetros de soldadura. En la figura 5.46 se tienen los barridos de microdureza realizados y éstos siguen un comportamiento similar en todas las configuraciones. Las figuras 5.47 y 5.48 muestran los barridos específicos de microdureza realizados en las configuraciones C3 y C4, respectivamente.



**Figura 5.46.** Barrido de microdureza en las configuraciones de soldadura estudiadas

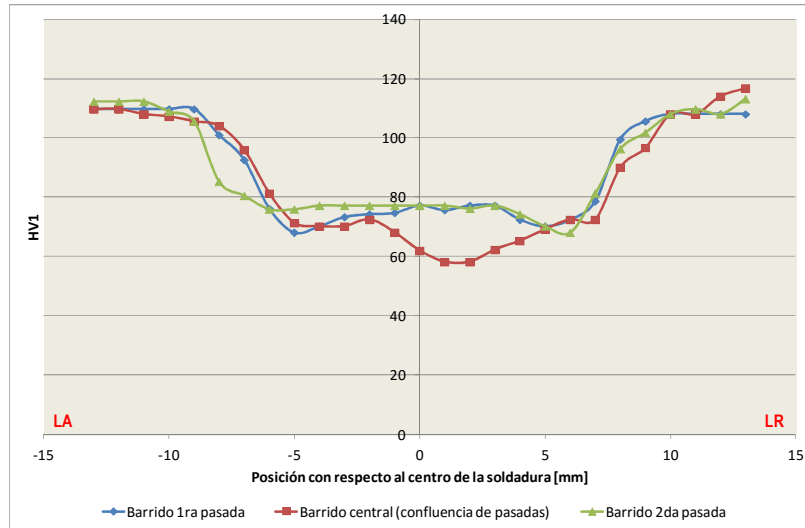


Figura 5.47. Barridos de microdureza para la configuración C3

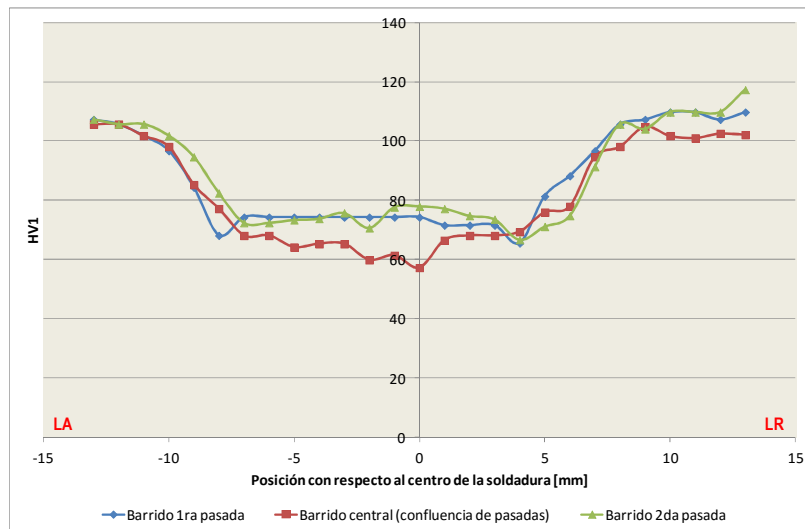


Figura 5.48. Barridos de microdureza para la configuración C4

#### **5.4.2. Propiedades a tracción**

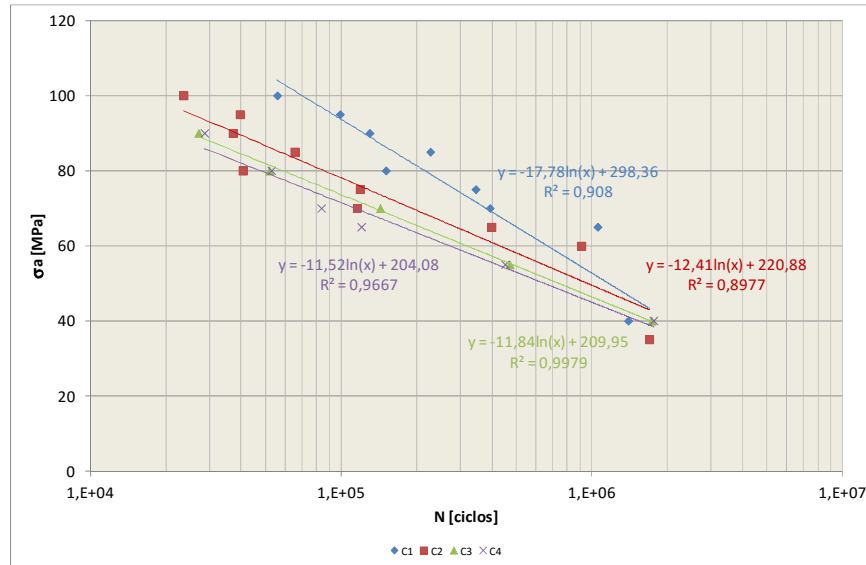
En la tabla 5.9 se presentan los resultados obtenidos de las probetas sometidas al ensayo de tracción y se observa que todos los valores de propiedades mecánicas de las soldaduras son menores que los del metal base.

**Tabla 5.9.** Propiedades mecánicas de las uniones soldadas y la aleación base.

<b>Configuración de soldadura</b>	<b>Resistencia última [MPa]</b>	<b>Límite elástico [Mpa]</b>	<b>Alargamiento [%]</b>
Metal base	300	265	7.9
C1	219	162	5.2
C2	229	164	5.8
C3	213	141	4.5
C4	219	147	5.0

#### **5.4.3. Propiedades a fatiga**

La figura 5.49 muestra el diagrama S-N obtenido para las cuatro condiciones de FSW, donde se observa que la configuración C1 tiene una mayor resistencia a fatiga, además muestran un comportamiento clásico que revela una tendencia del aumento de resistencia a la fatiga a medida que disminuye la amplitud de la tensión cíclica.

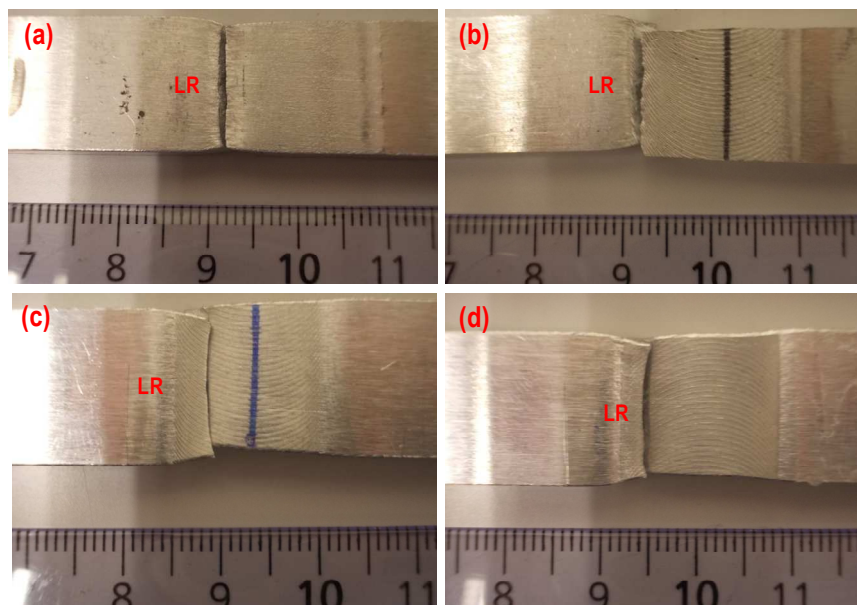


**Figura 5.49.** Diagrama S-N para las diferentes configuraciones de soldeo

#### 5.4.4. Análisis fractográfico de las soldaduras ensayadas

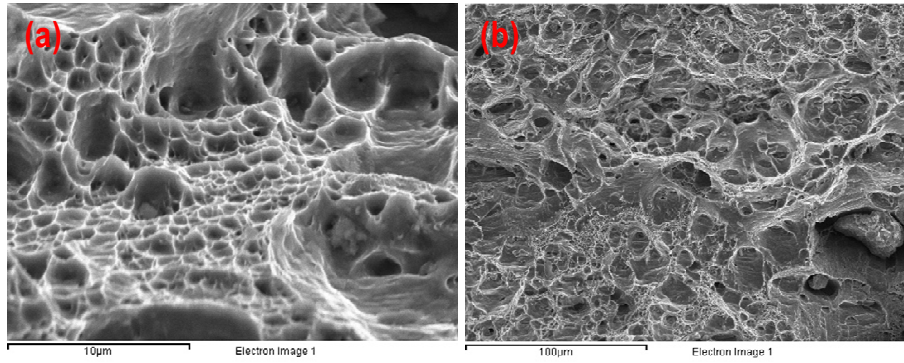
##### 5.4.4.1. Fractografías del ensayo de tracción

En este apartado realizamos el estudio de las superficies de fractura ya que, en el análisis de fallos, la fractografía es una herramienta utilizada para determinar un modo de fallo. Cuando los materiales rompen de forma “frágil”, por lo general presentan una fractura frágil o cristalina, asimismo, cuando rompen de forma dúctil, la superficie de fractura por lo general exhibe hoyuelos alargados. Los materiales fallan por diferentes razones, pero se fracturan por cuatro modos principales: fatiga, clivaje, rotura por hoyuelos y rotura decohesiva. Cada uno de estos modos tiene su propia apariencia característica de fractura. En la figura 5.50 observamos las imágenes macro de las fracturas para cada configuración.

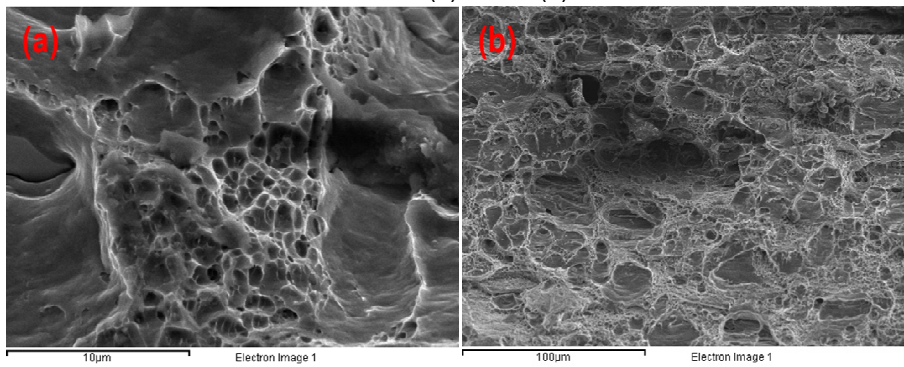


**Figura 5.50.** Imágenes tomadas con cámara convencional de la roturas de las probetas de tracción para las configuraciones a) C1, b) C2, c) C3 y d) C4

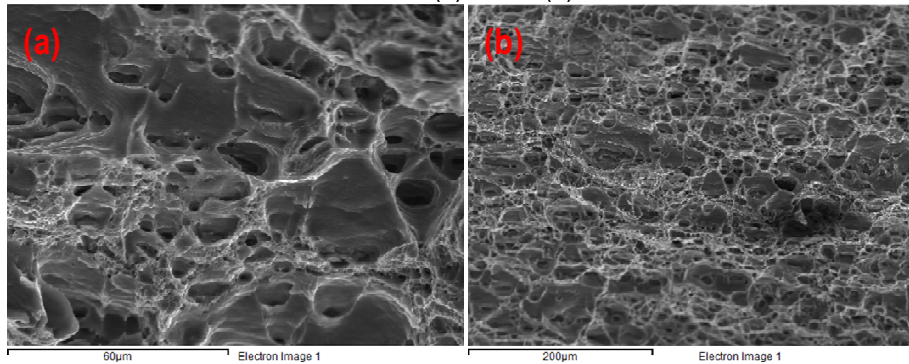
El análisis de las superficies de fractura de las probetas sometidas al ensayo de tracción se realizó mediante MEB a bajos aumentos (250X y 500X) y a altos aumentos (2500X y 5000X) con el fin de identificar los mecanismos de fractura. Las observaciones mediante MEB de las superficies de fractura de las probetas de tracción ensayadas revelaron buenas características de unión de las juntas FSW. En las figuras 5.51 a 5.54 se tienen las imágenes MEB para las cuatro configuraciones de soldadura.



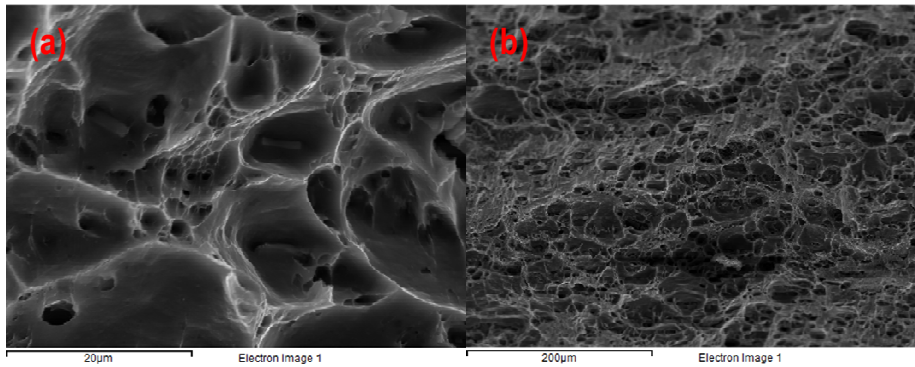
**Figura 5.51.** Fractografía en SEM del ensayo de tracción para la configuración C1: x5000 (a), x500 (b)



**Figura 5.52.** Fractografía en SEM del ensayo de tracción para la configuración C2: x5000 (a), x500 (b)



**Figura 5.53.** Fractografía en SEM del ensayo de tracción para la configuración C3: x2500 (a), x250 (b)

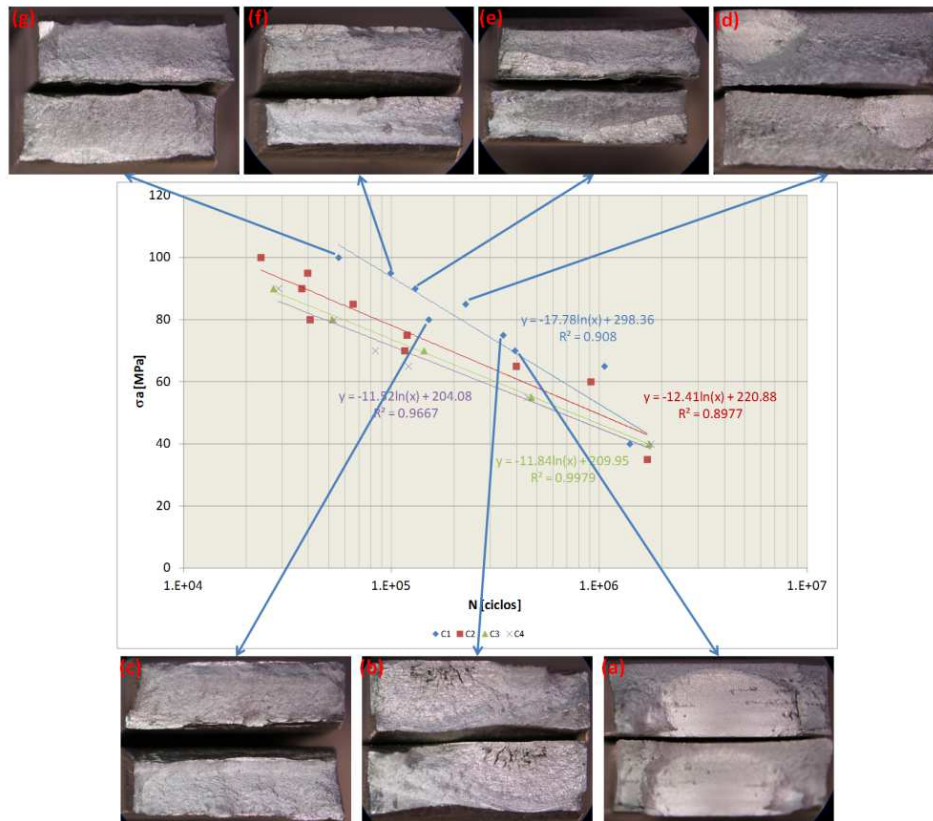


**Figura 5.54.** Fractografía en SEM del ensayo de tracción para la configuración C4: x2500 (a), x250 (b)

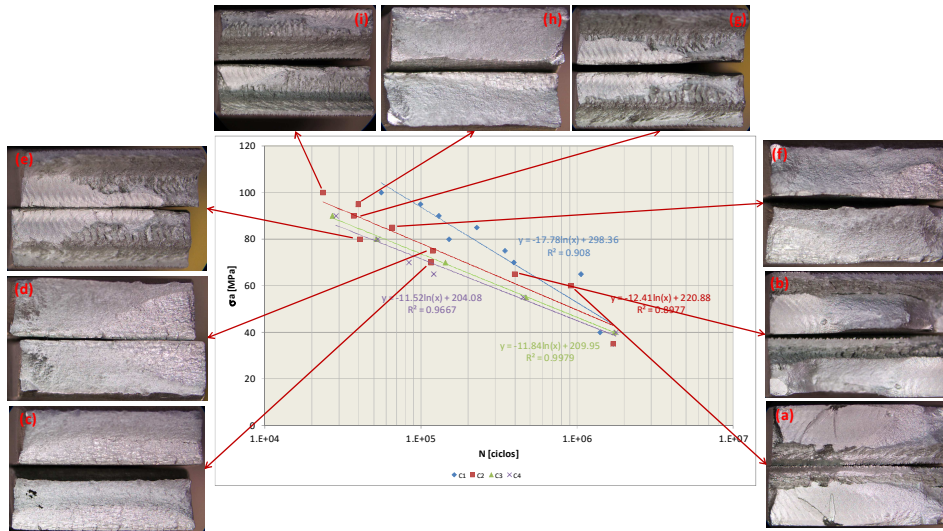
#### **5.4.4.2. Fractografías del ensayo de fatiga**

Las figuras 5.55 y 5.56 muestran los diagramas S-N para las cuatro condiciones de FSW y se han superpuesto las imágenes de las fracturas (obtenidas con lupa estereoscópica) para la configuración C1 y C2, respectivamente, ordenadas de menor a mayor  $\sigma_a$  aplicada, mientras que en las figuras 5.57 a 5.60 se presentan las imágenes MEB de las roturas del ensayo de fatiga para la configuración C1 a  $\sigma_a = 75$  MPa, C2 a  $\sigma_a = 55$  MPa, C3 a  $\sigma_a = 55$  MPa y C4 a  $\sigma_a = 55$  MPa, respectivamente, donde se observan las diferentes características o fenómenos de fallo.

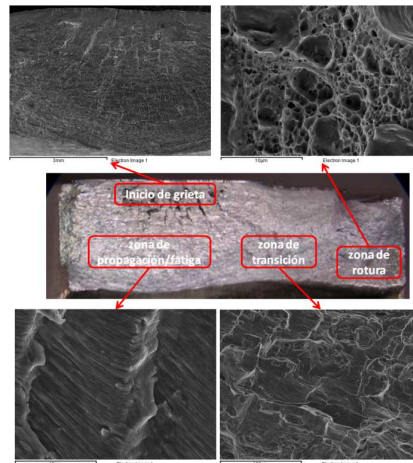




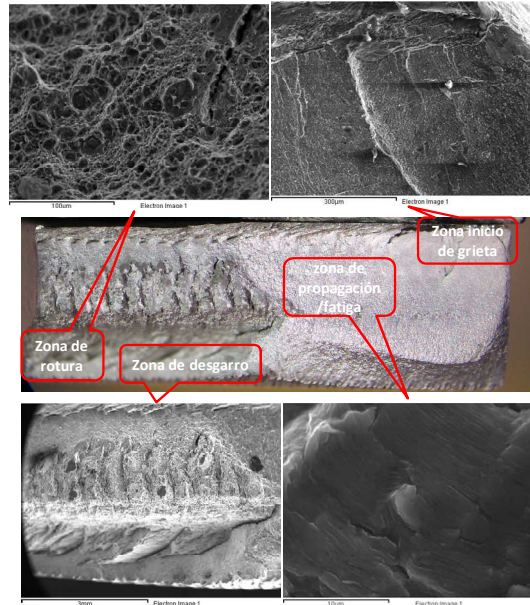
**Figura 5.55.** Diagrama S-N para las diferentes configuraciones de soldeo y macrografías de las roturas del ensayo de fatiga para la configuración C1: a)  $\sigma_a=70$  MPa, b)  $\sigma_a=75$  MPa, c)  $\sigma_a=80$  MPa, d)  $\sigma_a=85$  MPa, e)  $\sigma_a=90$  MPa, f)  $\sigma_a=95$  MPa, g)  $\sigma_a=100$  MPa



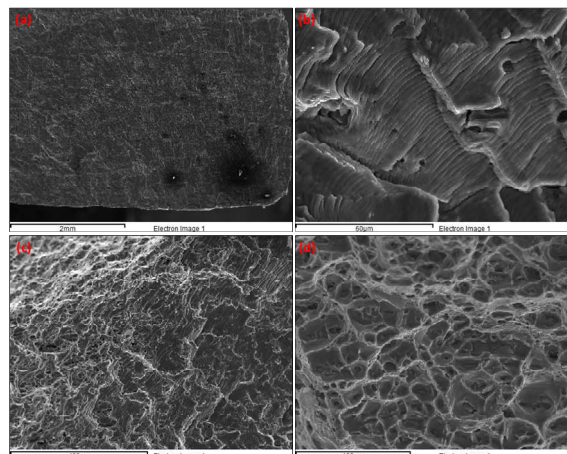
**Figura 5.56.** Diagrama S-N para las diferentes configuraciones de soldeo y macrografías de las roturas del ensayo de fatiga para la configuración C2: a)  $\sigma_a=60$  MPa, b)  $\sigma_a=65$  MPa, c)  $\sigma_a=70$  MPa, d)  $\sigma_a=75$  MPa, e)  $\sigma_a=80$  MPa, f)  $\sigma_a=85$  MPa, g)  $\sigma_a=90$  MPa, h)  $\sigma_a=95$  MPa, i)  $\sigma_a=100$  MPa



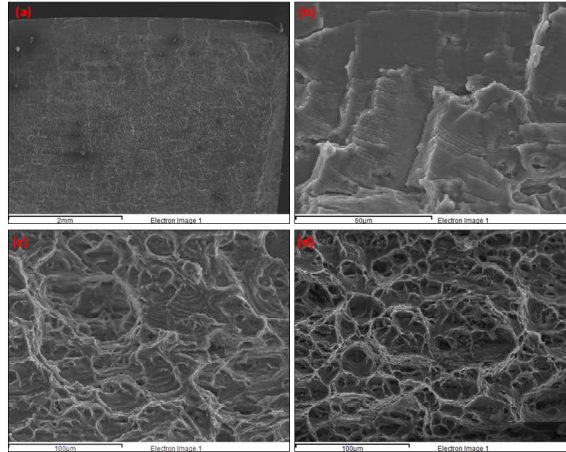
**Figura 5.57.** Imágenes SEM de las roturas del ensayo de fatiga para la configuración C1 con  $\sigma_a=75$  MPa, que corresponde a la imagen (b) de la figura 5.55.



**Figura 5.58.** Imágenes SEM de las roturas del ensayo de fatiga para la configuración C2 con  $\sigma_a = 55$  MPa



**Figura 5.59.** Imágenes SEM de las roturas del ensayo de fatiga para la configuración C3 con  $\sigma_a = 55$  MPa: a) zona de inicio de grieta (25X), b) zona de fatiga (1500X), c) zona de transición fatiga (150X), d) zona dúctil (500X)



**Figura 5.60.** Imágenes SEM de las roturas del ensayo de fatiga para la configuración C4 con  $\sigma_a = 55$  MPa: a) zona de inicio de grieta (25X), b) zona de fatiga (1000X), c) zona de transición fatiga (150X), d) zona dúctil (500X)

## 5.5. CARACTERIZACIÓN TECNOLÓGICA

### 5.5.1. Análisis del ensayo de corrosión de las diferentes zonas de la unión soldada

Los ensayos de corrosión acelerada dan una idea clara y rápida del comportamiento o resistencia a la corrosión del metal base y los cordones de soldadura en aplicaciones estructurales expuestas a ambientes salinos.

