

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**Factibilidad del Uso del Proceso de Soldadura Brazing en una Aleación
Base Al-Li 8090 Aplicada al Sector Aeroespacial**

POR

ING. PAOLA DÁVILA MIRELES

MONOGRAFÍA

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

SALTILLO, COAHUILA

DICIEMBRE 2017

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**Factibilidad del Uso del Proceso de Soldadura Brazing en una Aleación
Base Al-Li 8090 Aplicada al Sector Aeroespacial**

POR

ING. PAOLA DÁVILA MIRELES

MONOGRAFÍA

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

SALTILLO, COAHUILA

DICIEMBRE 2017

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

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Monografía “**Factibilidad del Uso del Proceso de Soldadura Brazing en una Aleación Base Al-Li 8090 Aplicada al Sector Aeroespacial**”, realizada por el alumno **PAOLA DÁVILA MIRELES**, con número de matrícula **16ES-223** sea aceptada para su defensa como Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial

Dra. Alejandra Hernández Rodríguez
Tutor Académico

Dra. Gladys Yerania Pérez Medina
Asesor

Dr. Fernando Macías López
Tutor en Planta

**Dr. Héctor Manuel
Hernández García**
Asesor

Coordinador de Posgrado
Dr. Pedro Pérez Villanueva
Vo.Bo.

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales
Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Postgrado

Los abajo firmantes, miembros del Jurado del Examen de Especialidad del alumno **PAOLA DÁVILA MIRELES**, una vez leída y revisada la Monografía titulada “**Factibilidad del Uso del Proceso de Soldadura Brazing en una Aleación Base Al-Li 8090 Aplicada al Sector Aeroespacial**”, aceptamos que la referida monografía revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial durante la defensa de la monografía correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente a los días 22 del mes de diciembre del año 2017

Dr. Luciano Eliezer Ramírez
Vidaurre
Presidente

Dr. Fernando Macías
López
Secretario

Dra. Alejandra Hernández
Rodríguez
Vocal

Agradecimientos

Principalmente agradecida con Dios porque nunca me soltó ni me dejó sola en cada paso. Sé que estuvo ahí en todo momento, seminarios, prácticas y siempre guiándome hacia un buen camino.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT), por la beca otorgada para la realización de este trabajo.

A mi tutora la Doctora Alejandra Hernández que nunca me dejó sola y me motivó a continuar y no dejarme vencer por nada ni por nadie, siempre brindándome su apoyo incondicional.

A mis asesores, el Doctor Fernando Macías, el Doctor Héctor Manuel Hernández y la Doctora Gladys Pérez que por sus consejos y asesorías se logró concluir este trabajo. Siempre estuvieron ahí brindándome apoyo y ayudándome a resolver mis dudas y cualquier conflicto.

Quiero agradecer principalmente a mi familia, mi mamá que sin su apoyo, consejos, regaños no me encontraría en el lugar donde estoy y no sería la persona que soy ahora. Con su carácter fuerte me convirtió en una persona responsable y con grandes valores, lo cual es algo por lo que siempre estaré agradecida.

Dedicatoria

Este trabajo y proyecto va dedicado a cuatro personas solamente, dos de ellas son mis abuelos Rosa Irene Cardenas, Angélica Pérez y Juan José Mireles, que sé que si estuvieran aquí estarían muy orgullosos y serían los primeros en estar conmigo en mis logros, como siempre en primera fila. Fueron mis segundos padres y siempre me reconfortaban a seguir adelante en todo lo que me proponía, esta dedicación va hasta el cielo.

A mi enano Juan José Magallan Mireles que desde que nació trajo luz y esperanza a la familia. Siempre me has reconfortado en todo aunque seas muy geniuado, tus abrazos y cariños siempre me alientan, eres mi motor más grande en la vida y por ti quiero lograr muchas cosas para que nunca te falte nada y siempre tengas lo que necesites, siempre estaré para ti incondicionalmente.

A mi madre Zaida Margarita Mireles Cardenas, ¿Qué te puedo decir? Eres el amor de mi vida y cada logro y esfuerzo es tuyo, solo tuyo y para ti. Ahora entiendo cuando te preguntaba por qué llorabas cuando te regañaba mi abuelo, mírame ahora de 27 años y aun tus regaños me hacen sentir mal. Siempre influenciada por ti y todo ha sido para bien en todos los aspectos. Te amo madre mía. Esto es para ti.

Índice General

SÍNTESIS	1
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN	2
1.1 Antecedentes	2
1.2 Objetivo general	7
1.2.1 Objetivos específicos.....	7
1.3 Justificación	8
1.4 Planteamiento del problema	9
1.5 Aportación	9
1.6 Alcances	10
1.7 Delimitaciones	10
CAPÍTULO 2 MARCO TEÓRICO Y ESTADO DEL ARTE	11
2.1 Aleaciones de Aluminio	11
2.1.1. Soldabilidad de las aleaciones de Aluminio.....	13
2.1.2 Designaciones de tratamientos térmicos de las aleaciones de Aluminio.....	15
2.2 Aleaciones Al-Li	17
2.2.2 Aplicaciones de las aleaciones Al-Li	17
2.2.2.1 Aplicaciones comerciales.....	17
2.2.2.2 Aplicaciones militares	18
2.2.2.3 Aplicaciones aeroespaciales.....	19
2.2.3 Procesamiento.....	20
2.2.4 Microestructura y fases presentes en las aleaciones base Al-Li.....	22
2.2.5 Propiedades Mecánicas	40
2.2.6 Respuesta a la corrosión.	54
2.2.7 Estabilidad Térmica y Tratamientos Térmicos	57
2.2.8 Soldabilidad.	62
2.3 Aleaciones 8090	72
2.3.1. Composición química. Límites Registrados.	72
2.3.2. Forma del Producto	72
2.3.3. Aplicaciones.....	72
2.3.4. Características.....	72
2.3.5. Resistencia y Tenacidad.....	73
2.3.6. Microestructura	74
2.3.7. Otras consideraciones.	75
2.3.8. Propiedades de corrosión.....	75
2.3.9. Recomendaciones para la práctica de tratamiento térmico.	76
2.3.10. Tratamiento Térmico de Solubilización.....	77