Primero se han realizado los ensayos de potencial a circuito abierto (OCP) del metal base (MB) y para cada zona de soldadura y configuración de soldadura. Se ha rechazado los primeros instantes del ensayo que corresponden a la zona de transición en el que el potencial evoluciona hasta estabilizarse. Los valores obtenidos corresponden a la media de los últimos diez minutos registrados en el ensayo. La figura 5.61 muestra la evolución del potencial del metal base (MB).

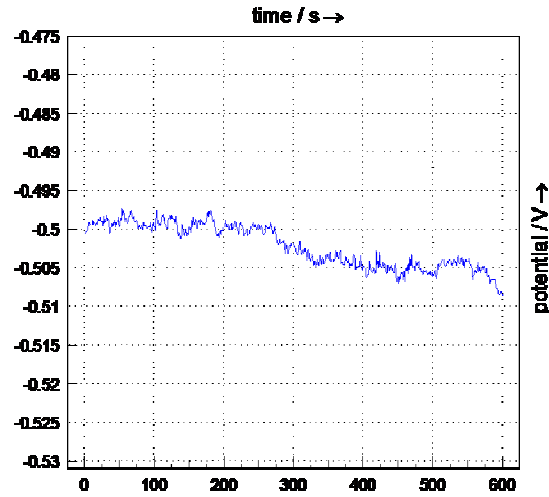


Figura 5.61. Ensayos de OCP del metal base (MB)

En las figuras 5.62 a 5.64 se presentan las curvas de polarización potenciodinámica para las diferentes zonas de soldadura para cada configuración estudiada.

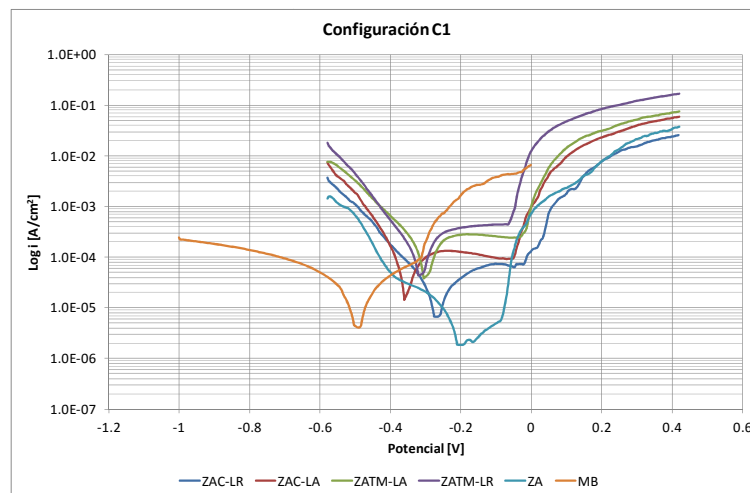


Figura 5.62. Comportamiento potenciodinámico del metal base (MB) y las diferentes zonas de soldadura para la configuración C1

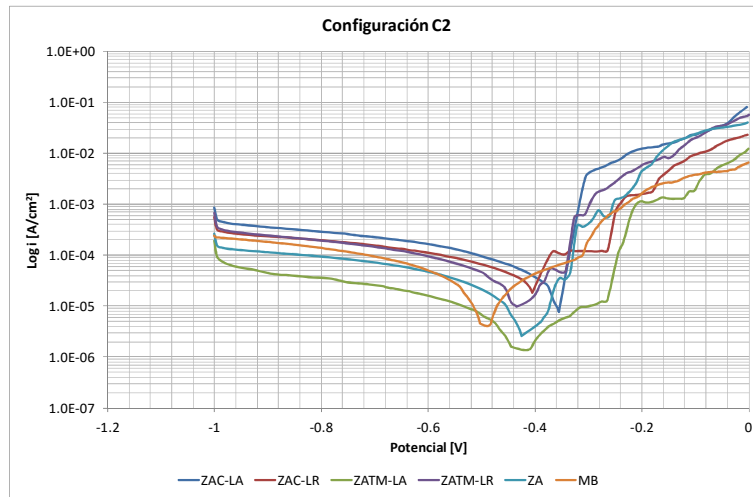


Figura 5.63. Comportamiento potenciodinámico del metal base (MB) y las diferentes zonas de soldadura para la configuración C2

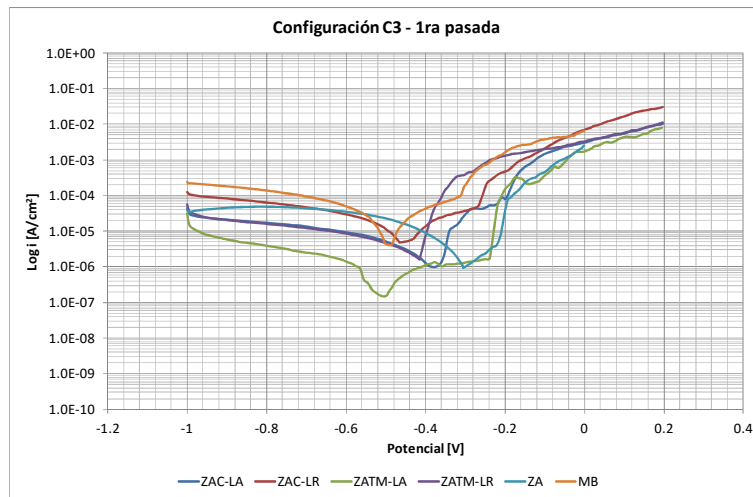


Figura 5.64. Comportamiento potenciodinámico del metal base (MB) y las diferentes zonas de soldadura para la primera pasada de la configuración C3

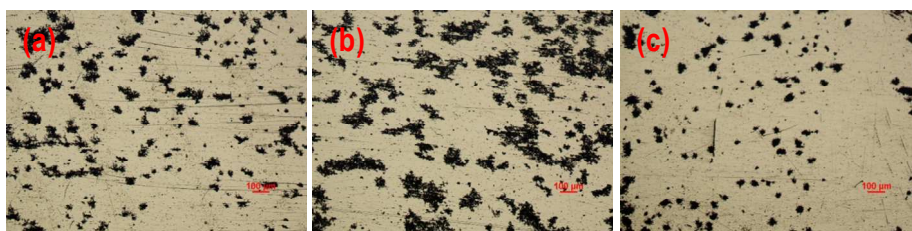
La tabla 5.10 resume las propiedades a corrosión del metal base y las zonas de las configuraciones estudiadas.

**Tabla 5.10.** Resumen de las propiedades a corrosión del metal base y las configuraciones de las zonas de soldadura estudiadas.

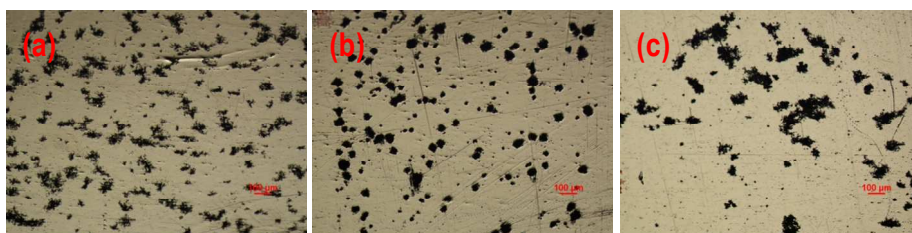
Metal base (MB)										
Zona	Area [cm <sup>2</sup> ]	OCP [V]	E <sub>corr</sub> [V]	i <sub>corr</sub> [A]		R <sub>p</sub> [Ω/cm <sup>2</sup> ]	Pendientes de Tafel		B	E <sub>pic</sub> [V]
				i <sub>corr</sub> [A/cm <sup>2</sup> ]			[β <sub>a</sub> ] <sup>+</sup> [V/decade]	[β <sub>c</sub> ] <sup>-</sup> [V/decade]		
MB	0.300	-0.50	-0.491	1.92×10 <sup>-6</sup> 6.40×10 <sup>-6</sup>		9.5625×10 <sup>1</sup>	0.085	0.093	6.12×10 <sup>-4</sup>	-0.31
Configuración C1										
ZA	0.300	-0.080	-0.20	0.461×10 <sup>-6</sup> 1.537×10 <sup>-6</sup>		1.5940×10 <sup>2</sup>	0.0602	0.0712	2.45×10 <sup>-4</sup>	-0.0889
ZATM-LR	0.080	-0.085	-0.32	5.330×10 <sup>-6</sup> 6.663×10 <sup>-6</sup>		8.6598×10 <sup>2</sup>	0.0861	0.0884	5.77×10 <sup>-4</sup>	-0.0661
ZATM-LA	0.160	-0.083	-0.30	9.420×10 <sup>-6</sup> 5.888×10 <sup>-6</sup>		6.9293×10 <sup>2</sup>	0.0753	0.0802	4.08×10 <sup>-4</sup>	-0.0349
ZAC-LA	0.135	-0.080	-0.35	2.570×10 <sup>-6</sup> 1.904×10 <sup>-6</sup>		4.5273×10 <sup>2</sup>	0.0553	0.0383	8.62×10 <sup>-5</sup>	-0.0619
ZAC-LR	0.135	-0.080	-0.28	1.040×10 <sup>-6</sup> 7.704×10 <sup>-6</sup>		3.1153×10 <sup>1</sup>	0.0583	0.0724	2.40×10 <sup>-4</sup>	-0.0479
Configuración C2										
ZA	0.018	-0.490	-0.41	0.03170×10 <sup>-6</sup> 1.761×10 <sup>-6</sup>		9.1425×10 <sup>1</sup>	0.0564	0.0576	1.61×10 <sup>-4</sup>	-0.34
ZATM-LR	0.015	-0.510	-0.42	0.06740×10 <sup>-6</sup> 4.493×10 <sup>-6</sup>		1.5691×10 <sup>1</sup>	0.0218	0.0760	7.05×10 <sup>-5</sup>	-0.35
ZATM-LA	0.008	-0.480	-0.42	0.00694×10 <sup>-6</sup> 8.675×10 <sup>-7</sup>		3.3084×10 <sup>2</sup>	0.0728	0.0655	2.87×10 <sup>-4</sup>	-0.26
ZAC-LA	0.008	-0.520	-0.36	0.23100×10 <sup>-6</sup> 2.888×10 <sup>-6</sup>		1.2846×10 <sup>1</sup>	0.0360	0.1370	3.71×10 <sup>-4</sup>	-0.28
ZAC-LR	0.015	-0.530	-0.40	0.54000×10 <sup>-6</sup> 3.6×10 <sup>-6</sup>		9.4167×10 <sup>1</sup>	0.1130	0.2120	3.39×10 <sup>-5</sup>	-0.26
Configuración C3										
ZA-1p	0.21	-0.500	-0.300	0.14800×10 <sup>-6</sup> 7.048×10 <sup>-7</sup>		3.3768×10 <sup>2</sup>	0.0753	0.0555	2.38×10 <sup>-4</sup>	-0.21
ZATM-LR-1p	0.18	-0.500	-0.400	0.65800×10 <sup>-6</sup> 3.656×10 <sup>-6</sup>		4.5678×10 <sup>2</sup>	0.0845	0.0175	1.67×10 <sup>-3</sup>	-0.38
ZATM-LA-1p	0.21	-0.490	-0.510	0.01810×10 <sup>-6</sup> 8.619×10 <sup>-8</sup>		1.8912×10 <sup>3</sup>	0.0558	0.0586	1.63×10 <sup>-4</sup>	-0.34
ZAC-LA-1p	0.24	-0.500	-0.400	0.36300×10 <sup>-6</sup> 1.513×10 <sup>-6</sup>		3.8136×10 <sup>2</sup>	0.0864	0.0880	5.77×10 <sup>-4</sup>	-0.28
ZAC-LR-1p	0.24	-0.490	-0.440	0.71100×10 <sup>-6</sup> 2.963×10 <sup>-6</sup>		1.0260×10 <sup>2</sup>	0.0497	0.0963	3.04×10 <sup>-4</sup>	-0.28

En las figuras 5.65 y 5.66 se muestran las superficies con picaduras después del ensayo que revelan que las densidades de picaduras en la ZA son menores que las de la aleación base mientras que en la ZAC-ZATM son mayores. En la tabla 5.11 se muestran los diámetros promedio de picaduras en cada región o zonas de las

muestras soldadas FSW, calculada a partir de un programa de análisis de imagen, siendo menor en la ZA para las dos configuraciones.



**Figura 5.65.** Picaduras en la configuración C1, a) MB, b) ZAC-ZATM, c) ZA



**Figura 5.66.** Picaduras en la configuración C2, a) MB, b) ZAC-ZATM, c) ZA

**Tabla 5.11.** Diámetro promedio de picaduras de las muestras ensayadas

Muestra	Zona	Diámetro promedio [ $\mu\text{m}$ ]
Configuración C1	MB	70.44
	ZAC-ZATM	73.43
	ZA	50.24
Configuración C2	MB	74.54
	ZAC-ZATM	69.19
	ZA	60.43



# ***DISCUSIÓN***



## **6. DISCUSIÓN**

En este capítulo se discutirán los resultados obtenidos, siguiendo la secuencia establecida en el capítulo anterior. Empezando con el análisis de la macro y microestructura de cada configuración de soldadura y la influencia que tiene los parámetros de procesado FSW en y a partir de allí se analizará la microestructura de los recubrimientos y la caracterización tecnológica, por último el comportamiento a alta temperatura de los mismos.

### **6.1. PARÁMETROS DE PROCESO DE LAS SOLDADURAS POR FRICCIÓN-AGITACIÓN**

La selección de los parámetros de proceso para la FSW de la aleación AA6082-T6 se basó en aspectos de calidad, determinados y controlados por el calor generado durante el proceso (el cual se establece por parámetros como la velocidad de rotación, velocidad de soldadura, etc.), que garantizaran cordones de soldadura sanos, es decir, sin ningún tipo de defectos.

En la inspección visual del cordón de soldadura se observaron pequeñas rebabas típicas de la soldadura por fricción-agitación (Figura 5.3). Estas pequeñas rebabas son aceptables, pero es recomendable eliminarlas por fresado ya que actúan como concentradores de tensiones y disminuyen la vida a fatiga del material soldado (Magnusson y Kallman 2000). El hecho de que las rebabas sean pequeñas, significa que la entrada de calor y/o la fuerza de penetración son óptimas. Un exceso de calor o fuerza de penetración genera demasiadas rebabas (Podržaj, Jerman y Klobčar 2015) mientras que una baja fuerza de penetración no permitirá que el hombro de la herramienta tenga un contacto completo con la superficie de

las chapas y no tendrá un suficiente calentamiento y se generarán defectos internos (Altenkirch 2009). Con respecto al ensayo de doblado, todas las soldaduras superaron un ángulo de doblado de 150° y en el análisis visual no se observaron grietas o algún tipo de imperfección. Las soldaduras presentaron una buena ductilidad, lo que permite ángulos de doblado muy altos. Tal ductilidad es una característica bien conocida de la aleación 6082, y en el caso de las uniones soldadas por fricción-agitación se ha preservado gracias a que es una unión en estado sólido o semi-sólido y a la recristalización dinámica de la microestructura en la ZA.

## **6.2. ANÁLISIS MACRO Y MICROESTRUCTURAL DE LAS UNIONES SOLDADAS**

### **6.2.1. Macroestructura de las diferentes zonas de soldadura para las cuatro configuraciones de soldadura estudiadas**

En la figura 5.4a, configuración C1, se observan anillos concéntricos en la ZA, llamados “anillos de cebolla” que son característicos del proceso FSW y evidencian la compleja mecánica del proceso: combinación de movimientos de rotación, longitudinal y vertical del material plastificado. En la configuración C2 se observa el brazo de flujo en la ZA un tono más claro, mientras que el resto de configuraciones no se observa. El brazo de flujo de material se encuentra en la superficie superior y se compone de material que es arrastrado por el hombro desde el lado de retroceso de la soldadura, alrededor de la parte trasera de la herramienta y se deposita sobre el lado de avance (Arbegast 2005).

Se han dado algunas explicaciones para la presencia de los anillos de cebolla. Biallas et al. (Biallas et al. 1999a) manifestó que la formación de “anillos de cebolla” es debido a la reflexión del flujo de material de las paredes más frías de la ZAC. El

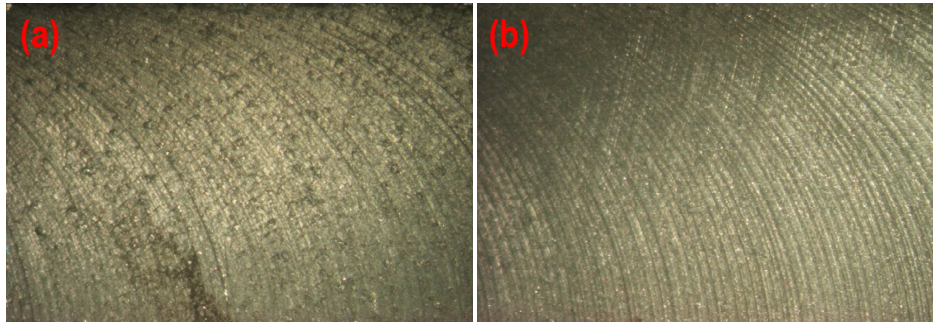
movimiento circular inducido conduce a círculos que disminuyen en radio y forman el sistema de tubos. Threadgill (Threadgill 1999) supuso que la formación de “anillos de cebolla” se asocia con el movimiento de avance de la herramienta en una revolución y comentó que es poco probable que el proceso de formación afecte las propiedades de la soldadura. Larson (Larsson et al. 2000) encontró que las secciones longitudinales y planas revelaron características semicirculares que se correspondían con los “anillos de cebolla” y también reportó que no parece que estos anillos tengan importancia práctica en las propiedades de la ZA ya que, en general, son buenas.

Los “anillos de cebolla” se observan en la sección transversal de la estructura de bandas que es visible en la sección transversal longitudinal de soldadura como lo describe Krishnan (Krishnan 2002). Ellos han asociado el origen de la aparición de anillos de cebolla con la deposición periódica de capas de material detrás de la herramienta durante el proceso FSW. Gratecap et al. (Gratecap et al. 2012) han confirmado además la deposición periódica de capas de material durante un ensayo de FSW en plastilina usando cámaras de alta velocidad. Los resultados reportados por la mayoría de los investigadores indican un claro contraste de color (alternando los colores oscuros y brillantes) entre cada capa. Sin embargo, esta diferencia en contraste todavía no se entiende completamente y se han propuesto diversas interpretaciones en la literatura. Por ejemplo, Yang et al. (Yang et al. 2004) atribuye el origen de los “anillos de cebolla” a las diferencias en el tamaño de grano que está de acuerdo con las diferencias de microdureza observadas, mientras que Sutton et al. (Sutton et al. 2002), lo achaca a las variaciones en la densidad de partículas que aumentan las microdureza, y Prangnell y Heason (Prangnell y Heason 2005a) lo

imputan a pequeños cambios en la dirección de cizallamiento alrededor de la dirección perpendicular a y tangencial con las líneas de flujo en la ZA. Además, muy pocos modelos termomecánicos, los cuales describen la microestructura FSW, tienen en cuenta la aparición de anillos de cebolla. Sólo el modelo presentado por Xu y Deng (Xu y Deng 2008) predice la formación de anillos de cebolla pero proporcionan poca información sobre los detalles de su enfoque para predecir la ocurrencia de los “anillos de cebolla” en la ZA.

La separación entre los anillos de cebolla es aproximadamente igual al avance de la herramienta por revolución. También se ha observado un gradiente en la orientación del grano de los “anillos de cebolla” individuales. La orientación de los granos dentro del anillo cambia gradualmente, progresando desde el lado de avance hacia el lado de retroceso. La naturaleza heterogénea de la textura, así como la estructura en forma de anillo de la textura es acorde con los hallazgos de Field et al. (Field et al. 2001a).

También se analizó la superficie de las soldaduras (figura 6.1) y se puede observar en el caso de la soldadura “caliente” (configuración C1, figura 6.1(a)) que tiene una superficie áspera cubierta con partículas de aluminio dando una apariencia similar al papel abrasivo, la cual es atribuible al hecho de que a altas temperaturas generadas durante la soldadura, las partículas de aluminio tienden a adherirse a la superficie del hombro de la herramienta y son enviadas fuera de la superficie de la cara de soldadura y se transfieren a otra ubicación. Adamowski et al. (Adamowski et al. 2007) encontraron evidencias similares y además no descartan que pueda ser debido a una fusión por licuación local. La soldadura “fría” (configuración C2, figura 6.1(b)) tiene una superficie lisa y regular.



**Figura 6.1.** Calidad de la superficie de las condiciones de soldaduras: (a) caliente (C1) y (b) fría (C2)

Las figuras 5.4c y 5.4d, correspondientes a las configuraciones C3 y C4, muestran claramente dos zonas de agitación (ZA) y una zona de transición entre las dos ZAs, donde se pueden ver líneas negras curvas espaciadas regularmente, que se conocen como defecto “lazy S”. Este defecto, al parecer, se origina a partir de la capa de óxido superficial inicial que tienen las chapas de aluminio, luego se separa, extruye y deforma durante la FSW (Chen et al. 2006). En las configuraciones por ambas caras, comparadas con las de una cara, el calor se genera y distribuye más homogéneamente a través del espesor durante la FSW pero puede producir una deformación plástica más severa y un flujo de metal más complejo en la unión. También podemos observar que la forma de la zona de agitación (ZA) para las configuraciones de una sola pasada (C1 y C2) son relativamente diferentes. En general, la región de transición en el lado de avance (LA) es más aguda o delgada que en el lado de retroceso (LR). Esto indica que con la misma geometría de la herramienta, se pueden generar diferentes formas de ZA debido al cambio de los parámetros de procesado. Igualmente, se ha realizado la medición de la zona en contacto con el hombro y la zona del pin para todas las configuraciones, como se

observa en la figura 5.4, la longitud en la zona de contacto pieza/hombro de la herramienta es algo mayor que el diámetro del hombro debido a que en el proceso de agitación la zona plastificada o ablandada se extiende un poco más por las fuerzas (rotación y lateral) ejercidas.

Dependiendo de los parámetros de procesamiento, geometría de la herramienta, temperatura de la pieza de trabajo y la conductividad térmica del material, se han observado varias formas de la zona de agitación (ZA). Básicamente, la ZA se puede clasificar en dos tipos, ZA tipo bacinilla/cuenco que se ensancha cerca de la superficie superior y la ZA elíptica. Sato et al. (Sato, Kokawa, Enomoto, Jogan, et al. 1999) reportaron la formación de una ZA tipo cuenco en la soldadura por fricción-agitación de una placa de aleación de aluminio 6063-T5. Ellos sugirieron que la superficie superior experimenta una deformación extrema y el calentamiento por fricción por contacto con el hombro de la herramienta cilíndrica durante la FSW, lo que resulta en la generación de la ZA tipo cuenco. Por otro lado, Rhodes et al. (Rhodes et al. 1997a) informaron de la ZA elíptica en la FSW de aleación de aluminio 7075-T651.

#### **6.2.2. Análisis microestructural con MO y MEB de las zonas de soldadura para las cuatro configuraciones de soldadura estudiadas**

La soldadura por fricción-agitación contiene diferentes regiones las cuales difieren en su microestructura dependiendo del nivel de calor y deformación que ha experimentado. En la figura 5.5 se muestra la sección transversal en estado de pulido de las cuatro configuraciones. Las figuras 5.5a y b, se observa el perfil de los labios de rebaba y una depresión en la superficie superior debido al contacto con el hombro de la herramienta. En las figuras 5.5 c y d, la superficie de la primera



pasada está ligeramente elevada debido a la presión y el calor de la segunda pasada, la apariencia resultante se asemeja al de la banda de placa de apoyo utilizado para la FSW. El lado correspondiente a la segunda pasada presenta dos áreas elevadas, las residuales de los labios o rebabas, que ocurre en cualquiera de los bordes de la zona donde descansa el hombro de la herramienta. El efecto del perfil realizado en el lado de la primera pasada y el perfil en depresión en el lado de la segunda pasada dieron como resultado un adelgazamiento general de la zona de soldadura.

### **Metal base (MB)**

Como se puede observar en la figura 5.6, los granos del MB son alargados debido a su proceso de fabricación (laminación), con un tamaño promedio de 44.2  $\mu\text{m}$ . Esta zona permanece sin variación en cuanto a microestructura y propiedades físicas y mecánicas se refiere. El calor que se transmite por conducción desde la zona de agitación a través del material no afecta a esta región. Generalmente las propiedades físicas del material base son superiores a las de la zona soldada; sin embargo, algunas soldaduras fallan en esta zona no afectada en lugar de la propia soldadura. En la figura 5.11 podemos ver la imagen SEM del MB con los precipitados grandes de color gris y morfología poligonal del tipo Al-Fe-Mn-Si ( $\alpha$ - $\text{Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ ) y los de color negro, más pequeños y redondeados, son la fase  $\beta$ ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ).

### **Zona de agitación (ZA)**

Threadgill (Threadgill 1999) ha explicado que el aluminio es el único material estudiado que contiene una región de agitación separada, mientras que en otros

materiales la ZA hace parte de la ZATM. Como se puede observar en las figuras 5.6 a 5.9, la ZA tiene granos equiaxiales finos con un tamaño promedio entre 1.5 y 3.2  $\mu\text{m}$ . Este refinamiento es resultado de la recristalización dinámica (DRX), es decir, el proceso concurrente de deformación y recuperación dinámica. Dicha estructura recristalizada se caracteriza por un nivel muy bajo de tensiones residuales, excelente ductilidad y propiedades mecánicas superiores a las de las otras zonas de la soldadura (ZAC y ZATM) (Adamowski et al. 2007).

Algunos investigadores han propuesto otros posibles mecanismos de recristalización durante la FSW, tales como la “recristalización dinámica geométrica (GDRX)” (Prangnell y Heason 2005a), la “recristalización dinámica discontinua (DDRX)” (Su, Nelson y Sterling 2005), la “recristalización vía nucleación estimulada de partículas (PSN)” (McNelley, Swaminathan y Su 2008), la “recristalización dinámica continua (CDRX)” (Jata y Semiatin 2000a) y la recristalización dinámica en bandas de cizalla adiabáticas (ASBs) (Murr et al. 2002).

La recristalización se presenta como una evolución de la estructura del MB y se inicia mediante la introducción de dislocaciones en los granos por deformación plástica. A medida que el proceso continúa se forman subgranos por la recuperación dinámica y aquí es donde la temperatura hace que los granos se muevan y se reordenen, reduciendo las tensiones residuales en los granos (Salem 2003; Su et al. 2003a). Los pasos de recristalización y recuperación continúan hasta que la fuerza motriz (tensiones residuales dentro de los límites de grano) disminuye, en este punto el crecimiento del grano se hace cargo. El proceso de recristalización por lo general se lleva a cabo como un proceso discontinuo con ciclos de alta temperatura y deformación.

En las imágenes SEM de las figura 5.11 y 5.12 no se observa la fase  $\beta(\text{Mg}_2\text{Si})$  y vemos como la agitación fue capaz de deformar y cizallar las partículas intermetálicas  $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ , disminuyendo su tamaño y distribuyéndose uniformemente en la ZA.

### **Zona Afectada Termomecánicamente (ZATM)**

La ZATM de todas las configuraciones tiene los granos deformados, alargados y curvados hasta  $90^\circ$  debido a la deformación a la que fueron sometidos y en ocasiones alguna recristalización local. Esta zona no se somete a las mismas cantidades de calor o deformación que experimenta la ZA, sin embargo, esta área es a la vez calentada y deformada por la herramienta. La recristalización en la ZA es homogénea mientras que la recristalización en la ZATM no lo es y además es posible que la ZATM no experimente una recristalización dinámica si la deformación o la temperatura son insuficientes (Cavaliere, Nobile, et al. 2006). En general, en aluminio sólo hay recristalización parcial en la ZATM, principalmente de recuperación, debido a la muy alta resistencia a la recristalización de las aleaciones de aluminio (Threadgill y Nunn 2003). El nivel crítico de fuerza motriz para la recristalización no se alcanza en la ZATM debido a la alta energía de fallo de apilamiento del aluminio o se alcanza sólo esporádicamente, lo que significa que esta zona de la soldadura no se recristaliza completamente.

En la configuración C1, figura 5.6, se puede ver una transición más brusca de la ZA para la ZATM en el lado de avance de la unión, mientras que en el lado de retroceso se presenta una transición más “suave”. Se observó la disolución de algunos precipitados en la ZATM debido a la exposición a alta temperatura durante

la FSW. El grado de disolución depende del ciclo térmico experimentado por la ZATM. Además, se observó que los granos en la ZATM por lo general contienen una alta densidad de sub-límites. Las elevadas temperaturas experimentadas en la ZATM son lo suficientemente importantes como para disolver los precipitados endurecedores en las zonas cercanas a la ZA y engrosarlos cerca de la ZAC, causando disminuciones significativas en la resistencia. La línea exacta entre el lugar donde se disuelven y se engrosan los precipitados depende de los parámetros de soldadura, por lo tanto la distribución de precipitados resultante es función de la historia tiempo-temperatura de la zona.

### **Zona Afectada por el Calor (ZAC)**

Esta es la última región de la sección transversal de la soldadura que experimenta algún cambio en la estructura o propiedades debido al proceso de FSW. La microestructura de la ZAC es similar a la del MB, los granos son un poco más grandes como resultado de la exposición al calor de la soldadura. La ZAC se calienta y no hay deformación macroscópica, por lo que se ve afectada por un posible envejecimiento o sobre-envejecimiento (Khaled 2005; Threadgill y Leonard 1999), engrosamiento o incluso disolución de los precipitados de endurecimiento (Threadgill y Leonard 1999). Sin deformación inducida la estructura de la ZAC es endurecida o debilitada por el calor del proceso, esto depende de la condición de partida (condición T) del aluminio que se está soldando. Actos de recuperación sobre esta región, los granos permanecen más grandes en tamaño, en comparación con las zonas anteriores descritas anteriormente, porque no hay deformación para recrystalizar la estructura. La ZAC puede verse comprometida debido a un efecto de sobre-envejecimiento de la herramienta. Si una aleación

totalmente envejecida (estado T6) se suelda por fricción-agitación sufre un sobre-envejecimiento y debilita la ZAC, sin embargo, si se utiliza una aleación en estado de recocido (condición O) puede sufrir un envejecimiento y por lo tanto endurecer la ZAC (Threadgill y Nunn 2003). El envejecimiento, especialmente el envejecimiento artificial, se aplica para mejorar las propiedades físicas y mecánicas de un material, y se logra mediante el calentamiento a una temperatura y tiempo óptimos para maximizar las propiedades mecánicas como resistencia y dureza. Pero una temperatura demasiado alta o un tiempo demasiado largo o ambos dará lugar a un sobre-envejecimiento y, por consiguiente, el debilitamiento del material. Esto significa que la cantidad en que se debilita la ZAC depende de la entrada de calor, la velocidad de rotación de la herramienta y la velocidad de soldeo. Una baja relación de soldeo ( $WPR [mm/rev] < 2$ , condición “fría”) producirá un período de tiempo mucho más pequeño y más corto a temperatura elevada mientras que una alta relación de soldeo ( $WPR [mm/rev] > 4$ , condición “caliente”) dará lugar a una temperatura mucho más grande y más tiempo a esta elevada temperatura e influirá más en las propiedades de la ZAC (Khaled 2005). En materiales tratados térmicamente, la ZAC se asocia con granos más grandes y en el perfil de dureza se corresponde con los puntos de mínima dureza.

### **6.2.3. Tamaño de grano de la ZA para las cuatro configuraciones de soldadura estudiadas**

El tamaño del grano en la zona de agitación está influenciado por la velocidad de rotación de la herramienta, velocidad de soldeo, relación de soldeo, geometría de la herramienta, composición química de la pieza de trabajo, temperatura de la pieza de trabajo, presión vertical y placa de respaldo. El tamaño de grano tiende a

aumentar en la parte superior (la cual está en contacto con el hombro de la herramienta) y tiende a disminuir en cada lado de la línea central. Se cree que dicha variación en el tamaño de grano desde abajo hacia la parte superior de la zona de agitación de la soldadura se asocia con la diferencia en el perfil de temperatura y la disipación de calor en la ZA. Debido a que la parte inferior de las piezas de trabajo está en contacto con la placa de soporte/respaldo, la temperatura máxima es más baja y el ciclo térmico es más corto en comparación con la parte superior de la ZA. La combinación de temperatura máxima más baja y menor tiempo de permanencia en la parte inferior de la ZA retarda eficientemente el crecimiento de grano y da como resultado granos recristalizados más pequeños. Si se aumenta el espesor de la placa a soldar, la diferencia de temperatura entre la parte inferior y superior de la ZA aumenta, resultando en una mayor diferencia en el tamaño de grano.

En nuestro caso, para la configuración C1, el tamaño medio de grano oscila entre 2.8  $\mu\text{m}$  en la parte inferior a 3.9  $\mu\text{m}$  en la parte superior y en los lados de retroceso y avance no varía (2.8  $\mu\text{m}$ ). Sin embargo, en la configuración C2 no se presenta una variación del tamaño de grano en la ZA (Figura 5.10).

En la configuración C3, el tamaño de grano en la parte inferior de la ZA de la primera pasada es mayor que el de la parte superior de la ZA. Esto probablemente es debido a que cuando se realiza la segunda pasada, todavía la chapa está caliente, y esa área de la ZA de la primera pasada sufre un recalentamiento, haciendo un efecto de recocido, permitiendo que aumente el tamaño de grano en la parte inferior de la ZA de la primera pasada. En la segunda pasada el tamaño de grano no sufre variación en ninguna de las dos direcciones (dirección 1: de la parte

inferior a la parte superior, dirección 2: del lado de avance al lado de retroceso). La configuración C4 tiene un comportamiento similar a la configuración C3.

En términos globales de tamaño de grano promedio, la tabla 5.8 nos muestra que la configuración C1 tiene un tamaño de grano más grande que la configuración C2. La mayor velocidad de rotación genera más cantidad de calor y por ende más gradiente térmico para el enfriamiento, lo que conduce a estructuras de grano grueso en la ZA, coincidiendo con el estudio realizado por Elangovan et al (Elangovan, Balasubramanian y Babu 2009).

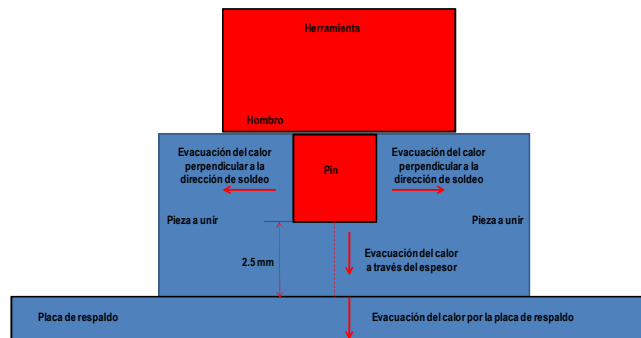
Cavaliere et al. (Cavaliere, Campanile, et al. 2006) informaron de que el tamaño de grano en la ZA de la FSW en la aleación de aluminio AA6056 aumenta con el aumento de la velocidad de rotación desde 500 a 800 rpm a una velocidad de rotación constante de 80 mm/min. L. Commin et al., G.M. Xie et al., K.H. Song et al., Kwon et al. (Commin et al. 2009; Xie, Ma y Geng 2007; Song, Fujii y Nakata 2009; Kwon, Saito y Shigematsu 2002), estudiaron la influencia de los parámetros de procesamiento sobre la microestructura de aleaciones magnesio (AZ31), cobre puro, inconel 600 y aleaciones de aluminio, respectivamente, soldadas por fricción-agitación, y observaron que se puede reducir el tamaño de grano recristalizado si se disminuye la velocidad de rotación de la herramienta a una velocidad de soldeo constante o si se aumenta la velocidad de soldeo para una velocidad de rotación constante, es decir, si se disminuye la relación de soldeo (velocidad de rotación/velocidad de soldeo [rev/mm]). Z.Y. Ma et al. (Ma, Mishra y Mahoney 2002), procesaron la aleación de aluminio 7075-T651 mediante dos combinaciones de parámetros de procesamiento diferentes, es decir, dos WPRs. La disminución de la relación de soldeo (WPR) resultó en una disminución en el tamaño de grano

recristalizado de 7.5 a 3.8  $\mu\text{m}$ , al igual que en la investigación realizada en esta tesis al disminuir la WPR de 5.88 a 1.78 rev/mm se obtuvo una disminución del tamaño de grano de 3.2 a 2.8  $\mu\text{m}$ . Una velocidad de rotación o relación de soldeo alta da como resultado un aumento del grado de deformación y de la temperatura máxima del ciclo térmico. El aumento en el grado de deformación durante la FSW da como resultado una reducción en el tamaño de grano recristalizado de acuerdo con los principios generales para la recristalización (Rollett et al. 2004). Por otro lado, el aumento de la temperatura máxima del ciclo térmico FSW conduce a la generación de granos recristalizados gruesos y también da como resultado un considerable crecimiento del grano. Una investigación realizada en una aleación de aluminio 7050 ha revelado que el tamaño inicial de los granos recién recristalizados está en el orden de 25 a 100 nm (Rhodes et al. 2003) y cuando se calienta durante 1-4 min a 350-450 °C, estos granos crecen hasta 2-5  $\mu\text{m}$ , un tamaño equivalente al encontrado en nuestra investigación. Por lo tanto, la variación de tamaño de grano recristalizado con respecto a la velocidad de rotación de la herramienta o la velocidad de soldeo en las aleaciones de aluminio soldadas por fricción-agitación depende de cuál sea el factor dominante.

También podemos observar en la tabla 5.8 que las configuraciones de dos pasadas (C3 y C4) tienen un tamaño de grano menor que el de la configuración C2, a pesar de que tienen la misma relación de soldeo pero con una herramienta con una longitud del pin que es la mitad de la que se utiliza para la configuración C2. El hecho de que el tamaño de grano de la primera pasada sea el más pequeño de todas las configuraciones estudiadas se debe principalmente a la longitud del pin de la herramienta, ya que deja aproximadamente la mitad de sección transversal de



placa, unos 2.5 mm, sin interacción con la herramienta y hace que el calor se evacue más rápidamente a través del espesor y siguiendo por la placa de respaldo y transversal a la dirección de soldeo, y por ende una mayor velocidad de enfriamiento, haciendo que el tamaño de grano disminuya, como se puede ver esquemáticamente en la figura 6.2.



**Figura 6.2.** Esquema de la evacuación de calor de la primera pasada en las configuraciones C3 y C4.

Comparando el tamaño de grano de la primera pasada en las configuraciones C3 y C4 vemos que es prácticamente el mismo, mientras que el tamaño de grano de la segunda pasada para la configuración C4 es algo menor que para la configuración C3, probablemente sea debido a que para realizar la segunda pasada hay que darle la vuelta a la chapa y empezar en el lado opuesta donde ha terminado la primera pasada, es decir, donde la chapa está fría y, debido a esto, la velocidad enfriamiento sea algo más rápida, lo que puede producir un tamaño de grano más pequeño.

#### **6.2.4. Análisis de la subestructura con MET de las zonas de soldadura para las cuatro configuraciones de soldadura estudiadas**

Como se ve en la imagen de STEM de la figura 5.37(a), los dispersoides se distribuyeron al azar dentro de los granos y en los límites de grano en el MB. Estos dispersoides contienen Al, Mn, Fe y Si, según lo revelado por el análisis EDS, y no se observaron otros precipitados más finos a través del análisis con STEM. También se observan grandes partículas insolubles (Figura 5.37(c)) que se distribuyen homogéneamente en la matriz con un diámetro medio de aproximadamente 100 nm y se cree que son dispersoides que se formaron durante la solidificación y que el tratamiento de solución y los procesos de envejecimiento no tienen ningún efecto sustancial sobre ellos (Cerri y Leo 2014; Cerri et al. 2011).

A pesar de la estructura de grano recristalizado fino equiaxial en la ZA, se observaron dispersoides secundarios gruesos distribuidos dentro del grano y en el límite de grano y, mientras que la densidad de dislocaciones en la ZA fue bastante baja, algunas dislocaciones estaban inmovilizadas por los dispersoides (Figura 5.38a). Como la velocidad de soldeo se redujo de 508 a 254 mm/min y la velocidad de rotación desde 1500 a 900 rpm, la ZA se caracteriza aún por una estructura de grano recristalizado fino, sin embargo, más dislocaciones quedaron apiladas (pile up) y clavadas (pinned) por los dispersoides gruesos (Figura 5.37(b)). La ZATM de la configuración C2 se muestra en la figura 5.39(a), donde son muy visibles la subestructura y las paredes de dislocación más densas.

El MB también tiene una alta densidad de precipitados en forma de agujas finas y dispersoides gruesos y éstos fijan (pinned) las dislocaciones, lo que se sugieren que básicamente está compuesto por precipitados  $\beta''$  metaestables, precursor de la

fase estable  $\beta$  ( $Mg_2Si$ ). Estos precipitados están orientados preferentemente a lo largo de la matriz de aluminio, y se forman como resultado del envejecimiento artificial (tratamiento térmico a la condición T6). Por otra parte, estos precipitados se caracterizan por una alta relación de coherencia con la matriz de  $\alpha$ -Al, que produce la más alta condición de endurecimiento para dicha aleación. La figura 5.37(b) ilustra una imagen de red HRTEM de los precipitados en forma de aguja fina en la aleación AA6082-T6 a elevados aumentos.

En la ZA no se observaron precipitados finos  $\beta''$  a través del análisis mediante TEM, es decir, se produjo la disolución de los precipitados  $\beta''$  como lo corroboran las curvas DSC de las figuras 5.40 a 5.45. Cabe señalar que el cambio en los precipitados fue fuertemente influenciado por la histéresis térmica durante la FSW (Sato, Kokawa, Enomoto y Jogan 1999). Los estudios de DSC mostraron que la disolución/precipitación de  $\beta''$  y  $\beta'$  produjo un fuerte pico exotérmico a  $\sim 250$  y  $\sim 290$  °C, respectivamente (Yao et al. 2001; Dutta y Allen 1991; Simar et al. 2007), por lo tanto, el ciclo térmico por encima de 250 °C, como la presente investigación de la FSW, daría lugar a la disolución de los precipitados en forma de aguja.

Al igual que en la investigación realizada por Su, J.-Q (Su, J.-Q 2003), en las imágenes MET de la figura 5.39(a), se ha encontrado que los granos dentro de la ZATM contienen una alta densidad de sub-granos y dislocaciones. En los estudios realizados por Denquin, Genevois y Su (Denquin et al. 2001; Genevois et al. 2005; Su et al. 2003b) se observaron precipitaciones heterogéneas de segundas fases en dislocaciones, dispersoides y límites de grano.

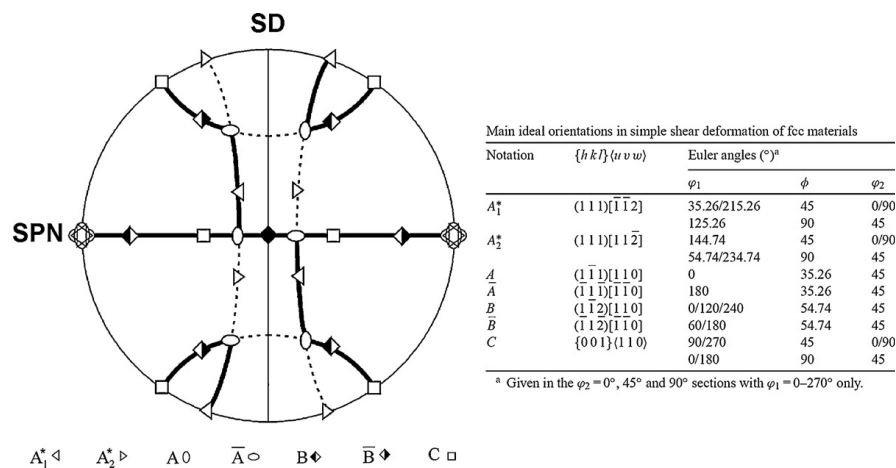
Para la soldadura por fricción-agitación de la aleación AA6063, Sato et al. (Sato, Urata y Kokawa 2002) reportaron la disolución completa de los precipitados  $\beta'$  tipo barra en la ZA cuando la temperatura máxima en esta región alcanza los 402 °C, la reducción de la densidad de precipitados tipo barra en la ZATM cuando la temperatura máxima en esta región alcanza 353 °C y la reducción en la densidad de precipitados tipo aguja y la formación de precipitados tipo barra en la ZAC cuando la temperatura máxima en esta región alcanza 302 °C. Por lo tanto, el estado de precipitados y el porcentaje de los solutos en solución sólida en las regiones de soldadura dependen de las temperaturas máximas que experimentan.

#### **6.2.5. Análisis de la textura y orientación cristalográfica con EBSD de las diferentes zonas de soldadura para las cuatro configuraciones de soldadura estudiadas**

Las texturas cristalográficas de las diversas regiones se investigaron mediante EBSD. Esta técnica mide la textura mediante resolución espacial de regiones específicas y también se puede utilizar para la imagen de la subestructura dentro de dichas regiones mediante el delineado de los límites de desorientaciones (*misorientation*) dentro de la microestructura. La textura dentro de las regiones de las soldaduras tiene influencia en la resistencia y el comportamiento mecánico.

El desarrollo de la textura está altamente relacionado con el mecanismo de deformación que se produjo durante la FSW. La FSW tiene una textura similar a la que se genera en los procesos de torsión o extrusión. En general, el refinamiento de la microestructura mediante deformación plástica se obtiene por la rotación divergente de diferentes partes del grano original hacia diferentes componentes de

textura estables definidas por un modo de deformación dado (Kuhlmann-Wilsdorf y Hansen 1991; Hughes y Hansen 1997). Para el caso de la FSW, el flujo de material durante el proceso es muy complicado. Sin embargo, se espera que el modo de deformación predominante sea a cizallamiento simple (Fonda, Bingert y Colligan 2004; Prangnell y Heason 2005b; Reynolds, Hood y Tang 2005). Las texturas de cizallamiento se definen convencionalmente en términos del plano cristalográfico  $\{hkl\}$  y la dirección  $\langle uvw \rangle$ , alineado con el plano de cizallamiento y la dirección de cizallamiento, respectivamente. En los metales fcc, son la fibra  $\{hkl\} \langle 110 \rangle$  y la fibra  $\{111\} \langle uvw \rangle$ . Las ubicaciones de las principales orientaciones ideales a lo largo de estas fibras se ilustran en la figura 6.3 por la figura de polos  $(111)$  proyectada en el plano SD-SPN, donde SD es la dirección de cizallamiento y SPN es la normal al plano de cizallamiento (Li, Beyerlein y Bourke 2005).



**Figura 6.3.** Orientaciones ideales de metales FCC bajo cizallamiento simple en la figura de polos  $\{111\}$  cifra polo (Li, Beyerlein y Bourke 2005). Nota: SD es la dirección de cizalla y SPN es la normal al plano de cizallamiento.

#### 6.2.5.1. Análisis de los mapas de orientación cristalina, figuras de polos directas e inversas

El mapa de orientación cristalina de la figura 5.14 para el MB (AA6082-T6) se observan granos grandes, alargados típicos de una chapa laminada. Con las figuras de polos directas e inversas puede establecerse cualitativa y cuantitativamente la presencia de orientaciones preferenciales en cada dirección considerada. De acuerdo a las figuras de polo inversas mostradas en la figura 5.15 y correspondientes a cada uno de los mapas de orientación mostrados en la figura 5.14, las mayores intensidades relativas se encuentran ubicadas hacia la dirección cristalográfica [111], respecto a la dirección transversal de la muestra, entre las direcciones [001] y [111] para la dirección de soldeo y [101] para la dirección normal. El análisis de la textura revela que la orientación preferente es del tipo Brass {110}  $\langle 1\bar{1}2 \rangle$ . Sin embargo, en la figura de polos se ve que la textura es relativamente débil. Con respecto a las figuras de polos para la ZAC-LA de configuración C2, mostradas en las figuras 5.21, vemos que las mayores intensidades relativas para la dirección transversal de la muestra se encuentran en la dirección [001] mientras que para la dirección de soldeo tiende hacia la dirección [101] y en la dirección normal hacia [111]. En esta zona hay una mezcla entre textura tipo Brass {110}  $\langle 1\bar{1}2 \rangle$  y tipo Cube {100}  $\langle 001 \rangle$ , probablemente debido al calentamiento y sobre-envejecimiento al que se ve sometido que no permite una transformación total hacia la dirección tipo Cube. En los diagramas de polos para la ZATM-LA (Figura 5.27) se observa que el mapa presenta una tonalidad azul en su práctica totalidad. La predominancia de un único color indica que la microestructura está formada principalmente por celdas de dislocaciones y subgranos, presentando

una baja desorientación y una baja fracción de granos de ángulo alto (HAGBs) como se observa en la figura 5.29. Con respecto a la ZA (Figura 5.33) las mayores intensidades relativas en la dirección transversal se encuentran ubicadas hacia la dirección cristalográfica [111], mientras que para la dirección de soldeo se ubican en las direcciones [111] y [101] y en la dirección normal tiende hacia la dirección [101]. El análisis de la textura revela que la orientación preferente es del tipo *Brass*  $\{110\} \langle 1\bar{1}2 \rangle$  al igual que el MB. La orientación obtenida es similar a la de un lingote de aluminio extruido, donde sus principales texturas de deformación son del tipo *Brass* y *Copper* así como, en menor medida, la textura de recristalización tipo *Cube* (Cho, Kim y Lee 2014). Gan et al. (Gan et al. 2014) encontraron un resultado similar para la textura del MB de un aluminio comercialmente puro, la cual consiste principalmente de una mezcla de texturas ( $\{124\} \langle 211 \rangle$ ), S y *Brass* R ( $\{236\} \langle 385 \rangle$ ). Suhuddin et al. (Suhuddin et al. 2010) estudiaron la estructura de grano y la evolución de la textura durante la soldadura por fricción-agitación de láminas delgadas de aleación de aluminio 6016. Ellos encontraron que la formación de una textura de cizalla simple  $\{112\} \langle 110 \rangle$  fue inducida por la rotación y que la ZA tiene una textura *Cube*  $\{100\} \langle 100 \rangle$ .

Sato et al. (Sato et al. 2001) realizaron un estudio detallado de la textura para soldaduras por fricción-agitación en una chapa de aleación 6063-T5 de 4 mm de espesor. El MB lo asemejaron con una textura de fibra  $\langle 100 \rangle$ , con el componente más dominante cerca de la Orientación Goss ( $(110) \langle 001 \rangle$ ), y relacionaron la textura en el centro de la soldadura a tensiones y deformaciones en la parte trasera de la herramienta, generadas por la rotación del hombro y pin de la herramienta. Se muestra que  $\{110\} \langle 001 \rangle$  y  $\{114\} \langle 221 \rangle$  tienen un plano común  $\{111\}$  y una

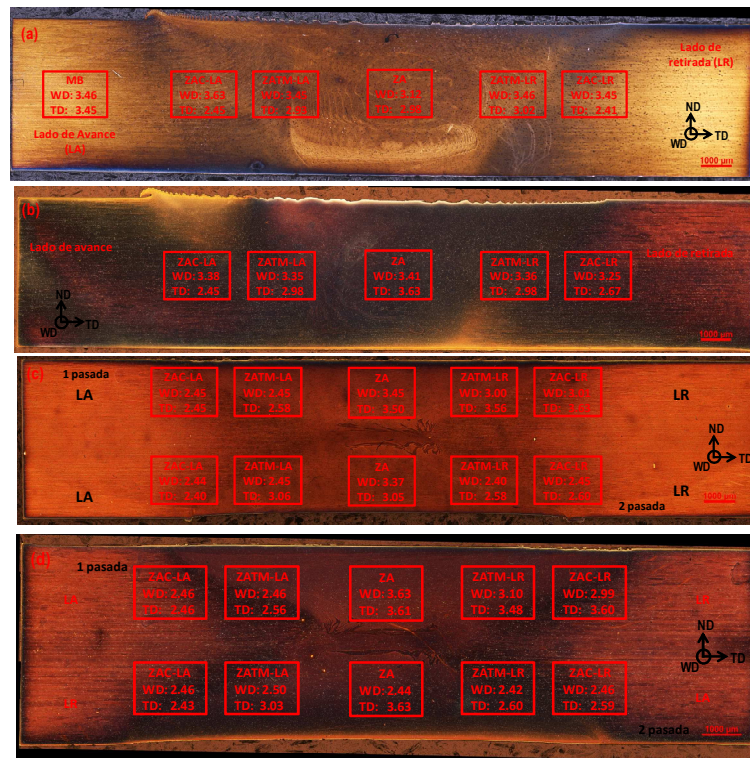
dirección común  $\langle 110 \rangle$ : detrás de la herramienta éstos son más o menos paralelos a la superficie del pin y perpendiculares a la dirección de soldadura (WD). También indican que las tensiones de cizallamiento se vuelven más complicadas cuando se alejan de la ZA ya que se genera una mezcla de tensiones inducidas por la rotación de la herramienta y la velocidad de soldeo. En el lado de avance, las dos tensiones son similares en el sentido, mientras que en el lado de retroceso varían hasta el punto en que son opuestas. Esto produce un patrón de textura más complejo; sin embargo, ya que ambos conjuntos de tensiones de cizalla todavía maniobran perpendicular a la dirección normal, el flujo plástico de material compuesto resultante produce una de las direcciones  $\langle 111 \rangle$  más o menos perpendicular a la dirección normal. Se desprende de la obra de Sato et al. (Sato et al. 2001), que, para la mayoría de las soldaduras, las texturas son relativamente moderadas (intensidades máximas de figura de polos  $\sim 4$  veces al azar). Otros estudios que también se han concentrado en la ZA de la soldadura están de acuerdo en que esta región tiene una textura generalmente débil (Norman, Brough y Prangnell 2000; Jata y Semiatin 2000b). Field et al (Field et al. 2001b), encontraron un gradiente de textura en movimiento desde la superficie hasta la raíz para la FSW en chapas de aleaciones de aluminio 1100 y 6061-T6 de 6.35 mm de espesor y están de acuerdo que la textura más fuerte está en el lado de avance para todas las profundidades y que hay una significativa diferencia entre el lado de avance y el lado de retroceso de la soldadura.

#### 6.2.5.2. Análisis del factor de Taylor

Con el fin de determinar el efecto potencial de la evolución de la textura en la resistencia mecánica, se ha obtenido el factor de Taylor promedio,  $\bar{M}$ , para cada



región y configuración, a partir de las figuras 5.16, 5.22, 5.28, 5.34, como se observa en la figura 6.4. Los valores del factor de Taylor se resumen en la tabla 6.1.



**Figura 6.4.** Factor de Taylor promedio,  $\bar{M}$  para cada zona de las cuatro configuraciones estudiadas: (a) C1, (b) C2, (c) C3, (d) C4. “TD” denota la deformación en la dirección transversal y “WD” representa la deformación en la dirección de soldadura y “ND” la deformación en la dirección normal

El factor de Taylor (M) para la deformación uniaxial se puede expresar como:

$$M = \frac{\sigma}{\tau_c} = \frac{\sum \gamma}{\varepsilon} \quad \text{Ecuación 6.1}$$

Donde  $\sigma$  es la tensión de flujo bajo carga uniaxial,  $\tau_c$  es el esfuerzo cortante resuelto crítico para el sistema de deslizamiento activo,  $\Sigma\gamma$  es la deformación total de cizalla interna sumada sobre cada uno de los sistemas de deslizamiento activos y  $\varepsilon$  es la deformación uniaxial externa.

**Tabla 6.1.** Factor de Taylor promedio,  $\bar{M}$ , para cada zona de las cuatro configuraciones

METAL BASE (MB)					
WD	3.46				
TD	3.45				
CONFIGURACIÓN C1					
	ZAC-LR	ZATM-LR	ZA	ZAC-LA	ZATM-LA
WD	3.63	3.45	3.12	3.46	3.45
TD	2.45	2.93	2.98	3.02	2.41
CONFIGURACIÓN C2					
	ZAC-LR	ZATM-LR	ZA	ZAC-LA	ZATM-LA
WD	3.38	3.35	3.41	3.36	3.25
TD	2.45	2.98	3.63	2.98	2.67
CONFIGURACIÓN C3					
1ra PASADA					
	ZAC-LR	ZATM-LR	ZA	ZAC-LA	ZATM-LA
WD	2.45	2.45	3.45	3.00	3.01
TD	2.45	2.58	3.50	3.56	3.63
2da PASADA					
	ZAC-LR	ZATM-LR	ZA	ZAC-LA	ZATM-LA
WD	2.44	2.45	3.37	2.40	2.45
TD	2.40	3.06	3.05	2.58	2.60
CONFIGURACIÓN C4					
1ra PASADA					
	ZAC-LR	ZATM-LR	ZA	ZAC-LA	ZATM-LA
WD	2.46	2.46	3.63	3.10	2.99
TD	2.46	2.56	3.61	3.48	3.60
2da PASADA					
	ZAC-LR	ZATM-LR	ZA	ZAC-LA	ZATM-LA
WD	2.46	2.50	2.44	2.42	2.46
TD	2.43	3.03	3.63	2.60	2.59

Bajo el modelo original de Taylor, el conjunto de sistemas de deslizamiento activos independientes se identifica por un incremento de la deformación externa a fin de minimizar el cizallamiento interno manteniendo la compatibilidad de deformación entre los granos en un policristal. Por lo tanto, la ecuación 6.1 proporciona una medida de la dependencia de la orientación con la deformación plástica.

Los valores más altos de  $M$  indican orientaciones más resistentes a la deformación plástica bajo una trayectoria de deformación específica, es decir, un gran factor de Taylor corresponde a un grano que requiere una gran cantidad de trabajo de plástico para deformarlo y por lo tanto es "más resistente". Tanto en el MB como en las diferentes zonas de las cuatro configuraciones estudiadas, la distribución de  $\bar{M}$  para la deformación en TD y WD tiene valores cercanos, similares al de un policristal fcc aleatorio (3.07) ya que las texturas son bastante débiles. En términos generales, el factor de Taylor promedio es mayor en la dirección de soldeo (WD) que en la dirección transversal (TD). Para la configuración C1, el factor de Taylor promedio en la dirección de soldadura,  $\bar{M}_{WD}$ , muestra una ligera disminución en la ZA, aunque de una magnitud que sugiere un efecto de segundo orden en la gran variación en la microdureza, mientras que el valor del factor de Taylor promedio en la dirección transversal (TD), el  $\bar{M}_{TD}$ , de la ZAC-LR es intermedio entre los observados de las diferentes zonas. Por lo tanto, parece que la degradación de las propiedades mecánicas de la ZAC-LR y su comportamiento asociado bajo tensión transversal no son función de la textura. Los valores más bajos del Factor de Taylor promedio se encuentran en la ZAC-LR en la dirección transversal, coincidiendo con la zona de menor resistencia a la deformación y por ende la zona más débil, donde se produce el fallo en los ensayos de tracción y fatiga.

Field et al. (Field et al. 2001b) encontraron que el valor del factor de Taylor varía en el rango de 2.75 a 3.60 desde el lado de avance hasta el lado de retroceso, en muestras de aleaciones de aluminio 1100, 6061-T6 y Al-Li procesadas por fricción-agitación. Esta diferencia refleja el efecto de los factores de textura cristalográfica de resistencia a la deformación a tracción. Chen et al. (Chen, Lui y Chen 2013) correlacionaron la variación de dureza en la ZA con el factor de Taylor mediante la ecuación  $H_0 = cM\tau$ , donde M es factor de Taylor,  $\tau$  es la tensión de cizalla aplicada en el sistema de deslizamiento efectiva y c es una constante. Fonda y Bingert (Fonda y Bingert 2004) calcularon el factor de Taylor en las diferentes zonas de la FSW para placas de aleación de aluminio 2519-T87 de 25 mm de espesor y concluyeron que la variación de la textura no contribuye sustancialmente sobre la distribución de microdureza o el fallo a tracción transversal.

Sato et al. (Sato y Kokawa 2001) estudiaron los factores microestructurales dominantes que gobiernan las propiedades a tracción globales de chapas de aleación de aluminio 6063 de 4 mm de espesor soldadas por fricción-agitación. Utilizaron la técnica OIM (*Orientation Imaging Microcopy*) para revelar la relación entre la ubicación de la fractura a tracción y la distribución de la orientación cristalográfica. Ellos determinaron que cuando la soldadura tiene un perfil de dureza homogéneo, la ubicación de la fractura depende de la distribución de orientación cristalográfica de los granos de la matriz y del tensor de deformación de la deformación impuesta, es decir, que la fractura se produce en la región con un factor de Taylor promedio mínimo. Resultados similares obtuvieron Tayon et al. (Tayon et al. 2013) cuando analizaron la evolución de la textura en la ZATM en placas de aleación de aluminio-litio (2195) de 19 mm de espesor, soldadas por fricción-agitación. Ellos encontraron una correlación entre la textura y la fractura en

una muestra a tracción subescala, donde el fallo se produjo dentro de una banda visible de granos con bajo factor de Taylor y con una orientación cristalográfica tipo *Cube*, específicamente en la ZATM-LA, la cual es una zona cristalográficamente débil.

#### 6.2.5.3. Análisis de la desorientación de los límites de grano (*misorientation*) y los sitios de coincidencia de la red (CSLs)

Las figura 5.17, 5.18, 5.23, 5.24, 5.29, 5.30, 5.35, 5.36, muestran las imágenes EBSD de desorientaciones de límite de grano y CSLs para el MB y las zonas de soldadura para la configuración C2. Los valores de desorientaciones se agrupan en límites de grano de ángulo alto (HAGBs: desorientación  $>15^\circ$ ) y los de ángulo bajo (LAGBs: desorientación menor de  $15^\circ$ ). Con una línea continua negra se ha representado la distribución de Mackenzie (Mackenzie 1958), correspondiente a una la distribución al azar en un sistema cúbico cristalino. Los materiales con alta energía de fallo de apilamiento, como las aleaciones de aluminio, se someten a la recristalización dinámica continua durante la deformación a alta temperatura (Gourdet y Montheillet 2003), la cual es causada por el calentamiento por fricción local y por la deformación plástica severa. En el caso del MB y la ZA (Figuras 5.17 y 5.35, respectivamente) presenta un histograma desplazado hacia valores de desorientación más elevados y más próximos a la distribución de Mackenzie y la desorientación media es de  $\sim 45^\circ$ , mientras que la ZAC-LA y ZATM-LA se observa un histograma muy desplazado hacia valores de desorientación muy bajos, siendo el valor de desorientación media  $\sim 5^\circ$ . Los histogramas indican que la deformación severa provoca una evolución del material hacia mayores valores de desorientación media. Durante la FSW, se presenta un aumento en el efecto combinado de

calentamiento por fricción y deformación plástica desde la ZATM hasta la ZA (Jata y Semiatin 2000b) y hay un aumento sustancial en el número de LAGBs en la ZATM y luego disminuye en la ZA al nivel del MB, este comportamiento se puede atribuir a la recuperación dinámica, donde se forma un gran número de subgranos con límites intergranulares de ángulo bajo (Su et al. 2003b). Arora et al. (Arora et al. 2010) reportaron un resultado similar para una aleación de aluminio AA2219. Además, con más deformación termomecánica, las dislocaciones se acomodan progresivamente en los límites de subgranos, lo que resulta en un aumento de la desorientación de los subgranos y una estructura de grano equiaxial muy fina.

### **6.3. ANÁLISIS TÉRMICO DE LAS UNIONES SOLDADAS**

#### **6.3.1. Transformaciones de fase de las diferentes zonas de soldadura para las cuatro configuraciones de soldadura estudiadas**

En las figuras 5.40 a 5.45 se observan las curvas DSC para las diferentes configuraciones y zonas de soldadura, y la curva del metal base (MB) con el objetivo de poder correlacionar los fenómenos de disolución, precipitación y re-precipitación, envejecimiento y sobre-envejecimiento.

La aleación AA6082 de este estudio está en la condición de tratamiento térmico T6, la cual corresponde a la máxima dureza que se puede alcanzar en esta aleación endurecible por envejecimiento. Tal endurecimiento resulta de la dispersión fina de precipitados  $\beta''$  tipo aguja que nuclean y crecen a lo largo de la dirección  $\langle 001 \rangle$  de la red fcc de la matriz de aluminio (Andersen et al. 1998; Murayama y Hono 1999).

Para la configuración C1 (Figura 5.40), el pico por debajo de los 100 °C se mantiene en todas las zonas de soldadura salvo una disolución parcial de la ZA,

mientras que el pico entre a 118.2 °C, el cual se vincula a la formación de zonas GP, sufre una disolución completa salvo para la ZAC del lado de retroceso. En la curva DSC de la ZAC-LA vemos que se ha generado un pico a 371.5 °C posiblemente debido una re-precipitación que sufre esta zona, sin embargo, en la ZAC-LR no se observa este pico, siendo ésta la zona más débil de todas las configuraciones, como se corrobora en el análisis fractográfico de los ensayos de tracción. También podemos observar que los precipitados  $\beta''$  se disuelven completamente en la ZA debido al aumento de la temperatura. Hay que señalar que el cizallamiento de las dislocaciones y la fragmentación de los precipitados pueden promover esta descomposición. En esta misma zona se presenta la disolución de las fases  $\beta'$  (261.9 °C) y  $\beta$  presentes en el MB. La disolución de la fase  $\beta$  comienza ~400 °C, por lo que se puede pensar que en la ZA ha alcanzado una temperatura superior. Este comportamiento de la ZA es el mismo para todas las configuraciones y zonas de soldadura estudiadas.

En las curvas DSC de la configuración C2 vemos que en la ZA hay una re-precipitación a 350.4 °C que le confiere una mayor dureza en la ZA en comparación con la configuración C1. Del mismo modo, para las configuraciones C3 y C4 los diagramas de DSC nos indican una disolución completa del pico por debajo de los 100 °C y una disminución del pico correspondiente a las zonas GP. Esta disminución es más acusada para la primera pasada en la configuración C3, debido probablemente a la influencia del calor generado por la segunda pasada. No obstante, la complejidad de los fenómenos de disolución, precipitación, re-precipitación, formación de fases secundarias o dispersoides, etc., hace que sea necesario un estudio más profundo en investigaciones posteriores.

## **6.4. ANÁLISIS DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS UNIONES SOLDADAS**

### **6.4.1. Influencia de los parámetros de procesado en las propiedades mecánicas estáticas de las uniones soldadas**

#### 6.4.1.1. Perfil de microdureza

En los perfiles de microdureza de la figura 5.46 empiezan con la dureza del MB (~110 HV1) y disminuye paulatinamente hasta alcanzar el valor mínimo en la ZAC (65-69 HV1) del LA y luego tiene un aumento que pasa por la ZATM (70-74 HV1) y llega a un valor máximo en la ZA (74-82 HV1) pero siempre menor que el del MB. Este perfil de repite hasta llegar nuevamente al MB del otro lado y se conoce como distribución de dureza en forma de W, que es típica en aleaciones endurecibles por precipitación (Liu et al. 1997; Murr, Liu y McClure 1998). Las zonas con menor dureza se corresponden con los sitios de fallo en los ensayos de tracción y fatiga, y esto está en concordancia con resultados obtenidos por J. Adamowski and M. Szkodo (Adamowski y Szkodo 2007). En las figuras 5.47 y 5.48 se observan los barridos específicos de las configuraciones C3 y C4. Los tres barridos realizados prácticamente son similares, con un ligero descenso de la dureza en la zona central atribuible inicialmente al engrosamiento del grano por la permanencia a una elevada temperatura durante más tiempo debido a la doble agitación, ya sea en la misma o contraria dirección de rotación de la herramienta. La reducción de la dureza en la zona de soldadura es habitual en las soldaduras por fricción-agitación de aleaciones de aluminio con envejecimiento artificial de la serie 6xxx hasta un 50% dependiendo de la condición de entrada de energía y la temperatura de la aleación (Mishra y Ma 2005).



El aumento de dureza de la ZA en comparación con la ZAC y la ZATM, es atribuible al refinamiento de grano en la ZA causado por la agitación severa (Kainuma et al 2008; Xu et al 2009; Ronning et al 2010) y a que las partículas formadas durante las operaciones termomecánicas anteriores se redistribuyen en la estructura, entrando en solución sólida y re-precipitando durante el proceso de soldadura (Rhodes et al. 1997b; Murr, Liu y McClure 1998).

En general, los perfiles de dureza dependen fundamentalmente de los tipos de precipitados, su distribución y el tamaño de grano en las diferentes regiones de soldadura. En comparación con el MB, el considerable ablandamiento que se produce en toda la zona de soldadura es debido a la eliminación del efecto de endurecimiento por deformación por la recristalización dinámica (Harris y Norman 2003). También se observa que la dureza aumenta con la disminución del aporte térmico, posiblemente porque se disuelve menos cantidad de precipitados y también se genera un tamaño de grano más pequeño.

En la figura 5.46 se puede observar que la configuración C2 (condición “fría”) es la que presenta mayor dureza en la zona de soldadura, seguida por la configuración C1 (condición “caliente”). Esta tendencia de microdureza se puede referir de forma general a un enfriamiento más rápido (transitorio más corto) experimentado por la condición “fría” en comparación con la condición “caliente” que permite la retención de una cierta capacidad de endurecimiento por precipitación, que posteriormente se realiza por envejecimiento natural de la ZA.

#### 6.4.1.2. Ensayo a tracción

La resistencia a tracción de las soldaduras por fricción-agitación es menor que la del metal base, independientemente de la entrada de calor y configuración de junta utilizadas para fabricar las uniones soldadas. Hay que destacar que en todas las configuraciones las muestras en el ensayo de tracción fallaron en la ZAC del lado de retroceso, contrario a lo que reporta Liu et al. (Liu et al. 2003). De los resultados experimentales que se presentan en la tabla 5.9 se puede observar que la configuración C2 es la que muestra mayor resistencia a tracción (229 MPa), que corresponde a un 76% de la resistencia a tracción del metal base (MB), mientras que las configuraciones C1 y C4 tiene un 73% y la configuración C3 un 71% de la resistencia a tracción del MB. Comparando las configuraciones realizadas por una cara (C1 y C2) se puede ver que si disminuye la velocidad de rotación (1500 a 900 rpm) y aumenta la velocidad de soldeo (de 254 a 508 mm/min) la resistencia mecánica de la unión aumenta. Esto se puede atribuir a la disminución del aporte térmico (condición fría de WPR) y por consiguiente, menos temperatura en la región de soldadura lo que corresponde a una menor disolución precipitados endurecedores (El-Danaf y El-Rayes 2013). Las soldaduras por ambas caras tienen un alargamiento más bajo que las soldadas por una cara y esto probablemente debido a la textura cristalográfica aleatoria generada que obstaculiza la fractura en la ZA con un bajo alargamiento de la unión (Chen et al. 2013). Según Adamowski et al. (Adamowski et al. 2007), la resistencia a tracción aumenta con el aumento de la velocidad de soldeo. Los parámetros de proceso con fuerte influencia en las propiedades mecánicas son la velocidad de soldadura y la velocidad de rotación de la herramienta, los cuales definen el calor específico suministrado a la soldadura.

Con respecto a las configuraciones por ambas caras, las muestras a tracción fallaron cerca de la segunda pasada por el lado de retroceso aunque serían necesarios más ensayos para determinar si hubo una preferencia por cualquiera de los lados (avance o retroceso) de la soldadura. La configuración C4 es la que presenta mejores propiedades mecánicas, probablemente porque el flujo inverso de la segunda pasada sea algo más favorable para una re-precipitación. Sin embargo, Gopi (Gopi 2014) realizó soldaduras por fricción-agitación por una y ambas caras en una aleación de aluminio AA6082-T6 de 8 mm de espesor y encontró que la soldadura por ambas caras muestra una mayor resistencia a tracción que la soldadura para una cara, con un 5 a 10% de aumento en la eficiencia de la unión. Pero obtuvo resultados similares a los encontrados en esta tesis cuando comparó soldaduras por fricción-agitación por una cara en las condiciones “caliente”, “fría” y “óptima” para chapas de aleación de aluminio AA6082-T6 con espesores de 4, 6 y 8 mm, obteniendo mejor resistencia a tracción para la condición “fría” en comparación con la condición “caliente”. McPerson et al. (McPherson et al. 2013) realizaron una comparación entre soldaduras por fricción-agitación por una y ambas caras en una placa de acero DH36 de 8 mm de espesor, y encontraron que la dureza y resistencia mecánica de la FSW por una cara son más bajas que la de la FSW por ambas caras.

#### **6.4.2. Influencia de los parámetros de procesado en las propiedades mecánicas dinámicas de las uniones soldadas**

##### **6.4.2.1. Ensayo a fatiga**

En la figura 5.49 se observa que la configuración C1, condición “caliente” es la que tiene un mejor comportamiento a fatiga. Los resultados de los ensayos muestran

que el comportamiento a fatiga de las uniones FSW disminuye con una velocidad de avance mayor y menor velocidad de rotación, es decir, un WPR [rev/mm] < 2 (condición “fría”) o un aporte térmico bajo. Sin embargo, Cavaliere y Panella (Cavaliere y Panella 2008) comunicaron que la resistencia a fatiga de las aleaciones de aluminio más comunes disminuye a medida que aumenta la WPR (mm/rev), es decir, para una condición “fría”. Por otra parte, Ericsson y Sandström (Ericsson y Sandström 2003) reportaron que con una velocidad de avance baja obtuvieron los mejores resultados a fatiga en una aleación de aluminio 6082 soldada por FSW debido a que la cantidad de calor suministrado a la región de la soldadura fue mayor y por lo tanto el flujo de metal y la creación de la soldadura podría haber sido más eficaz. K. Krasnowski y S. Dymek (Krasnowski y Dymek 2013) realizaron un estudio comparativo del comportamiento a fatiga en soldaduras por fricción-agitación a tope por una y ambas caras en una aleación de aluminio AA6082-T6 y, contrario a los resultados de esta tesis, encontraron que la FSW por ambas caras tiene una mayor resistencia a fatiga que la FSW por una cara para un diseño de herramienta específico.

Biallas et al. (Biallas et al. 1999b), encontraron que la resistencia a la fatiga de una aleación de aluminio 2024-T3 soldada por fricción-agitación (tensión-tensión de carga,  $R = 0.1$ ) fue cercana a la del material base y además encontraron que el aumento de la velocidad de rotación de la herramienta y la velocidad de soldeo aumenta la vida de fatiga de las soldaduras muy cerca de los niveles del material base, probablemente se debe a que al aumentar la velocidad de soldeo se incrementa la distancia entre los mínimos de dureza y, por lo tanto, aumenta la resistencia de la ZA de la soldadura.

Cirello et al. (Cirello et al. 2006), encontraron que la influencia de la variación de los parámetros de la FSW a tope en el comportamiento a fatiga de la aleación de aluminio AA6082-T6 fue bastante bajo y la eficiencia de la unión en la mejor condición fue de 60%. En comparación con estos resultados, los del presente estudio puede ser importante, sobre todo porque la tendencia de la resistencia a fatiga de las cuatro configuraciones analizadas es de una vida a fatiga de más de  $10^5$  ciclos. El efecto de la variación de la velocidad de soldeo sobre el comportamiento a fatiga a bajos ciclos en una aleación de aluminio AA6061-T651 soldada por fricción-agitación fue estudiado por Feng et al. (Feng, Chen y Ma 2010). Ellos encontraron la resistencia a fatiga disminuye con el aumento de la velocidad de soldeo de 200 mm/min a 600 mm/min, es decir, en concordancia con lo que se ha observado en los resultados obtenidos en la presente tesis para la aleación AA6082-T6 soldada por fricción-agitación. En lo que se refiere al régimen de fatiga a altos ciclos, Kim et al. (Kim, Won y Goo 2010), observaron que la resistencia a fatiga, con un límite máximo de  $2 \times 10^6$  ciclos, de las uniones soldadas por fricción-agitación de láminas de aleación de aluminio A6005-T5 extruido; disminuyó con el aumento de la velocidad de avance de 300 mm/min a 650 mm/min. Mientras que S. Baragetti y G. D'Urso (Baragetti y D'urso 2014) encontraron que la serie de muestras soldadas con una velocidad de soldeo baja (150 mm/min), una alta velocidad de rotación (2000 rpm) y una herramienta con pin sin rosca, fueron las que presentaron mejor comportamiento a fatiga.

#### **6.4.3. Análisis fractográfico para los ensayos de tracción y fatiga**

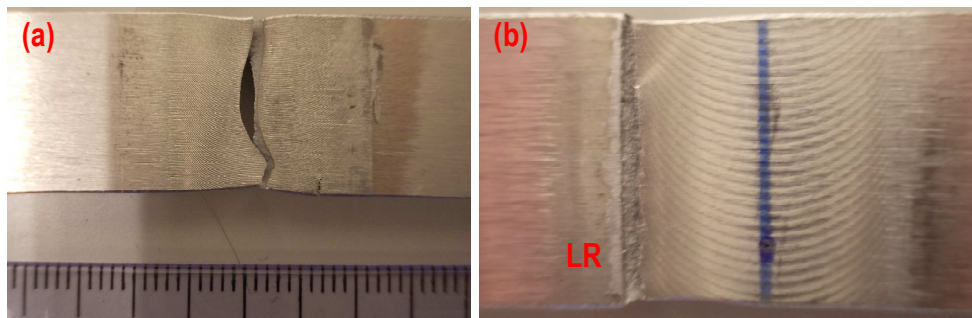
En el análisis fractográfico del ensayo de tracción, figuras 5.51 a 5.54, se pueden observar las características de fractura por dos tipos de hoyuelos: hoyuelos tipo

agujeros profundos y hoyuelos tipo superficiales. La superficie de fractura aparece poblada de hoyuelos muy finos y bordes desgarrados que revelan un comportamiento muy dúctil del material antes del fallo. En las configuraciones por ambas caras la grieta inicia en la región superior de la soldadura (1ª pasada) y se propaga hacia la región inferior (2ª pasada). Este interesante modo de fractura se genera desde los fragmentos del anillo de cebolla como capas con un tipo de mezcla dúctil-frágil que es similar a la estructura de una aleación de fundición que causa la reducción de la resistencia de la junta soldada.

El principal mecanismo de fractura en las aleaciones AA6082 es la rotura con hoyuelos e indica que la fractura se produjo con cierto grado de ductilidad, pero la existencia de algún defecto siempre puede causar una concentración de tensiones alrededor de la zona del defecto durante el ensayo de tracción; por lo tanto, este fenómeno se traduce en una deformación localizada que es mayor que el límite elástico en la zona de turbulencia de la soldadura, una grieta repentina en la muestra, y, en consecuencia, un bajo alargamiento en la unión.

En el análisis fractográfico del ensayo de fatiga, dependiendo de la tensión alterna aplicada, se identificaron dos formas de fallo por fatiga: “fallo en dentro de la soldadura”, es decir, en la ZA (Figura 6.5(a)) y “fallo fuera de la soldadura”, en la ZATM o ZAC (Figura 6.5(b)) por el lado de retroceso (LR). En el primer caso, hay varias características microestructurales del brazo de flujo/ZA que hay que tener en cuenta para una buena vida a fatiga por esta región, a saber: el tamaño de grano fino y la distribución de partículas intermetálicas, niveles de resistencia moderados y un bajo contenido de defectos/vacíos introducidos por la FSW. El hecho de que la iniciación no se produzca en el punto de mínima dureza muestra que la resistencia

de flujo local no es la principal influencia en el comportamiento de iniciación, como reportó G. Bussu y P.E. Irving (Bussu y Irving 1999).



**Figura 6.5.** (a) Imagen de la configuración C1 con  $\sigma_a=70$  MPa, donde se observa el fallo dentro de la soldadura, b) Imagen de la configuración C4 con  $\sigma_a=65$  MPa, donde se observa el fallo fuera de la soldadura por el lado de retroceso

En el segundo caso, el inicio de grietas se presentó en las partículas intermetálicas gruesas, lo cual es típico de las aleaciones tratables térmicamente, aunque es de suponer que los cambios en las características de los precipitados endurecedores, tales como la capacidad de cizallado y/o la incidencia de precipitación heterogénea en las interfaces partícula/matriz pueden influir en la resistencia de descohesión efectiva de los intermetálicos en un lugar específico. Como se puede ver en las figuras 5.55 a 5.60, las fracturas de las muestras de fatiga presentan una región de inicio de grieta, crecimiento de grieta estable y rotura. La fractura por fatiga en la ZAC/ZATM se caracteriza por un crecimiento macroscópicamente plano de la grieta, perpendicular a la carga aplicada. La iniciación se produjo por descohesión de grandes partículas  $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ , con la posterior propagación de grietas presentando esencialmente un típico fallo transgranular tipo I, dando paso a la propagación de grietas más dúctil con el aumento de la longitud de la grieta. En la

fractura por fatiga en la ZA, el inicio se identifica con una discontinuidad macroscópica distinta en el patrón de flujo de material en la superficie de la muestra. Las muestras que fallaron en la ZAC/ZATM no mostraron tales características. El crecimiento de la grieta a través de la ZA fue macroscópicamente más irregular que el observado en la ZAC/ZATM y siguió una trayectoria a través del brazo de flujo de soldadura con el posterior fallo siguiendo de cerca las bandas de anillo de cebolla. El modo de crecimiento fue predominantemente transgranular con algunas características intergranulares (es decir, del orden del tamaño de grano en el brazo de flujo y ZA).

Hay varios estudios que centran en el comportamiento a fatiga de las soldaduras por fricción-agitación con rebabas de soldadura (Ericsson y Sandström 2003; Lomolino, Tovo y Dos Santos 2005; Kainuma et al. 2008) o defectos como “agujeros” o “kissing bond (James, Hattingh y Bradley 2003; Dickerson y Przydatek 2003; James et al. 2005; Zhou, Yang y Luan 2006b; Di et al. 2007, 2006 ; Zhou, Yang y Luan 2006a), donde explican que el inicio de grieta no se rige por las microestructuras alrededor de la zona de soldadura, sino por la concentración de tensiones debido a las rebabas o defectos. En Sin embargo, en otras investigaciones, a la superficie superior de la FSW se le realizó un fresado para eliminar las rebabas de soldadura y el inicio de grieta se generó en los huecos (James, Hattingh y Bradley 2003; James et al. 2005) o defectos raíz (Zhou, Yang y Luan 2006b; Di et al. 2007, 2006 ; Zhou, Yang y Luan 2006a). Ali et al. (Ali et al. 2007) informó de que el núcleo de las grietas de fatiga se encuentra dentro de la ZA en la soldadura por fricción-agitación para una aleación de aluminio 2024-T3 con una superficie pulida a espejo y Kainuma et al. (Kainuma et al. 2008) manifestó que la grieta se inicia en el MB de la FSW en una aleación A6N01 S-T6. Cavaliere et al.

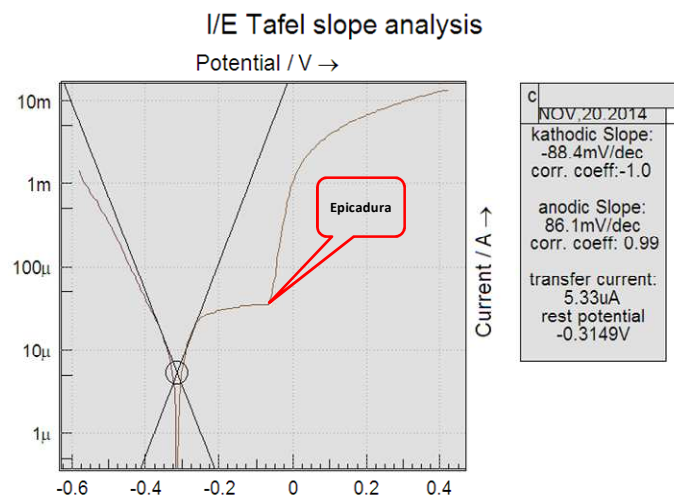


(Cavaliere, Squillace y Panella 2008), realizaron ensayos de fatiga en probetas soldadas por fricción agitación con la misma aleación AA6082-T6 y con aleaciones disimilares AA2024-AA7075 (Cavaliere y Panella 2008) sin rebabas de soldadura y discutieron el efecto de los parámetros de soldadura en la microestructura y las propiedades a fatiga. Ellos encontraron que la fractura por fatiga se produjo en el lado de avance de la herramienta en la FSW de la aleación AA6082-T6. Sin embargo, el efecto de la microestructura en el comportamiento a fatiga y resistencia a fatiga no quedó claro. Además, Lomolino et al. (Lomolino, Tovo y Dos Santos 2005) evaluaron la resistencia a fatiga de varias aleaciones de aluminio y publicaron que la resistencia era dependiente de los sistemas de aleación.

### **6.5. ANÁLISIS DEL ENSAYO DE CORROSIÓN DE LAS DIFERENTES ZONAS DE LA UNIÓN SOLDADA**

Las aleaciones de aluminio tratables térmicamente tienen dos tipos de partículas de segunda fase, a saber, fases intermetálicas formadas durante la colada y las formadas durante el envejecimiento; las cuales influyen en la resistencia a la corrosión. La corrosión es un comportamiento superficial que puede generar fenómenos de reducción o eliminación de estas partículas de segundas fases de la superficie. En general, se puede formar fácilmente en la superficie de las aleaciones de aluminio una película de óxido pasiva cuando se expone al aire o al agua. Sin embargo, la velocidad de corrosión podría ser muy alta debido a la presencia de iones cloruro. Además, el comportamiento a corrosión de las aleaciones de aluminio depende en gran medida de la heterogeneidad de sus microestructuras.

En las figuras 5.62 a 5.64 se observa que el comportamiento a corrosión del metal base varía con respecto a las diferentes zonas de la soldadura. Las regiones o zonas de la soldadura tienen una microestructura heterogénea mientras que la aleación base tiene una microestructura uniforme, es decir, una distribución uniforme de los precipitados en la matriz de aluminio. Los precipitados son más nobles y promueven la disolución anódica de la matriz. Se observa que el potencial de corrosión ( $E_{corr}$ ) en las zonas de la soldadura cambia a valores más nobles en comparación con el material base (MB).



**Figura 6.6.** Potencial de picadura en la ZATM-LR de la configuración C1

En la figura 6.6 se observa que  $E_{pic} > E_{corr}$ , lo que indica que se producirán las picaduras en la zona pasiva y se podrá reparar el daño de la película pasiva, evitando una mayor corrosión. La anterior afirmación se repite en todas las configuraciones de soldadura. Los potenciales de picaduras de las muestras ensayadas a corrosión se muestran en la tabla 5.10 para las distintas

configuraciones estudiadas e indican claramente una mayor resistencia a la corrosión de la zona soldada en comparación con el MB. Esto se atribuye a que los precipitados presentes en la aleación promueven la disolución de la matriz a través de la disolución selectiva de aluminio a partir de la partícula. Estos depósitos de precipitados son altamente catódicos en comparación con la matriz metálica, los cuales inician las picaduras en la matriz circundante y también aumenta el crecimiento de picaduras. Durante el proceso de FSW sólo los precipitados más gruesos podrían nuclear y crecer, pero no los precipitados más finos, y esto ayuda en la formación de la película pasiva, la cual se mantuvo más intacta en la superficie de la muestra. El envejecimiento artificial (estado T6) produce una microestructura con distribución uniforme de precipitados en la matriz de aluminio y esta condición genera heterogeneidad en una escala microscópica. Los precipitados son nobles y promueven la disolución anódica de la matriz. La resistencia a la corrosión por picadura mayor de la ZA se puede atribuir a la disolución de los precipitados. La cantidad de precipitados es bastante baja en comparación con las otras zonas de soldadura.

Se puede observar que el área de corrosión localizada de la FSW depende de los parámetros de soldadura, especialmente de la velocidad de rotación de la herramienta. A baja velocidad de rotación, el área de ataque anódico está situada en la ZA y se extiende continuamente en la ZAC, mientras que a altas velocidades de rotación, el área de corrosión se encuentra predominantemente en la ZAC y la ZA muestra una reactividad predominantemente catódica. La anchura de la región anódicamente activa depende de la velocidad de rotación y de la velocidad de soldeo. Para una velocidad de rotación dada, la anchura de la región reactiva

disminuye al aumentar la velocidad de soldeo mientras que a una velocidad de soldeo dada, la anchura de la región reactiva aumenta al aumentar la velocidad de rotación (Patil 2015).

El comportamiento a la corrosión también se ve afectado por los parámetros de soldeo, en particular por la velocidad de rotación de la herramienta, según lo establecido por Conolly et al. (Connolly et al. 2004) y Davenport et al. (Davenport et al. 2006) en sus estudios realizados para la FSW de chapas de aleación de aluminio AA2024-T3 de 6 mm de espesor. Altas velocidades de rotación producen entradas de calor más altas, que pueden causar la precipitación de la fase S conduciendo a una alta reactividad catódica en la ZA y una alta reactividad anódica en la ZAC como resultado de la sensibilización de los límites de grano.

# ***CONCLUSIONES***



## 7. CONCLUSIONES

Como conclusión general, el proceso de soldadura por fricción-agitación es una técnica de soldeo que permite obtener uniones soldadas en estado semi-sólido, sin aporte de material. La aleación AA6082-T6 fue soldada por fricción-agitación con unos parámetros de proceso adecuados, sin presencia de defectos macroscópicos, y posee una microestructura, propiedades mecánicas y comportamiento a corrosión adecuadas para aplicaciones estructurales. De la discusión de los resultados se obtienen las siguientes conclusiones:

### 7.1. PARÁMETROS DE PROCESADO FSW

- La aleación de aluminio seleccionada, AA6082-T6, ha presentado un comportamiento adecuado, manteniendo su composición química, sus características mecánicas y térmicas acorde con los estándares de esta aleación.
- Todas las configuraciones de soldeo estudiadas han superado un ángulo de 150° en el ensayo de doblado y en el análisis visual no se observaron grietas o algún tipo de imperfección. Las soldaduras presentaron una buena ductilidad, lo que permite ángulos de doblado muy altos.

### 7.2. MACROESTRUCTURA Y MICROESTRUCTURA DE LAS UNIONES SOLDADAS

- No se han encontrado defectos macroestructurales en las cuatro configuraciones estudiadas.
- La superficie de la configuración “caliente” tiene un aspecto áspero, mientras que la superficie de la configuración “fría” tiene una superficie lisa y regular.

- En el metal base se han encontrado precipitados grandes de color gris y morfología poligonal del tipo Al-Fe-Mn-Si ( $\alpha$ -Al<sub>12</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si) y la fase  $\beta$  (Mg<sub>2</sub>Si) de color negro, más pequeña y redondeada.
- La zona de agitación han revelado una microestructura de granos equiaxiales finos recristalizados debido a una elevada temperatura y a una deformación plástica severa, y no se ha observado la presencia de la fase  $\beta$  (Mg<sub>2</sub>Si). El análisis efectuado con microscopía electrónica de transmisión de esta misma zona ha mostrado una sub-estructura con dispersoides secundarios gruesos distribuidos dentro del grano y en el límite de grano, y una densidad de dislocaciones bastante baja.
- Debido a la deformación a la que fue sometida, en la zona afectada termomecánicamente se han observado granos deformados, alargados, curvados hasta 90° y con una recristalización parcial. En esta zona se ha presentado una subestructura y paredes de dislocación más densas.
- La zona afectada por el calor tiene los granos un poco más grandes que los del metal base como resultado de la exposición al calor de la soldadura y sin presencia de deformación.
- En el análisis de textura realizado con EBSD ha revelado que la orientación preferente del metal base es del tipo Brass {110}  $\langle 1\bar{1}2 \rangle$ , al igual que la zona de agitación. La zona afectada por el calor del lado de avance para la configuración C2 tiene una mezcla entre textura tipo Brass {110}  $\langle 1\bar{1}2 \rangle$  y tipo Cube {100}  $\langle 001 \rangle$ , mientras que la zona afectada termomecánicamente está formada principalmente por celdas de dislocaciones y subgranos, presentando una baja desorientación y una baja fracción de granos de ángulo alto (HAGBs).



- El factor de Taylor muestra que la variación de la textura no contribuye sustancialmente a la distribución de la microdureza o al comportamiento de fallo a tracción transversal.
- El metal base y la zona de agitación tienen valores de desorientación más elevados y más próximos a la distribución de Mackenzie y la desorientación media es de  $\sim 45^\circ$ , lo que corresponde principalmente a estructuras de maclas, mientras que la ZAC-LA y ZATM-LA tienen valores de desorientación muy bajos, siendo el valor de desorientación media  $\sim 5^\circ$ , lo que corresponde principalmente a estructuras de dislocaciones.

### **7.3. ANÁLISIS TÉRMICO DE LAS UNIONES SOLDADAS**

- El pico de temperatura a  $118.2^\circ\text{C}$ , el cual se vincula a la formación de zonas GP, sufre una disolución completa en la configuración “caliente”, salvo para la ZAC del lado de retroceso.
- En la ZA de la configuración C2 se ha observado un pico de re-precipitación a  $350.4^\circ\text{C}$ .

### **7.4. PROPIEDADES MECÁNICAS Y TECNOLÓGICAS**

- El metal base tiene mejores propiedades a tracción que las cuatro configuraciones de soldadura estudiadas.
- Se han obtenido mejores propiedades a tracción y a fatiga para las configuraciones soldadas por una cara con respecto a las configuraciones soldadas por ambas caras.
- La configuración “fría” o con bajo aporte térmico tiene mejores propiedades a tracción que la configuración “caliente” o con alto aporte térmico. La eficiencia

de la configuración C2 es de 0.76, mientras que la eficiencia de las configuraciones C1, C3 y C4 es muy similar, estando entre 0.71 y 0.73.

- Todos los perfiles de dureza tiene una distribución tipo W, la cual es característica de las aleaciones endurecibles por precipitación y la configuración C2 tiene mejor comportamiento a dureza en todas las zonas de soldadura.
- La configuración C1 es la que presenta mejor comportamiento a fatiga.
- El principal mecanismo de fractura a tracción en las aleaciones AA6082 es la rotura con deformación plástica y todas las configuraciones fallaron en la ZAC del lado de retroceso. En las configuraciones por ambas caras la grieta inicia en la región superior de la soldadura (1ª pasada) y se propaga hacia la región inferior (2ª pasada).
- En el análisis fractográfico del ensayo de fatiga se identificaron dos formas de fallo por fatiga: “fallo en la ZA” y “fallo en la ZAC” por el lado de retroceso. La fractura de fatiga es una mezcla de decohesión intergranular y agrietamiento transgranular.
- El potencial de corrosión ( $E_{corr}$ ) en las zonas de la soldadura cambia a valores más nobles o menos negativos en comparación con el metal base (MB). Los potenciales de picaduras ( $E_{pic}$ ) indican una mayor resistencia a la corrosión de la zona de agitación en comparación con el MB y las otras zonas de soldadura.
- La configuración C1 tiene mejor resistencia a la corrosión y un menor diámetro promedio de picaduras en la zona de agitación en comparación con las otras zonas y configuraciones de soldadura.

***INVESTIGACIONES  
FUTURAS***



## 8. INVESTIGACIONES FUTURAS

Dada la extensión del estudio realizado, algunos temas se han abordado muy brevemente y otros temas han sido imposibles por falta de tiempo, medios y dificultad. Debido a esto, se recomienda continuar investigando o creando nuevas líneas que permitan complementar esta investigación.

Con respecto a los parámetros de procesado, se puede ampliar el número de tipos de configuraciones teniendo en cuenta el aporte térmico, añadiendo una configuración de “condición intermedia”. También se pueden realizar configuraciones por ambas caras con dos tipos de condiciones adicionales: “condición fría” y “condición intermedia” y así poder evaluar todo el espectro de condiciones dentro del mapa de procesamiento de la aleación de aluminio estudiada. Otro enfoque puede ser el de obtener configuraciones frías, calientes e intermedias con la variación de la velocidad de rotación de la herramienta y la velocidad de soldeo, intentando encontrar la mejor relación de propiedades, consumo energético y microestructura para extrapolar los resultados a nivel industrial. Igualmente, se puede variar la configuración de junta a tope y buscar otras geometrías que sean de interés industrial como la soldadura de tubos o perfiles.

Con respecto a las propiedades mecánicas se pueden evaluar diferentes tipos de tratamientos térmicos en volumen (maduración, envejecimiento, criogénicos, etc.) y superficiales (granallado, láser, etc.) que mejoren la resistencia mecánica y la vida a fatiga de las soldaduras por fricción-agitación. También ampliar el espectro de ensayos pensando en nuevos nichos de mercado para la FSW, tales como

tenacidad a fractura, oxidación a alta temperatura, etc., y el uso de ensayos no destructivos (END). Con respecto al estudio térmico, se puede realizar un estudio más a fondo de los ensayos de calorimetría diferencial de barrido y correlacionarlo con otras técnicas para entender a profundidad la compleja fenomenología de disolución, precipitación, etc.

***DIFUSIÓN DE  
RESULTADOS DERIVADOS  
DE LA TESIS***





## 9. DIFUSIÓN DE RESULTADOS DERIVADOS DE LA TESIS

Contribuciones en congresos y revistas:

1. E. Martínez y V. Amigó. Análisis del comportamiento a fatiga de la aleación AW6082-T6 soldada por fricción-agitación (FSW). XIV Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos. 17 al 19 de septiembre de 2014. Linares, Jaén, España.  
Modalidad: Ponencia Oral



XIV Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos PMS2014 (Linares-Jaén)

### **Análisis del comportamiento a fatiga de la aleación AW6082-T6 soldada por fricción-agitación (FSW)**

**E. Martínez<sup>(1)</sup>, V. Amigó<sup>(2)</sup>**

*(1) Instituto Tecnológico Metalmeccánico (AIMME), Avenida de Leonardo Da Vinci, 38; 46980, Valencia  
e-mail: [emartinez@aimme.es](mailto:emartinez@aimme.es) \**

*(2) Instituto de Tecnología de Materiales (ITM) – Universidad Politécnica de Valencia, Camino de Vera, s/n, 46022, Valencia*

**Palabras clave:** Soldadura por fricción agitación (FSW); velocidad de soldadura; velocidad de rotación; aleación de aluminio AW6082-T6; comportamiento a fatiga; superficie de fractura

**Keywords:** Friction Stir Welding (FSW); welding speed; rotating speed; AW6082-T6 aluminum alloy; fatigue behavior; fracture surface

#### **RESUMEN**

En este trabajo se han realizado ensayos de fatiga uniaxial con el fin de analizar el comportamiento a fatiga de una chapa de 5 mm de espesor de aleación de aluminio AW6082-T6 soldada a tope por fricción-agitación con cuatro diferentes condiciones de soldadura. Se realizó un estudio comparativo sobre el comportamiento a fatiga (diagrama S-N) entre las diferentes condiciones de soldadura, se observó la microestructura de las diferentes zonas de soldadura con microscopía óptica (OM) y microscopía electrónica de barrido (SEM) y se efectuó un análisis fractográfico. A una velocidad de soldadura baja y una velocidad de rotación alta la resistencia a fatiga de las soldaduras por fricción-agitación se mejora debido a la mayor cantidad de calor suministrado a la soldadura por unidad de longitud.

2. E. Martínez y V. Amigó. Caracterización mecánica y microestructural de la aleación de aluminio AW6082-T6 soldada por fricción-agitación. Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales. SAM-CONAMET/IBEROMAT/MATERIA 2014. 21–24 Octubre, 2014. Santa Fe, Argentina. Modalidad: Póster

## CARACTERIZACIÓN MECÁNICA Y MICROESTRUCTURAL DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO AW6082-T6 SOLDADA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN

AIMME INSTITUTO TECNOLÓGICO DE MATERIALES ITM

Equipo: Martínez Díaz, Yvonne Amigó Bonay  
 Laboratorio Tecnológico de Materiales (ITM) - Universidad Politécnica de Valencia, Camino de Vera, 46100, España  
 46100 de Tecnología de Materiales (ITM) - Universidad Politécnica de Valencia, Camino de Vera, 46100, España  
 amartinez@itmv.upv.es

---

### INTRODUCCIÓN

El proceso de soldadura por fricción-madame-agitación o calentamiento por fricción (FSW) fue inventado y patentado en 1991 por el Instituto de Soldadura de Investigación (ITM). Se trata de un proceso de unión en estado sólido en el que una herramienta giratoria accionada eléctricamente y un espado calefactado simultáneamente, al avanzar, se encargan de la mezcla que se produce a lo largo de las máximas. Este proceso genera grandes deformaciones locales y como consecuencia, las microestructuras de las diferentes zonas (ZAC) y por tanto las propiedades mecánicas de la soldadura. El objetivo de esta investigación es analizar la influencia de los parámetros de soldadura de la configuración de soldadura en las microestructuras y propiedades mecánicas de una chapa de 3 mm de espesor de aleación de aluminio AW6082-T6 soldada con el método FSW. Se analizará la caracterización mecánica mediante ensayos de tracción, fatiga y fatiga de fractura. Se realizará la caracterización microestructural de las diferentes zonas de soldadura con microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (SEM). Finalmente, se realizó un análisis fractográfico de tracción y fatiga mediante SEM para identificar el mecanismo de fractura que se producen. En general, la microestructura de las soldaduras muestra un tamaño de grano más grande en la zona de agitación. La resistencia a tracción más alta fue de 220 MPa para la configuración con velocidad de rotación de la herramienta de 500 rpm y velocidad de avance de 350 mm/min. Las soldaduras muestran una distribución de dúctil en forma de U que es única en aleaciones AlMgSi o AlMgSiZn. A una velocidad de rotación baja y una velocidad de avance alta la resistencia a fatiga de las soldaduras por fricción-agitación es mejor debido a la mayor cantidad de calor suministrado a la soldadura por unidad de longitud.

---

### DESARROLLO EXPERIMENTAL

**Materiales:** Chapa de aleación de aluminio AW6082-T6 de 3 mm de espesor.

%	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	99.98

**Procedimiento de soldadura:** Se realizó la soldadura en las siguientes condiciones: Configuración C1: "condición caliente" por una cara; Configuración C2: "condición fría" por una cara; Configuración C3: "condición fría" por ambas caras y la base de aluminio; Configuración C4: "condición fría" por ambas caras y la base de aluminio + retirada de la soldadura.

**Caracterización microestructural:** Microscopía óptica (MO), Microscopía electrónica de barrido (SEM), Difracción de rayos X (DRX), Difracción de neutrones (DIN), Difracción de electrones (DE), Difracción de electrones (DE), Difracción de electrones (DE).

**Ensayos de caracterización mecánica:** Ensayo de tracción, Ensayo de fatiga, Ensayo de fatiga de fractura, Ensayo de tracción, Ensayo de fatiga de fractura, Ensayo de tracción, Ensayo de fatiga de fractura.

**El herramienta utilizada tiene las siguientes características:** Diámetro del hombro: 15 mm, Perfil del hombro: plano, Diámetro del eje: 4 mm, Longitud del eje: 5,0 mm para las configuraciones simple (una cara) y 2,5 mm para las configuraciones doble (ambas caras), Tipo de pulido: cilíndrico - acabado M5 o S0, Material del eje: acero rápido de herramienta tratado con nitrógeno y carburo AlN M42 con dureza aproximada de 55-58 HRC.

---

### RESULTADOS Y DISCUSIÓN

**Caracterización microestructural**

Fig. 1 - Microestructura de las configuraciones soldadas: (a) C1, (b) C2, (c) C3, (d) C4.

Fig. 2 - Microestructura de las interfaces de la configuración C1.

Fig. 3 - Imagen SEM y análisis EDS de precipitaciones en el ZAC.

**Caracterización mecánica de las uniones soldadas**

Configuración de soldadura	Resistencia a tracción (MPa)	Elongación a rotura (%)	Alargamiento de tracción (%)
C1	160	17	6.0
C2	220	14	12
C3	220	14	12
C4	220	14	12

Tabla de propiedades mecánicas de las uniones soldadas en el ZAC.

**Análisis fractográfico**

Fig. 4 - Diferencia microestructural de las soldaduras C1 y C2.

Fig. 5 - Diagrama S-N para las configuraciones C1 y C2.

Fig. 6 - Fractografía en SEM de un ensayo de tracción para la configuración C1 a 220 MPa.

Fig. 7 - Fractografía de tracción de un ensayo de fatiga para la configuración C1 a 120 MPa.

---

### CONCLUSIONES

Las propiedades mecánicas de la aleación de aluminio AW6082-T6 soldada por FSW cambian con los parámetros de proceso. Se obtienen mejores propiedades mecánicas para las configuraciones de una pasada, encontrando una relación inversamente proporcional con el aporte térmico. Además, con un bajo aporte térmico aumenta la resistencia a tracción, límite elástico y alargamiento. En cambio, la resistencia a fatiga presenta un comportamiento en la configuración de una pasada con alto aporte térmico. Esta mejora en la vida de fatiga de la FSW con alto aporte térmico puede estar asociada con la mayor cantidad de calor suministrado a la soldadura por unidad de longitud. Todos los perfiles de dúctil de una distribución tipo U, la cual es característica de las aleaciones soldadas por fricción-agitación, con un ligero aumento para la configuración C1 (bajo aporte térmico) debido a la mayor cantidad de precipitados. También se observó un tamaño de grano más pequeño. Las superficies de fractura de las probetas de tracción muestran un comportamiento muy dúctil del material antes del fallo. En las configuraciones por ambas caras el grano fino en la región superior de la soldadura (la pasada) y se prolonga hacia la región inferior. En la soldadura por una cara se genera desde los fragmentos del espado de cada lado una zona con un tipo de mezcla de configuración que es similar a la estructura de una aleación de aluminio que sufre la reducción de la resistencia de la junta soldada. Las fracturas de fatiga se producen entre la ZAC y el ZAC por el lado de retirada y con una mezcla de fractura "transgranular" y "agrietamiento transgranular".

3. E. Martínez, R. González, V. Climent, A. Echeverría, E. Aldanondo. Efecto del aporte térmico en las propiedades mecánicas de la aleación de aluminio AW6082-T6 soldada por FSW. Deformación metálica: Técnicas de fabricación, acabado y transformación del fleje, chapa, tubos y alambre, ISSN 0210-685X, Año nº 38, Nº 322, 2012, págs. 17-23.

Artículo Técnico



## Efecto del aporte térmico en las propiedades mecánicas de la aleación de aluminio AW6082-T6 soldada por FSW

Por: E. Martínez<sup>1</sup>, R. González<sup>1</sup>, V. Climent<sup>1</sup>, E. Aldanondo<sup>2</sup>, A. Echeverría<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> Instituto Tecnológico Metalmeccánico, AIMME (emartinez@aimme.es)  
<sup>2</sup> Centro de Investigación en Tecnologías de Unión, IK4-Lortek (egoitzi@lortek.es)

Resumen

La tendencia actual de buscar estructuras cada vez más ligeras está aumentando la demanda de soldadura de aluminio de manera considerable. La soldadura por arco es más rápida debido a la alta concentración de calor que se genera y por lo tanto produce menos distorsión en la unión. Sin embargo, cuando se refiere al aluminio, esa técnica se ve difícil (grietas que se forman cuando se calienta el metal, capa de óxido refractaria, etc.). El aluminio sufre de esos problemas tanto en aplicaciones TIG (Tungsten Inert Gas Welding) como MIG (Metal Inert Gas Welding). Por eso, se desarrolló en Inglaterra una nueva técnica de soldadura en estado sólido que permite hoy por hoy una soldadura más fácil del aluminio: la soldadura por fricción-agitación o Friction stir welding (FSW). Es un proceso de soldadura en el que una herramienta gira, penetra y avanza por la línea de unión y la fricción generada entre la herramienta y las piezas conlleva un aumento de la temperatura hasta estado plástico (sin llegar al punto de fusión), el material pastoso se transporta y se produce la mezcla de los dos componentes con lo que finalmente se obtiene la unión deseada. El objetivo del presente trabajo fue estudiar el efecto del aporte térmico en las propiedades mecánicas de la soldadura FSW en una aleación de aluminio AW6082 de 5 mm de espesor. Se realizó la caracterización microestructural de las uniones soldadas, se realizaron perfiles de microdureza y se evaluaron las propiedades mecánicas a través de ensayos de tracción y fatiga. Se obtuvieron uniones libres de defectos con buenas propiedades mecánicas para las dos configuraciones analizadas.

**Palabras clave:** Soldadura por fricción-agitación, FSW, aluminio, microestructura, propiedades mecánicas

**1. Introducción**

El proceso de soldadura por fricción mediante agitación o batido (FSW, *Friction Stir Welding*) fue inventado en 1991 y patentado por el centro *The Welding Institute* (Reino Unido) [1]. Se trata de un proceso de unión en estado sólido y sin aporte de material [2, 3], cuyos excelentes resultados de calidad y gran rango de aplicación en diversos materiales, incluso en algunos considerados insoldables hasta ahora, lo convierten en una tecnología muy atractiva para numerosos e importantes sectores industriales. Este proceso ha sido capaz de eliminar defectos en aleaciones de aluminio difícilmente soldables por fusión (2xxx y 7xxx) [4-6] tales como agrietamiento o microporosidad y también se ha aplicado con éxito en otras aleaciones de aluminio endurecibles por precipitación (6xxx), en otros materiales como pueden ser aceros al carbono, aleaciones de cobre, titanio, magnesio, etc. [7-14] y últimamente se está utilizando para unir materiales de diferente naturaleza o materiales disímiles [15, 16]. Los procesos convencionales de soldadura por fusión, tales como MIG/MAG, TIG, soldo láser o por haz de electrones presentan diversos tipos de problemas característicos del proceso: gran cantidad de calor generado por el arco; necesidad de empleo de fundentes; Incompatibilidad (en ocasiones) de las propiedades mecánicas del metal de aporte y el metal base. Estos problemas conducen a la aparición de diferentes tipos de defectos tales como, elevadas distorsiones de los elementos soldados, inclusión de escorias en la unión soldada, excesivas salpicaduras durante el proceso y excesiva porosidad. La técnica se centró inicialmente en aleaciones de aluminio pero ya se ha extendido a otros materiales como los aceros al carbono para distintas aplicaciones en los sectores de automoción, ferrocarril y construcción naval, las aleaciones de titanio (sector aeronáutico), las aleaciones de magnesio (sector de automoción), otros materiales (cobre, plomo, níquel, etc.). En el Simposio Internacional de FSW y en la reunión anual de la Comisión III del Instituto Internacional de Soldadura (IISW), se han identificado las áreas de trabajo en las que se debe profundizar para que esta tecnología se pueda diseminar y aplicar de manera extensa en los sectores de las industrias aeroespacial, aeronáutica, automoción o de defensa. Las temáticas claves que requieren un esfuerzo de investigación para que se favorezca esta tecnología son: Fatigue properties, True lightweight construction, Coatings of the FSW tools, Surface contamination of the workpieces, Modelling, Tolerances, FSW specific design, Cost factors and models, Normalisation (Quality standard), Development of NDT techniques, Microstructural Development and Life in service (mechanics and corrosion). Teniendo en cuenta estas directrices se optó por realizar el proyecto de investigación "Optimización de procesos de unión mediante Friction Stir Welding para elementos de alta exigencia sometidos a fatiga en el transporte (Composkoda V2)

Deformación Metálica, nº 322 17



***REFERENCIAS  
BIBLIOGRÁFICAS***



## 10. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADAMOWSKI, J., GAMBARO, C., LERTORA, E., PONTE, M. y SZKODO, M. 2007. Analysis of FSW welds made of aluminium alloy AW6082-T6. *Archives of Materials Science and Engineering*, vol. 28, no. 8, pp. 453–460.

ADAMOWSKI, J. y SZKODO, M. 2007. Friction Stir Welds (FSW) of aluminium alloy AW6082-T6. *Journal of Achievements in materials and Manufacturing Engineering*, vol. 20, no. 1-2, pp. 403–406.

AENOR 2011. Ensayos destructivos de soldaduras en materiales metálicos. Ensayo de dureza. Parte 2: Ensayo de microdureza en uniones soldadas. Madrid: AENOR. UNE-EN ISO 9015-2.

AENOR 2012a. Soldeo por fricción-agitación. Aluminio. Parte 1: Vocabulario. . Madrid: AENOR. UNE-EN ISO 25239-1, 1.

AENOR 2012b. Soldeo por fricción-agitación. Aluminio. Parte 2: Diseño de las uniones soldadas. Madrid: AENOR. UNE-EN ISO 25239-2, 2.

AENOR 2012c. Soldeo por fricción-agitación. Aluminio. Parte 4: Especificación y cualificación de los procedimientos de soldeo. Madrid: AENOR. UNE-EN ISO 25239-4, 4.

AENOR 2012d. Soldeo por fricción-agitación. Aluminio. Parte 5: Requisitos de Calidad e Inspección. Madrid: AENOR. UNE-EN ISO 25239-5, 5.

ALDANONDO, E., DA SILVA, A.A.M., ALVAREZ, P., LIZARRALDE, A. y ECHEVERRIA, A. 2009. Dissimilar friction stir welding of AA2024-T3 and AA7075-T6 aluminum alloys. *Friction stir welding and processing V TMS*,

ALI, A., AN, X., RODOPOULOS, C.A., BROWN, M.W., O'HARA, P., LEVERS, A. y GARDINER, S. 2007. The effect of controlled shot peening on the fatigue behaviour of 2024-T3 aluminium friction stir welds. *International journal of fatigue*, vol. 29, no. 8, pp. 1531–1545.

ALTENKIRCH, J. 2009. *Stress engineering of friction stir welding: measurement and control of welding residual stresses*. PhD. UK: The University of Manchester. Disponible en: <http://ethos.bl.uk/OrderDetails.do?uin=uk.bl.ethos.505389>.

ANDERSEN, S.J., MARIOARA, C.D., FRØSETH, A., VISSERS, R. y ZANDBERGEN, H.W. 2005. Crystal structure of the orthorhombic U2-Al 4 Mg 4 Si 4 precipitate in the Al-Mg-Si alloy system and its relation to the  $\beta'$  and  $\beta$  phases. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 390, no. 1, pp. 127-138.

ANDERSEN, S.J., ZANDBERGEN, H.W., JANSEN, J., TRAEHOLT, C., TUNDAL, U. y REISO, O. 1998. The crystal structure of the  $\beta$  phase in Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia*, vol. 46, no. 9, pp. 3283-3298.

ANJANEYA, P.B. y PRASANNA, P. 2013. Experimental comparison of the MIG and friction stir welding processes for AA 6061 (Al Mg Si Cu) aluminium alloy. *International Journal of Mining, Metallurgy & Mechanical Engineering*, vol. 1, no. 2, pp. 137-140.

ANSI 2009. *Alloy and Temper Designation Systems for Aluminum*. USA: Aluminum Association, Washington, DC.

AONUMA, M. y NAKATA, K. 2012. Dissimilar metal joining of ZK60 magnesium alloy and titanium by friction stir welding. *Materials Science and Engineering: B*, vol. 177, no. 7, pp. 543-548.

ARBEGAST, W.J. 2003. Modeling friction stir joining as a metalworking process. *Proceedings of Hot Deformation of Aluminum Alloys III*, pp. 313-327.

ARBEGAST, W.J. 2005. Using process forces as a statistical process control tool for friction stir welds. *Friction Stir Welding and Processing III as held at the 2005 TMS Annual Meeting*. S.I.: s.n., pp. 193-204.

ARBEGAST, W.J. 2008. A flow-partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding. *Scripta materialia*, vol. 58, no. 5, pp. 372-376.

ARBEGAST, W.J., COLETTA, E.R. y LI, Z. 2001. Characterization of friction stir weld defect types. *TMS Annual Spring Meeting, New Orleans, LA, Feb.* S.I.: s.n., pp. 11-15.



ARORA, K.S., PANDEY, S., SCHAPER, M. y KUMAR, R. 2010. Microstructure Evolution during Friction Stir Welding of Aluminum Alloy AA2219. *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 26, no. 8, pp. 747-753. ISSN 1005-0302. DOI 10.1016/S1005-0302(10)60118-1.

ARORA, K.S., PANDEY, S., SCHAPER, M. y KUMAR, R. 2010. Microstructure evolution during friction stir welding of aluminum alloy AA2219. *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 26, no. 8, pp. 747–753.

ASM INTERNATIONAL 1990. *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. S.I.: ASM International. ISBN 9780871703781.

ASTM 1991. Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life ( $\epsilon$ -N) Fatigue Data. USA: ASTM. ASTM E739.

ASTM 1995a. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. USA: ASTM. ASTM E3.

ASTM 1995b. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. USA: ASTM. ASTM E112.

ASTM 1999a. Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion. USA: ASTM G46.

ASTM 1999b. Standard Practice for Conventions Applicable to Electrochemical Measurements in Corrosion Testing. USA: ASTM G3.

ASTM 2002. Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials. USA: ASTM E466.

ASTM 2003. Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens. USA: ASTM G1.

ASTM 2004. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]. USA: ASTM E8M.

ATKINSON, H.V., BURKE, K. y VANEETVELD, G. 2008. Recrystallisation in the semi-solid state in 7075 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 490, no. 1–2, pp. 266-276. ISSN 0921-5093. DOI 10.1016/j.msea.2008.01.057.

BALASUBRAMANIAN, V. 2008. Relationship between base metal properties and friction stir welding process parameters. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 480, no. 1, pp. 397–403.

BANHART, J., CHANG, C.S.T., LIANG, Z., WANDERKA, N., LAY, M.D. y HILL, A.J. 2010. Natural Aging in Al-Mg-Si Alloys—A Process of Unexpected Complexity. *Advanced engineering materials*, vol. 12, no. 7, pp. 559–571.

BARAGETTI, S. y D'URSO, G. 2014. Aluminum 6060-T6 friction stir welded butt joints: fatigue resistance with different tools and feed rates. *Journal of Mechanical Science and Technology*, vol. 28, no. 3, pp. 867–877.

BIALLAS, G., BRAUN, R., DONNE, C.D., STANIEK, G. y KAYSSER, W.A. 1999a. Mechanical properties and corrosion behavior of friction stir welded 2024-T3. *Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding, Paper*. S.l.: s.n.,

BIALLAS, G., BRAUN, R., DONNE, C.D., STANIEK, G. y KAYSSER, W.A. 1999b. Mechanical properties and corrosion behavior of friction stir welded 2024-T3. *Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding, Paper*. S.l.: s.n.,

BLOEM, C.A., SALVADOR, M.D., AMIGÓ, V. y VICENTE, A. 2000. Estudio microestructural y de resistencia de uniones soldadas de la aleación AW7020 por procedimiento MIG en función de la preparación de bordes. *Revista de Metalurgia*, vol. 36, no. 1, pp. 33-39. ISSN 1988-4222.

BRUNI, C. y ZITTI, S. 2013. The friction stir welding of cylindrical components. *Key Engineering Materials*. S.l.: Trans Tech Publ, pp. 1075–1082.

BUFFA, G., BAFFARI, D., DI CARO, A. y FRATINI, L. 2015. Friction stir welding of dissimilar aluminium-magnesium joints: sheet mutual position effects. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 20, no. 4, pp. 271–279.

BUSSU, G. y IRVING, P.E. 1999. Fatigue performance of friction stir welded 2024-T351 aluminum joints. *Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding, Paper*. S.l.: s.n.,

CABIBBO, M., MCQUEEN, H.J., EVANGELISTA, E., SPIGARELLI, S., DI PAOLA, M. y FALCHERO, A. 2007a. Microstructure and mechanical property studies of AA6056 friction stir welded plate. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 460–461, pp. 86–94. ISSN 0921-5093. DOI 10.1016/j.msea.2007.01.022.

CABIBBO, M., MCQUEEN, H.J., EVANGELISTA, E., SPIGARELLI, S., DI PAOLA, M. y FALCHERO, A. 2007b. Microstructure and mechanical property studies of AA6056 friction stir welded plate. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 460, pp. 86–94.

CANTIN, G.M.D., DAVID, S.A., THOMAS, W.M., LARA-CURZIO, E. y BABU, S.S. 2005. Friction Skew-stir welding of lap joints in 5083–0 aluminium. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 10, no. 3, pp. 268–280. ISSN 1362-1718. DOI 10.1179/174329305X39301.

CAVALIERE, P., CAMPANILE, G., PANELLA, F. y SQUILLACE, A. 2006. Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6056 joints produced by friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 180, no. 1, pp. 263–270.

CAVALIERE, P., NOBILE, R., PANELLA, F.W. y SQUILLACE, A. 2006. Mechanical and microstructural behaviour of 2024–7075 aluminium alloy sheets joined by friction stir welding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 46, no. 6, pp. 588–594.

CAVALIERE, P. y PANELLA, F. 2008. Effect of tool position on the fatigue properties of dissimilar 2024–7075 sheets joined by friction stir welding. *Journal of materials processing technology*, vol. 206, no. 1, pp. 249–255.

CAVALIERE, P., SQUILLACE, A. y PANELLA, F. 2008. Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding. *Journal of materials processing technology*, vol. 200, no. 1, pp. 364–372.

CAVAZOS, J.L. y COLÁS, R. 2001. Precipitation in a heat-treatable aluminum alloy cooled at different rates. *Materials Characterization*, vol. 47, no. 3–4, pp. 175-179. ISSN 1044-5803. DOI 10.1016/S1044-5803(01)00164-4.

CERRI, E. y LEO, P. 2014. Aging of medium strength aluminum alloy friction stir welds produced by different process parameter after tensile strain hardening. *Materials Chemistry and Physics*, vol. 147, no. 3, pp. 1123–1133.

CERRI, E., LEO, P., WANG, X. y EMBURY, J.D. 2011. Mechanical properties and microstructural evolution of friction-stir-welded thin sheet aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 42, no. 5, pp. 1283–1295.

CHANG, H.-T., WANG, C.-J. y CHENG, C.-P. 2014. Microstructure feature of friction stir butt-welded ferritic ductile iron. *Materials & Design*, vol. 56, pp. 572–578.

CHANG, W.S., BANG, H.S., JUNG, S.B., YEON, Y.M., KIM, H.J. y LEE, W.B. 2003. Joint properties and thermal behaviors of friction stir welded age hardenable 6061Al alloy. *Materials Science Forum*. S.I.: Trans Tech Publ, pp. 2953–2958.

CHEN, C.Q. y KNOTT, J.F. 1981. Effects of dispersoid particles on toughness of high-strength aluminium alloys. *Metal Science*, vol. 15, no. 8, pp. 357-364. ISSN 0306-3453. DOI 10.1179/030634581790426930.

CHEN, H.-B., YAN, K., LIN, T., CHEN, S.-B., JIANG, C.-Y. y ZHAO, Y. 2006. The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 433, no. 1, pp. 64–69.

CHEN, J., FUJII, H., SUN, Y., MORISADA, Y. y UEJI, R. 2013. Fine grained Mg–3Al–1Zn alloy with randomized texture in the double-sided friction stir welded joints. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 580, pp. 83–91.

CHEN, S.-T., LUI, T.-S. y CHEN, L.-H. 2013. Crystallographic Dependence on Deformation Characteristics of Friction Stir Processed Pure Aluminum. *Materials Transactions*, vol. 54, no. 3, pp. 304–307.

CHEN, T.P. y LIN, W.-B. 2010. Optimal FSW process parameters for interface and welded zone toughness of dissimilar aluminium–steel joint. *Science and Technology of Welding & Joining*, vol. 15, no. 4, pp. 279–285.

- CHEN, Y.C. y NAKATA, K. 2009. Microstructural characterization and mechanical properties in friction stir welding of aluminum and titanium dissimilar alloys. *Materials & Design*, vol. 30, no. 3, pp. 469–474.
- CHEN, Z.W. y MAGINNESS, R. 2004. Formation of weld zones during friction stir welding of aluminum alloys. *Fifth International Symposium on Friction Stir Welding*. Metz (France): s.n.,
- CHO, J.-H., KANG, S.H., HAN, H.N. y OH, K.H. 2008. Modeling friction stir welding process of aluminum alloys. *Metals and Materials International*, vol. 14, no. 2, pp. 247-258. ISSN 1598-9623. DOI 10.3365/met.mat.2008.04.247.
- CHO, J.-H., KIM, W.J. y LEE, C.G. 2014. Texture and microstructure evolution and mechanical properties during friction stir welding of extruded aluminum billets. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 597, pp. 314–323.
- CHOWDHURY, S.M., CHEN, D.L., BHOLE, S.D. y CAO, X. 2010. Tensile properties of a friction stir welded magnesium alloy: Effect of pin tool thread orientation and weld pitch. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, no. 21, pp. 6064–6075.
- CIRELLO, A., BUFFA, G., FRATINI, L. y PASTA, S. 2006. AA6082-T6 friction stir welded joints fatigue resistance: influence of process parameters. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, vol. 220, no. 6, pp. 805–811.
- COBDEN, R. y BANBURY, A. 1994. Aluminium: physical properties, characteristics and alloys. *Talat lecture*, vol. 1501, pp. 19–26.
- COLEGROVE PAUL, MIKE, P., DENNY, G. y TONY, M. 2005. 3 Dimensional Flow and Thermal Modeling of the Friction Stir Welding Process. *Journal of Light Metal Welding and Construction*, vol. 43, no. 10, pp. 32–33.
- COLLIGAN, K. 1999. Material flow behavior during friction welding of aluminum. *Weld J*, vol. 75, no. 7, pp. 229s–237s.
- COMMIN, L., DUMONT, M., MASSE, J.-E. y BARRALLIER, L. 2009. Friction stir welding of AZ31 magnesium alloy rolled sheets: Influence of processing parameters.

*Acta Materialia*, vol. 57, no. 2, pp. 326-334. ISSN 1359-6454. DOI 10.1016/j.actamat.2008.09.011.

COMMIN, L., DUMONT, M., MASSE, J.-E. y BARRALLIER, L. 2009. Friction stir welding of AZ31 magnesium alloy rolled sheets: influence of processing parameters. *Acta materialia*, vol. 57, no. 2, pp. 326–334.

CONNOLLY, B.J., DAVENPORT, A.J., AMBAT, R., JARIYABOON, M., GOODFELLOW, C. y LEE, C. 2004. Localized corrosion of friction stir welds in aluminium alloys. *5th International Symposium on FSW*. S.I.: s.n.

COUPER, M.J. 2002. 6XXX series aluminium alloy. US 6,364,969 B1. US 6,364,969 B1.

CUI, G.R., MA, Z.Y. y LI, S.X. 2008. Periodical plastic flow pattern in friction stir processed Al–Mg alloy. *Scripta Materialia*, vol. 58, no. 12, pp. 1082-1085. ISSN 1359-6462. DOI 10.1016/j.scriptamat.2008.02.003.

DAVENPORT, A.J., JARIYABOON, M., PADOVANI, C., TAREELAP, N., CONNOLLY, B.J., WILLIAMS, S.W. y SIGGS, E. 2006. Corrosion and protection of friction stir welds. *Materials science forum* S.I.: Trans Tech Publ, pp. 699–704.

DAVIS, J.R. 1993. *Aluminum and Aluminum Alloys*. S.I.: ASM International. ISBN 9780871704962.

DAWES, C.J. 1999. *Friction Stir welding*, in «*Training in Aluminium Application Technologies–TALAT*», *European Aluminum Association*. S.I.: CD-ROM.

DAWES, C.J., THREADGILL, P.L., SPURGIN, E.J.R. y STAINES, D.G. 1995. Development of the new friction stir technique for welding aluminium–Phase II. *TWI member report*, Cambridge, UK, vol. 5651/35/95.

DENQUIN, A., ALLEHAUX, D., CAMPAGNAC, M.H. y LAPASSET, G. 2003. Microstructural and mechanical evolutions within friction stir welds of precipitation hardened aluminium alloys. *Materials Science Forum* S.I.: Trans Tech Publ, pp. 2921–2926.

DENQUIN, A., DILLARD, T., LAPASSET, G., ALLEHAUX, D. y CAMPAGNAC, M.H. 2001. Microstructural evolution in a friction stir welded Al-Mg-Si-Cu alloy. *Tiré à part-Office national d'études et de recherches aérospatiales*.

DEQING, W., SHUHUA, L. y ZHAOXIA, C. 2004. Study of friction stir welding of aluminum. *Journal of materials science*, vol. 39, no. 5, pp. 1689–1693.

DICKERSON, T.L. y PRZYDATEK, J. 2003. Fatigue of friction stir welds in aluminium alloys that contain root flaws. *International Journal of Fatigue*, vol. 25, no. 12, pp. 1399–1409.

DIETER, G.E. 1986. *Mechanical metallurgy*. S.I.: McGraw-Hill. ISBN 9780070168930.

DI, S., YANG, X., FANG, D. y LUAN, G. 2007. The influence of zigzag-curve defect on the fatigue properties of friction stir welds in 7075-T6 Al alloy. *Materials chemistry and physics*, vol. 104, no. 2, pp. 244–248.

DI, S., YANG, X., LUAN, G. y JIAN, B. 2006. Comparative study on fatigue properties between AA2024-T4 friction stir welds and base materials. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 435, pp. 389–395.

DUBOURG, L. y DACHEUX, P. 2006. Design and properties of FSW tools: a literature review. *6th Symposium of Friction Stir Welding*. Canadá: s.n.,

DUTTA, I. y ALLEN, S.M. 1991. A calorimetric study of precipitation in commercial aluminium alloy 6061. *Journal of materials science letters*, vol. 10, no. 6, pp. 323–326.

DUTTA, I., ALLEN, S.M. y HAFLEY, J.L. 1991. Effect of reinforcement on the aging response of cast 6061 Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particulate composites. *Metallurgical Transactions A*, vol. 22, no. 11, pp. 2553–2563.

EDWARDS, G.A., STILLER, K., DUNLOP, G.L. y COUPER, M.J. 1998. The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia*, vol. 46, no. 11, pp. 3893–3904.

EDWARDS, P.D. y RAMULU, M. 2009. Investigation of microstructure, surface and subsurface characteristics in titanium alloy friction stir welds of varied thicknesses. *Science and Technology of Welding & Joining*, vol. 14, no. 5, pp. 476–483.

ELANGO VAN, K. y BALASUBRAMANIAN, V. 2008a. Influences of post-weld heat treatment on tensile properties of friction stir-welded AA6061 aluminum alloy joints. *Materials characterization*, vol. 59, no. 9, pp. 1168–1177.

ELANGO VAN, K. y BALASUBRAMANIAN, V. 2008b. Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy. *Materials & design*, vol. 29, no. 2, pp. 362–373.

ELANGO VAN, K., BALASUBRAMANIAN, V. y BABU, S. 2009. Predicting tensile strength of friction stir welded AA6061 aluminium alloy joints by a mathematical model. *Materials & Design*, vol. 30, no. 1, pp. 188–193.

EL-DANAF, E.A. y EL-RAYES, M.M. 2013. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 AA in as welded and post weld heat treated conditions. *Materials & Design*, vol. 46, pp. 561–572.

ERICSSON, M., JIN, L.-Z. y SANDSTRÖM, R. 2007. Fatigue properties of friction stir overlap welds. *International journal of fatigue*, vol. 29, no. 1, pp. 57–68.

ERICSSON, M. y SANDSTRÖM, R. 2003. Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. *International Journal of Fatigue*, vol. 25, no. 12, pp. 1379–1387.

ESMAEILI, S., WANG, X., LLOYD, D.J. y POOLE, W.J. 2003. On the precipitation-hardening behavior of the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34, no. 3, pp. 751–763.

FENG, A.H., CHEN, D.L. y MA, Z.Y. 2010. Microstructure and low-cycle fatigue of a friction-stir-welded 6061 aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 41, no. 10, pp. 2626–2641.

FERNANDEZ, G.J. y MURR, L.E. 2004. Characterization of tool wear and weld optimization in the friction-stir welding of cast aluminum 359+ 20% SiC metal-matrix composite. *Materials Characterization*, vol. 52, no. 1, pp. 65–75.



- FIELD, D.P., NELSON, T.W., HOVANSKI, Y. y JATA, K.V. 2001a. Heterogeneity of crystallographic texture in friction stir welds of aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 32, no. 11, pp. 2869–2877.
- FIELD, D.P., NELSON, T.W., HOVANSKI, Y. y JATA, K.V. 2001b. Heterogeneity of crystallographic texture in friction stir welds of aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 32, no. 11, pp. 2869–2877.
- FONDA, R.W. y BINGERT, J.F. 2004. Microstructural evolution in the heat-affected zone of a friction stir weld. *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 35, no. 5, pp. 1487–1499.
- FONDA, R.W., BINGERT, J.F. y COLLIGAN, K.J. 2004. Development of grain structure during friction stir welding. *Scripta Materialia*, vol. 51, no. 3, pp. 243–248.
- FUJII, H., CUI, L., TSUJI, N., MAEDA, M., NAKATA, K. y NOGI, K. 2006. Friction stir welding of carbon steels. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 429, no. 1–2, pp. 50–57. ISSN 0921-5093. DOI 10.1016/j.msea.2006.04.118.
- FULLER, C.B. 2007. Friction stir tooling: tool materials and designs. *Friction Stir Welding and Processing*, pp. 7–36.
- GABER, A., GAFFAR, M.A., MOSTAFA, M.S. y ZEID, E.A. 2007. Precipitation kinetics of Al–1.12 Mg 2 Si–0.35 Si and Al–1.07 Mg 2 Si–0.33 Cu alloys. *Journal of alloys and compounds*, vol. 429, no. 1, pp. 167–175.
- GALVAO, I., OLIVEIRA, J.C., LOUREIRO, A. y RODRIGUES, D.M. 2011. Formation and distribution of brittle structures in friction stir welding of aluminium and copper: influence of process parameters. *Science and technology of welding and joining*, vol. 16, no. 8, pp. 681–689.
- GAN, W., ZHENG, Z., ZHANG, H. y TAO, P. 2014. Evolution of microstructure and hardness of aluminum after friction stir processing. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 24, no. 4, pp. 975–981.
- GARRETT, R.P., LIN, J. y DEAN, T.A. 2005. An investigation of the effects of solution heat treatment on mechanical properties for AA 6xxx alloys:

experimentation and modelling. *International Journal of Plasticity*, vol. 21, no. 8, pp. 1640–1657.

GENEVOIS, C., DESCHAMPS, A., DENQUIN, A. y DOISNEAU-COTTIGNIES, B. 2005. Quantitative investigation of precipitation and mechanical behaviour for AA2024 friction stir welds. *Acta Materialia*, vol. 53, no. 8, pp. 2447–2458.

GOPI, S. 2014. Influence of process parameters on friction stir welded 6082 t6 aluminium alloy of various thicknesses an experimental and numerical investigation. Disponible en: <http://ietd.inflibnet.ac.in/jspui/handle/10603/17170>.

GOURDET, S. y MONTHEILLET, F. 2003. A model of continuous dynamic recrystallization. *Acta Materialia*, vol. 51, no. 9, pp. 2685-2699. ISSN 1359-6454. DOI 10.1016/S1359-6454(03)00078-8.

GRATECAP, F., GIRARD, M., MARYA, S. y RACINEUX, G. 2012. Exploring material flow in friction stir welding: Tool eccentricity and formation of banded structures. *International journal of material forming*, vol. 5, no. 2, pp. 99–107.

GUPTA, A.K. y LLOYD, D.J. 1999. Study of precipitation kinetics in a super purity Al-0.8 Pct Mg-0.9 Pct Si alloy using differential scanning calorimetry. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30, no. 13, pp. 879–890.

GUPTA, A.K., LLOYD, D.J. y COURT, S.A. 2001. Precipitation hardening processes in an Al-0.4%Mg-1.3%Si-0.25%Fe aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 301, no. 2, pp. 140-146. ISSN 0921-5093. DOI 10.1016/S0921-5093(00)01814-1.

HARRIS, D. y NORMAN, A.F. 2003. Properties of friction stir welded joints: a review of the literature. *EUROSTIR, Progress report presented at the 6th PSG Meeting*. S.l.: s.n., pp. 17–18.

HEINZ, B. y SKROTZKI, B. 2002. Characterization of a friction-stir-welded aluminum alloy 6013. *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 33, no. 3, pp. 489–498.

<https://www.nde-ed.org/EducationResources/CommunityCollege/Materials/Structure/strengthening.htm>. *Strengthening/Hardening Mechanisms*.

HUANG, Y.X., HAN, B., TIAN, Y., LIU, H.J., LV, S.X., FENG, J.C., LENG, J.S. y LI, Y. 2011. New technique of filling friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 16, no. 6, pp. 497–501.

HUGHES, D.A. y HANSEN, N. 1997. High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms. *Acta Materialia*, vol. 45, no. 9, pp. 3871–3886.

ISMAIL, A., AWANG, M., FAWAD, H. y AHMAD, K. 2013. Friction stir welding on aluminum alloy 6063 pipe. *Proceedings of the 7th Asia Pacific IIW International Congress 2013* S.I.: s.n., pp. 78–81.

JAMES, M.N., BRADLEY, G.R., LOMBARD, H. y HATTINGH, D.G. 2005. The relationship between process mechanisms and crack paths in friction stir welded 5083-H321 and 5383-H321 aluminium alloys. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 28, no. 1-2, pp. 245–256.

JAMES, M.N., HATTINGH, D.G. y BRADLEY, G.R. 2003. Weld tool travel speed effects on fatigue life of friction stir welds in 5083 aluminium. *International Journal of Fatigue*, vol. 25, no. 12, pp. 1389–1398.

JATA, K.V. 2000. Friction stir welding of high strength aluminum alloys. *Materials science forum*. S.I.: Trans Tech Publ, pp. 1701–1712.

JATA, Kv. y SEMIATIN, SI. 2000a. Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys. *Scripta materialia*, vol. 43, no. 8, pp. 743–749.

JATA, Kv. y SEMIATIN, SI. 2000b. Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys. *Scripta materialia*, vol. 43, no. 8, pp. 743–749.

J. H. BEVINGTON 1891. MODE OF WELDING THE ENDS OF WIRE, RODS,. 463,134. 463,134.

JOSEPH C. BENEDYK 2010. International Temper Designation Systems for Wrought Aluminum Alloys: Part II – Thermally Treated (T Temper) Aluminum Alloys. *LIGHT METAL AGE*, pp. 16-22.

KAFALI, H. y AY, N. 2009. Mechanical properties of 6013-T6 aluminium alloy friction stir welded plate. *13th International Conference, Aerospace Sciences & Aviation Technology*. S.l.: s.n.,

KAINUMA, S., KATSUKI, H., IWAI, I. y KUMAGAI, M. 2008. Evaluation of fatigue strength of friction stir butt-welded aluminum alloy joints inclined to applied cyclic stress. *International Journal of Fatigue*, vol. 30, no. 5, pp. 870–876.

KALLEE, S.W. 2001. Friction stir welding-how to weld aluminium without melting it. *Innovations for New Rail Business*,

KARTHIKEYA, P. y MAHADEVAN, K. 2012. Study on the Weld Quality of the Friction Stir Welded Al-6063 Plates Using Square and Pentagonal Profiled Tools. *Journal of Applied Sciences*, vol. 12, no. 10, pp. 1026-1031. ISSN 18125654. DOI 10.3923/jas.2012.1026.1031.

KHALED, T. 2005. An outsider looks at friction stir welding. *Fed Aviat Admin*, vol. 25, pp. 27–29.

KHODIR, S.A., SHIBAYANAGI, T. y NAKA, M. 2006. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA2024-T3 aluminum alloy. *Materials transactions*, vol. 47, no. 1, pp. 185. ISSN 1345-9678.

KIM, W.-K., WON, S.-T. y GOO, B.-C. 2010. A study on mechanical characteristics of the friction stir welded A6005-T5 extrusion. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, vol. 11, no. 6, pp. 931–936.

KLINGENSMITH, S., DUPONT, J. y MARDER, A. 2005. Microstructural characterization of a double-sided friction stir weld on a superaustenitic stainless steel. *Welding Journal*, vol. 84, no. 5, pp. 77s-85s.

KLOPSTOCK, H. y NEELANDS, A.R. 1941. An improved method of joining or welding metals. 572,789. 572,789.

KOSTRIVAS, A. y LIPPOLD, J.C. 1999. Weldability of Li-bearing aluminium alloys. *International materials reviews*, vol. 44, no. 6, pp. 217–237.

KRASNOWSKI, K. y DYMEK, S. 2013. A comparative analysis of the impact of tool design to fatigue behavior of single-sided and double-sided welded butt joints of EN

AW 6082-T6 alloy. *Journal of materials engineering and performance*, vol. 22, no. 12, pp. 3818–3824.

KRISHNAN, K.N. 2002. On the formation of onion rings in friction stir welds. *Materials science and engineering: A*, vol. 327, no. 2, pp. 246–251.

KUHLMANN-WILSDORF, D. y HANSEN, N. 1991. Geometrically necessary, incidental and subgrain boundaries. *Scripta metallurgica et materialia*, vol. 25, no. 7, pp. 1557–1562.

KUIJPERS, N.C.W., VERMOLEN, F.J., VUIK, C., KOENIS, P.T.G., NILSEN, K.E. y ZWAAG, S. van der 2005. The dependence of the  $\beta$ -AlFeSi to  $\alpha$ -Al(FeMn)Si transformation kinetics in Al–Mg–Si alloys on the alloying elements. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 394, no. 1–2, pp. 9–19. ISSN 0921-5093. DOI 10.1016/j.msea.2004.09.073.

KULEKCI, M.K., KALUÇ, E., SIK, A. y BASTURK, O. 2010. Experimental Comparison of MIG and Friction Stir Welding Processes for En AW-6061-T6 (Al Mg-1 Si Cu) Aluminium Alloy. *Arabian Journal for Science and Engineering*, vol. 35, no. 1B, pp. 322.

KWON, Y.J., SAITO, N. y SHIGEMATSU, I. 2002. Friction stir process as a new manufacturing technique of ultrafine grained aluminum alloy. *Journal of Materials Science Letters*, vol. 21, no. 19, pp. 1473–1476.

LAKSHMINARAYANAN, A.K., MALARVIZHI, S. y BALASUBRAMANIAN, V. 2011. Developing friction stir welding window for AA2219 aluminium alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 21, no. 11, pp. 2339-2347. ISSN 1003-6326. DOI 10.1016/S1003-6326(11)61018-2.

LARSSON, H., KARLSSON, L., STOLTZ, S. y BERGQVIST, E.L. 2000. Joining of dissimilar Al-alloys by friction stir welding. *2nd International Symposium on Friction Stir Welding*. S.l.: s.n., pp. 26–28.

LEE, W.B., YEON, Y.-M. y JUNG, S.-B. 2004. Mechanical properties related to microstructural variation of 6061 Al alloy joints by friction stir welding. *MATERIALS TRANSACTIONS*, vol. 45, no. 5, pp. 1700-1705. ISSN 1345-9678.

LEITÃO, C.M.A. 2013. *INFLUENCE OF BASE MATERIAL PLASTIC PROPERTIES AND PROCESS PARAMETERS ON FRICTION STIR WELDABILITY*. PhD. Portugal: University of Coimbra.

LEONARD, A.J. y LOCKYER, S.A. 2003. Flaws in friction stir welds. *4th International symposium on friction stir welding, Park City, Utah (USA)*.

LIENERT, T.J. 2007. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded titanium alloys. *Friction Stir Welding and Processing*, pp. 123–154.

LI, S., BEYERLEIN, I.J. y BOURKE, M.A. 2005. Texture formation during equal channel angular extrusion of fcc and bcc materials: comparison with simple shear. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 394, no. 1, pp. 66–77.

LIU, G., MURR, L.E., NIOU, C.S., MCCLURE, J.C. y VEGA, F.R. 1997. Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum. *Scripta materialia*, vol. 37, no. 3, pp. 355–361.

LIU, H.J., FUJII, H., MAEDA, M. y NOGI, K. 2003a. Tensile properties and fracture locations of friction-stir-welded joints of 2017-T351 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 142, no. 3, pp. 692–696.

LIU, H.J., FUJII, H., MAEDA, M. y NOGI, K. 2003b. Tensile properties and fracture locations of friction-stir-welded joints of 2017-T351 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 142, no. 3, pp. 692–696.

LIU, H.J., HOU, J.C. y GUO, H. 2013. Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of self-reacting friction stir welded 6061-T6 aluminum alloy. *Materials & Design*, vol. 50, pp. 872–878.

LOHWASSER, D. y CHEN, Z. 2009. *Friction stir welding: From basics to applications*. S.I.: Elsevier.

LOMBARD, H. 2007. *Optimized fatigue and fracture performance of friction stir welded aluminium plate: a study of the inter-relationship between process parameters, TMAZ, microstructure, defect population and performance*. PhD. England: University of Plymouth.

- LOMBARD, H., HATTINGH, D.G., STEUWER, A. y JAMES, M.N. 2008. Optimising FSW process parameters to minimise defects and maximise fatigue life in 5083-H321 aluminium alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, no. 3, pp. 341–354.
- LOMBARD, H., HATTINGH, D.G., STEUWER, A. y JAMES, M.N. 2009. Effect of process parameters on the residual stresses in AA5083-H321 friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 501, no. 1, pp. 119–124.
- LOMOLINO, S., TOVO, R. y DOS SANTOS, J. 2005. On the fatigue behaviour and design curves of friction stir butt-welded Al alloys. *International Journal of Fatigue*, vol. 27, no. 3, pp. 305–316.
- MACKENZIE, J.K. 1958. Second paper on statistics associated with the random disorientation of cubes. *Biometrika*, vol. 45, no. 1-2, pp. 229–240.
- MAGNUSSON, L. y KALLMAN, L. 2000. Mechanical properties of friction stir welds in thin sheet of aluminium 2024, 6013 and 7475. *Second international symposium on FSW, Gothenburg, Sweden*. S.l.: s.n.,
- MAHONEY, M.W., RHODES, C.G., FLINTOFF, J.G., BINGEL, W.H. y SPURLING, R.A. 1998. Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum. *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 29, no. 7, pp. 1955–1964.
- MARIOARA, C.D., ANDERSEN, S.J., JANSEN, J. y ZANDBERGEN, H.W. 2003. The influence of temperature and storage time at RT on nucleation of the  $\beta$  "phase in a 6082 Al–Mg–Si alloy. *Acta Materialia*, vol. 51, no. 3, pp. 789–796.
- MARIOARA, C.D., ANDERSEN, S.J., STENE, T.N., HASTING, H., WALMSLEY, J., VAN HELVOORT, A.T.J. y HOLMESTAD, R. 2007. The effect of Cu on precipitation in Al–Mg–Si alloys. *Philosophical magazine*, vol. 87, no. 23, pp. 3385–3413.
- MARUYAMA, N., UEMORI, R., HASHIMOTO, N., SAGA, M. y KIKUCHI, M. 1997. Effect of silicon addition on the composition and structure of fine-scale precipitates in Al–Mg–Si alloys. *Scripta materialia*, vol. 36, no. 1, pp. 89–93.
- MASHININI, P.M. 2011. Process window for friction stir welding of 3 mm titanium (Ti-6Al-4V). ,

MATHERS, G. 2002. *The welding of aluminium and its alloys*. S.I.: Woodhead publishing. ISBN 1855735679.

MATSUDA, K., IKENO, S., GAMADA, H., FUJII, K., UETANI, Y., SATO, T. y KAMIO, A. 1998. High-resolution electron microscopy on the structure of Guinier-Preston zones in an Al-1.6 mass pct Mg<sub>2</sub>Si alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 29, no. 4, pp. 1161–1167.

MATSUDA, K., IKENO, S., UETANI, Y. y SATO, T. 2001. Metastable phases in an Al-Mg-Si alloy containing copper. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 32, no. 6, pp. 1293–1299.

MATSUDA, K., KAWABATA, T., UETANI, Y., SATO, T., KAMIO, A. y IKENO, S. 2000. HRTEM Observation of G.P. Zones and Metastable Phase in Al-Mg-Si Alloys. *Materials Science Forum*, vol. 331-337, pp. 989-994. ISSN 1662-9752. DOI 10.4028/www.scientific.net/MSF.331-337.989.

MA, Z.Y., MISHRA, R.S. y MAHONEY, M.W. 2002. Superplastic deformation behaviour of friction stir processed 7075Al alloy. *Acta materialia*, vol. 50, no. 17, pp. 4419–4430.

MCNELLEY, T.R., OH-ISHI, K. y ZHILYAEV, A.P. 2007. Microstructures and properties of copper alloys after friction stir welding/processing. *Friction Stir Welding and Processing*, pp. 155–173.

MCNELLEY, T.R., SWAMINATHAN, S. y SU, J.Q. 2008. Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys. *Scripta Materialia*, vol. 58, no. 5, pp. 349–354.

MCPHERSON, N.A., GALLOWAY, A.M., CATER, S.R. y OSMAN, M.M. 2013. A comparison between single sided and double sided friction stir welded 8mm thick DH36 steel plate. *Trends in Welding Research 2012: Proceedings of the 9th International Conference*: ASM International, pp. 284.

MEHRA, S., DHANDA, P., KHANNA, R. y VERMA, N.S.G.S. 2012. Effect of tool on tensile strength in single and double sided friction stir welding. *International Journal of Scientific & Engineering Research*, vol. 3, no. 11, pp. 1–6.



MIAO, W.F. y LAUGHLIN, D.E. 1999. Precipitation hardening in aluminum alloy 6022. *Scripta Materialia*, vol. 40, no. 7, pp. 873–878.

MIAO, W.F. y LAUGHLIN, D.E. 2000. Effects of Cu content and preaging on precipitation characteristics in aluminum alloy 6022. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 31, no. 2, pp. 361–371.

MISHRA, R.S. y MAHONEY, M.W. 2007. *Friction stir welding and processing*. S.I.: ASM International. ISBN 087170840X.

MISHRA, R.S. y MAHONEY, M.W. 2007. *Friction stir welding and processing*. S.I.: ASM international.

MISHRA, R.S. y MA, Z.Y. 2005. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, vol. 50, no. 1, pp. 1–78.

MOREIRA, P., DE OLIVEIRA, F.M.F. y DE CASTRO, P. 2008. Fatigue behaviour of notched specimens of friction stir welded aluminium alloy 6063-T6. *Journal of materials processing technology*, vol. 207, no. 1, pp. 283–292.

MROCZKA, K. y PIETRAS, A. 2009. FSW characterization of 6082 aluminium alloys sheets. *Archives of Materials Science and Engineering*, vol. 40, no. 2, pp. 104-109. ISSN 1897-2764.

MUKHOPADHYAY, P. 2012. Alloy Designation, Processing, and Use of AA6XXX Series Aluminium Alloys. *ISRN Metallurgy*, vol. 2012, pp. 15. DOI 10.5402/2012/165082.

MURAYAMA, M. y HONO, K. 1999a. Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al–Mg–Si alloys. *Acta materialia*, vol. 47, no. 5, pp. 1537–1548.

MURAYAMA, M. y HONO, K. 1999b. Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al–Mg–Si alloys. *Acta materialia*, vol. 47, no. 5, pp. 1537–1548.

MURAYAMA, M., HONO, K., MIAO, W.F. y LAUGHLIN, D.E. 2001. The effect of Cu additions on the precipitation kinetics in an Al–Mg–Si alloy with excess Si. *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 32, no. 2, pp. 239–246.

MURR, L.E., LIU, G. y MCCLURE, J.C. 1997. Dynamic recrystallization in friction-stir welding of aluminium alloy 1100. *Journal of materials science letters*, vol. 16, no. 22, pp. 1801–1803.

MURR, L.E., LIU, G. y MCCLURE, J.C. 1998. A TEM study of precipitation and related microstructures in friction-stir-welded 6061 aluminium. *Journal of Materials Science*, vol. 33, no. 5, pp. 1243–1251.

MURR, L.E., TRILLO, E.A., PAPPU, S. y KENNEDY, C. 2002. Adiabatic shear bands and examples of their role in severe plastic deformation. *Journal of materials science*, vol. 37, no. 16, pp. 3337–3360.

MYHR, O., KLOKKEHAUG, S., FJAER, H., GRONG, Ø. y KLUKEN, A. 1998. Modeling of microstructure evolution and residual stresses in processing and welding of 6082 and 7108 aluminium alloys. *5th International Conference on Trends in Welding Research, Pine Mountain, Georgia, USA*. S.l.: s.n.,

MYHR, O.R., GRONG, Ø., FJAER, H.G. y MARIOARA, C.D. 2004. Modelling of the microstructure and strength evolution in Al–Mg–Si alloys during multistage thermal processing. *Acta Materialia*, vol. 52, no. 17, pp. 4997–5008.

MYHR, O.R., GRONG, Ø. y PEDERSEN, K.O. 2010. A Combined Precipitation, Yield Strength, and Work Hardening Model for Al–Mg–Si Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 41, no. 9, pp. 2276–2289. ISSN 1073-5623, 1543-1940. DOI 10.1007/s11661-010-0258-7.

NAMI, H., ADGI, H., SHARIFITABAR, M. y SHAMABADI, H. 2011. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al/Mg 2 Si metal matrix cast composite. *Materials & Design*, vol. 32, no. 2, pp. 976–983.

NORMAN, A.F., BROUGH, I. y PRANGNELL, P.B. 2000. High resolution EBSD analysis of the grain structure in an AA2024 friction stir weld. *Materials Science Forum*. S.l.: Trans Tech Publ, pp. 1713–1718.

OERTEL, G., BABU, S., DAVID, S. y KENIK, E. 2001. Effect of thermal cycling on friction stir welds of 2195 aluminum alloy. *Welding journal*, vol. 80, no. 3, pp. 71–79.

PATIL, H.S. 2015. Investigations on friction stir welding process for similar and dissimilar metals. Disponible en: <http://shodh.inflibnet.ac.in/handle/123456789/2434>.

PATIL, H.S. y SOMAN, S.N. 2010. Experimental study on the effect of welding speed and tool pin profiles on AA6082-O aluminium friction stir welded butt joints. *International Journal of Engineering, Science and Technology*, vol. 2, no. 5, pp. 268–275.

PATIL, H.S. y SOMAN, S.N. 2014. Corrosion Behaviour of Friction Stir Welded Aluminium Alloys AA6082-T 6. *American Journal of Materials Engineering and Technology*, vol. 2, no. 3, pp. 29–33.

PEEL, M.J., STEUWER, A., WITHERS, P.J., DICKERSON, T., SHI, Q. y SHERCLIFF, H. 2006. Dissimilar friction stir welds in AA5083-AA6082. Part I: Process parameter effects on thermal history and weld properties. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37, no. 7, pp. 2183–2193.

PEEL, M., STEUWER, A., PREUSS, M. y WITHERS, P.J. 2003. Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds. *Acta materialia*, vol. 51, no. 16, pp. 4791–4801.

PODRŽAJ, P., JERMAN, B. y KLOBČAR, D. 2015. Welding defects at friction stir welding. *Metalurgija*, vol. 54, no. 2, pp. 387–389.

POLMEAR, I. 2005. *Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals*. S.I.: Butterworth-Heinemann. ISBN 9780080496108.

POLMEAR, I.J. 1995. *Light Alloys: Metallurgy of the Light Metals*. S.I.: Wiley. ISBN 9780470235652.

PRADO, R.A., MURR, L.E., SHINDO, D.J. y SOTO, K.F. 2001. Tool wear in the friction-stir welding of aluminum alloy 6061+ 20% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: a preliminary study. *Scripta Materialia*, vol. 45, no. 1, pp. 75–80.

PRANGNELL, P.B. y HEASON, C.P. 2005a. Grain structure formation during friction stir welding observed by the 'stop action technique'. *Acta materialia*, vol. 53, no. 11, pp. 3179–3192.

PRANGNELL, P.B. y HEASON, C.P. 2005b. Grain structure formation during friction stir welding observed by the 'stop action technique'. *Acta materialia*, vol. 53, no. 11, pp. 3179–3192.

PRICE, D.A., WILLIAMS, S.W., WESCOTT, A., HARRISON, C.J.C., REZAI, A., STEUWER, A., PEEL, M., STARON, P. y KOCAK, M. 2007. Distortion control in welding by mechanical tensioning. *Science and Technology of Welding & Joining*, vol. 12, no. 7, pp. 620–633.

PRISCO, U., SQUILLACE, A., ASTARITA, A. y VELOTTI, C. 2013. Influence of welding parameters and post-weld aging on tensile properties and fracture location of AA2139-T351 friction-stir-welded joints. *Materials Research*, vol. 16, no. 5, pp. 1106–1112.

REYNOLDS, A.P., HOOD, E. y TANG, W. 2005. Texture in friction stir welds of Timetal 21S. *Scripta materialia*, vol. 52, no. 6, pp. 491–494.

REYNOLDS, A.P., LOCKWOOD, W.D. y SEIDEL, T.U. 2000. Processing-property correlation in friction stir welds. *Materials science forum*. S.l.: Trans Tech Publ, pp. 1719–1724.

REYNOLDS, A.P., SEIDEL, T.U. y SIMOSEN, M. 1999. Visualisation of Material Flow in an Autogenous Friction Stir Weld. *1st International Symposium on Friction Stir Welding*. Cambridge, UK: Abington Publishing,

REYNOLDS, A.P. y TANG, W. 2001. Alloy, tool geometry, and process parameter effects on friction stir weld energies and resultant FSW joint properties. *Friction stir welding and processing*, TMS,

RHODES, C.G., MAHONEY, M.W., BINGEL, W.H. y CALABRESE, M. 2003. Fine-grain evolution in friction-stir processed 7050 aluminum. *Scripta Materialia*, vol. 48, no. 10, pp. 1451–1455.

RHODES, C.G., MAHONEY, M.W., BINGEL, W.H., SPURLING, R.A. y BAMPTON, C.C. 1997a. Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum. *Scripta materialia*, vol. 36, no. 1, pp. 69–75.

RHODES, C.G., MAHONEY, M.W., BINGEL, W.H., SPURLING, R.A. y BAMPPTON, C.C. 1997b. Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum. *Scripta materialia*, vol. 36, no. 1, pp. 69–75.

RODRÍGUEZ MILLÁN, M. 2013. *Análisis experimental y numérico de la influencia del estado tensional en la deformación de fallo de elementos estructurales de aluminio*. Tesis doctoral. Leganés (Madrid): Carlos III de Madrid.

ROLLETT, A., HUMPHREYS, F.J., ROHRER, G.S. y HATHERLY, M. 2004. *Recrystallization and related annealing phenomena*. S.I.: Elsevier.

SALEM, H.G. 2003. Friction stir weld evolution of dynamically recrystallized AA 2095 weldments. *Scripta Materialia*, vol. 49, no. 11, pp. 1103–1110.

SATO, Y.S. y KOKAWA, H. 2001. Distribution of tensile property and microstructure in friction stir weld of 6063 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 32, no. 12, pp. 3023–3031.

SATO, Y.S., KOKAWA, H., ENOMOTO, M. y JOGAN, S. 1999. Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30, no. 9, pp. 2429–2437.

SATO, Y.S., KOKAWA, H., ENOMOTO, M., JOGAN, S. y HASHIMOTO, T. 1999. Precipitation sequence in friction stir weld of 6063 aluminum during aging. *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 30, no. 12, pp. 3125–3130.

SATO, Y.S., KOKAWA, H., IKEDA, K., ENOMOTO, M., HASHIMOTO, T. y JOGAN, S. 2001. Microtexture in the friction-stir weld of an aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 32, no. 4, pp. 941–948.

SATO, Y.S., URATA, M. y KOKAWA, H. 2002a. Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33, no. 3, pp. 625–635.

SATO, Y.S., URATA, M. y KOKAWA, H. 2002b. Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable

aluminum alloy 6063. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33, no. 3, pp. 625–635.

SEIDEL, T.U. y REYNOLDS, A.P. 2001. Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique. *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 32, no. 11, pp. 2879–2884.

SIMAR, A., BRÉCHET, Y., DE MEESTER, B., DENQUIN, A. y PARDOEN, T. 2007. Sequential modeling of local precipitation, strength and strain hardening in friction stir welds of an aluminum alloy 6005A-T6. *Acta Materialia*, vol. 55, no. 18, pp. 6133-6143. ISSN 1359-6454. DOI 10.1016/j.actamat.2007.07.012.

SIMAR, A., LECOMTE-BECKERS, J., PARDOEN, T. y DE MEESTER, B. 2006. Effect of boundary conditions and heat source distribution on temperature distribution in friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 11, no. 2, pp. 170-177. ISSN 1362-1718. DOI 10.1179/174329306X84409.

SONG, K.H., FUJII, H. y NAKATA, K. 2009a. Effect of welding speed on microstructural and mechanical properties of friction stir welded Inconel 600. *Materials & Design*, vol. 30, no. 10, pp. 3972–3978.

SONG, K.H., FUJII, H. y NAKATA, K. 2009b. Effect of welding speed on microstructural and mechanical properties of friction stir welded Inconel 600. *Materials & Design*, vol. 30, no. 10, pp. 3972–3978.

STEUWER, A., PEEL, M.J. y WITHERS, P.J. 2006. Dissimilar friction stir welds in AA5083–AA6082: the effect of process parameters on residual stress. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 441, no. 1, pp. 187–196.

SUHDDIN, U., MIRONOV, S., SATO, Y.S. y KOKAWA, H. 2010. Grain structure and texture evolution during friction stir welding of thin 6016 aluminum alloy sheets. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, no. 7, pp. 1962–1969.

SU, J.-Q., NELSON, T.W., MISHRA, R. y MAHONEY, M. 2003a. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium. *Acta Materialia*, vol. 51, no. 3, pp. 713–729.

SU, J.-Q., NELSON, T.W., MISHRA, R. y MAHONEY, M. 2003b. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium. *Acta Materialia*, vol. 51, no. 3, pp. 713–729.

SU, J.-Q., NELSON, T.W. y STERLING, C.J. 2005. Microstructure evolution during FSW/FSP of high strength aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 405, no. 1, pp. 277–286.

SUTTON, M.A., YANG, B., REYNOLDS, A.P. y TAYLOR, R. 2002. Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum. *Materials science and engineering: A*, vol. 323, no. 1, pp. 160–166.

TABAN, E. y KALUC, E. 2006. Microstructural and mechanical properties of double-sided MIG, TIG and friction stir welded 5083-H321 aluminium alloy. *METALLIC MATERIALS*, vol. 44, no. 1, pp. 24. ISSN 0264-7303.

TANG, W., GUO, X., MCCLURE, J.C., MURR, L.E. y NUNES, A. 1998. Heat input and temperature distribution in friction stir welding. *Journal of Materials Processing and Manufacturing Science*, vol. 7, pp. 163–172.

TAYON, W.A., DOMACK, M.S., HOFFMAN, E.K. y HALES, S.J. 2013. Texture Evolution within the Thermomechanically Affected Zone of an Al-Li Alloy 2195 Friction Stir Weld. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 44, no. 11, pp. 4906–4913.

THOMAS, W.M., MURCH, M.G., NICHOLAS, E.D., TEMPLE-SMITH, P., NEEDHAM, J.C. y DAWES, C.J. 1995. Improvements relating to friction welding. 0 653 265 A2. Cambridge. 0 653 265 A2.

THOMAS, W.M., NICHOLAS, E.D., NEEDHAM, J.C., MURCH, M.G., TEMPLE-SMITH, P. y DAWES, C.J. 1991. Friction welding. 5,460,317.

THOMAS, W.M., NORRIS, I.M., STAINES, D.G. y WATTS, E.R. 2005. Friction stir welding—process developments and variant techniques. *The SME Summit*, vol. 1, pp. 1–21.

THREADGILL, P.L. 1999. Friction stir welding—The state of the art. *Bulletin*, vol. 678.

THREADGILL, P.L. y LEONARD, A.J. 1999. Macro and microstructural features of friction stir welds in various materials. *TWI Rept*,

THREADGILL, P.L., LEONARD, A.J., SHERCLIFF, H.R. y WITHERS, P.J. 2009. Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, vol. 54, no. 2, pp. 49–93.

THREADGILL, P.L. y NUNN, M.E. 2003. A review of friction stir welding: Part 1 process overview. *TWI Members Report MR760/2003*,

TIBBALLS, J.E., HORST, J.A. y SIMENSEN, C.J. 2001. Precipitation of  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si from the melt. *Journal of Materials Science*, vol. 36, no. 4, pp. 937-941. ISSN 0022-2461, 1573-4803. DOI 10.1023/A:1004815621313.

ULYSSE, P. 2002. Three-dimensional modeling of the friction stir-welding process. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 42, no. 14, pp. 1549–1557.

VELANDIA, J.A. 2009. *Determinación del Efecto de la Fuerza Axial en la Resistencia Mecánica de Soldaduras por Fricción Agitación (SFA)*. Proyecto de grado. Santiago de Cali: Universidad del Valle.

VENKATESWARLU, K., PATHAK, L.C., RAY, A.K., DAS, G., VERMA, P.K., KUMAR, M. y GHOSH, R.N. 2004. Microstructure, tensile strength and wear behaviour of Al–Sc alloy. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 383, no. 2, pp. 374–380.

VENUGOPAL, T., RAO, K.S. y RAO, K.P. 2004. Studies on friction stir welded AA 7075 aluminum alloy. *Trans. Indian Inst. Met*, vol. 57, no. 6, pp. 659-663.

VILAÇA, P., QUINTINO, L. y DOS SANTOS, J.F. 2005. iSTIR—analytical thermal model for friction stir welding. *Journal of materials processing technology*, vol. 169, no. 3, pp. 452–465.

VILAÇA, P., QUINTINO, L., DOS SANTOS, J.F., ZETTLER, R. y SHEIKHI, S. 2007. Quality assessment of friction stir welding joints via an analytical thermal model, iSTIR. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 445, pp. 501–508.



- VILAÇA, P. y THOMAS, W. 2012. Friction stir welding technology. *Structural Connections for Lightweight Metallic Structures*. S.l.: Springer, pp. 85–124.
- WEI, S., HAO, C. y CHEN, J. 2007. Study of friction stir welding of 01420 aluminum–lithium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 452–453, pp. 170-177. ISSN 0921-5093. DOI 10.1016/j.msea.2006.10.081.
- XIE, G.M., MA, Z.Y. y GENG, L. 2007. Development of a fine-grained microstructure and the properties of a nugget zone in friction stir welded pure copper. *Scripta Materialia*, vol. 57, no. 2, pp. 73–76.
- XU, S. y DENG, X. 2008. A study of texture patterns in friction stir welds. *Acta Materialia*, vol. 56, no. 6, pp. 1326–1341.
- XU, W., LIU, J., LUAN, G. y DONG, C. 2009. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints in 2219-T6 aluminum alloy. *Materials & Design*, vol. 30, no. 9, pp. 3460-3467. ISSN 0261-3069. DOI 10.1016/j.matdes.2009.03.018.
- YANG, B., YAN, J., SUTTON, M.A. y REYNOLDS, A.P. 2004. Banded microstructure in AA2024-T351 and AA2524-T351 aluminum friction stir welds: Part I. Metallurgical studies. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 364, no. 1, pp. 55–65.
- YAO, J.-Y., GRAHAM, D.A., RINDERER, B. y COUPER, M.J. 2001. A TEM study of precipitation in Al–Mg–Si alloys. *Micron*, vol. 32, no. 8, pp. 865–870.
- ZAJAC, S., HUTCHINSON, B., JOHANSSON, A. y GULLMAN, L.-O. 1994. Microstructure control and extrudability of Al–Mg–Si alloys microalloyed with manganese. *Materials Science and Technology*, vol. 10, no. 4, pp. 323-333. ISSN 0267-0836. DOI 10.1179/mst.1994.10.4.323.
- ZHANG, Y.N., CAO, X., LAROSE, S. y WANJARA, P. 2012. Review of tools for friction stir welding and processing. *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 51, no. 3, pp. 250–261.

ZHEN, L., FEI, W.D., KANG, S.B. y KIM, H.W. 1997. Precipitation behaviour of Al-Mg-Si alloys with high silicon content. *Journal of Materials Science*, vol. 32, no. 7, pp. 1895-1902. ISSN 0022-2461, 1573-4803. DOI 10.1023/A:1018569226499.

ZHOU, C., YANG, X. y LUAN, G. 2006a. Effect of oxide array on the fatigue property of friction stir welds. *Scripta materialia*, vol. 54, no. 8, pp. 1515–1520.

ZHOU, C., YANG, X. y LUAN, G. 2006b. Effect of root flaws on the fatigue property of friction stir welds in 2024-T3 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 418, no. 1, pp. 155–160.