2.3.11. Tratamiento Térmico por Precipitación.....	77
2.4 Proceso de soldadura Brazing	78
2.4.1 Principio del proceso	78
2.4.2 Historia	78
2.4.3 Ventajas del proceso de soldadura Brazing	79
2.4.4. Consideraciones del proceso Brazing.	79
2.4.5. Fuentes de calor	80
2.4.7 Comparación entre el Brazing y la soldadura por fusión	82
2.4.8 Pasos para la obtención de un brazing satisfactorio.....	83
2.4.8.4 Acción de capilaridad de la soldadura.	86
2.4.9 Elección del material de aporte.....	87
2.4.10 Formas disponibles de metales de aportación.....	88
2.4.11 Limpieza del material base.	90
2.4.12 Selección y aplicación del fundente.....	91
2.4.13 Ciclo típico de calentamiento y enfriamiento para soldadura de hornos.....	91
2.4.14 Curvas de presión de vapor para soldadura al vacío.....	93
2.4.15 Morfología de unión de soldadura	94
CAPÍTULO 3 DISCUSIÓN Y ANÁLISIS DE BIBLIOGRAFÍA	96
CAPÍTULO 4 CONCLUSIONES	100
CAPÍTULO 5 TRABAJO FUTURO	102
ÍNDICE DE TABLAS.....	104
ÍNDICE DE FIGURAS	105
ILUSTRACIONES	108
ÍNDICE DE ECUACIONES	109
BIBLIOGRAFÍA	110
ANEXO I.....	113
Principios de Solidificación.....	113
Mecanismo de difusión.....	115
Difusión del proceso Brazing.....	119
Fusión de capa intermedia y tiempo de disolución.....	120
Homogenización de la unión.....	122
Solidificación Isotérmica	122
ANEXO II.....	125
Capa intermedia compuesta de cobre mejorado con grafeno para la reacción de contacto con una aleación de aluminio 6061	125
Desarrollo experimental	125
Resultados	126

SÍNTESIS

La presente monografía es un conjunto de información relacionada a la factibilidad del proceso Brazing aplicado en las aleaciones base Al-Li para aplicaciones aeroespaciales. A partir de la aplicación de ciclos térmicos de Brazing se analizarán las diversas microestructuras y fases que se encuentran presentes en distintas aleaciones, formación de compuestos intermetálicos y zonas afectadas por el calor, por lo tanto, en función a la información obtenida se comprobará si es factible el proceso Brazing para unir aleaciones base Al-Li.

Por otro lado, se introducen los efectos de los elementos de aleación sobre sus propiedades tecnológicas (soldabilidad), físicas (densidad) y mecánicas (Modulo de Young). En la revisión bibliográfica se menciona que el proceso Brazing no ha sido implementado en las aleaciones base Al-Li, solamente los procesos Gas Tungsteno Arc Welding (arco de tungsteno bajo gas) (GTAW), Gas Metal Arc Welding (arco de metal bajo gas) (GMAW), The Variable Polarity Plasma Arc Welding (arco de plasma de polaridad variable) (VPPA), Electron Beam Welding (haz de electrones) (EB) y Laser Beam Welding (haz de laser) (LB). Esta información nos da una pauta para investigar más sobre estas aleaciones y analizar la factibilidad del proceso Brazing y de ser posible proporcionar la información para que se implemente este proceso en la construcción de componentes aeroespaciales.

Un tema importante que forma parte de este trabajo son los capítulos que presentan los fundamentos metalúrgicos y los diagramas de fase binarios y ternarios de las aleaciones del sistema Al-Li que facilitan la comprensión de la formación de fases de las aleaciones base Al-Li.

El contenido de esta monografía será de gran interés y utilidad para las personas involucradas en la fabricación e innovación de componentes de aleaciones base Al-Li que involucren procesos de soldadura en aplicaciones aeroespaciales.

CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedentes

De todos los metales, el Aluminio es el tercer elemento más abundante sobre la tierra, y esto lo convirtió en un gran competidor en aplicaciones industriales. Al exigir características de materiales que se ajustaran a las propiedades del Aluminio y sus aleaciones para favorecer considerablemente el aumento en la producción y usos de nuevas aleaciones [1].

El Aluminio cuenta con las siguientes propiedades y características:

Densidad de 2.70 g/cm^3 , tres veces menos denso que el acero, módulo de elasticidad de 10×10^6 psi, fácil conformado y resistencia específica, alta conductividad eléctrica y térmica, en comparación del acero no presenta transición de dúctil a frágil a bajas temperaturas, no es tóxico y fácil reciclado, no magnético, considerable resistencia a la oxidación y a la corrosión, no presenta un límite de resistencia a la fatiga con exactitud, punto de fusión de 660°C , baja dureza y baja resistencia al desgaste, muestra una buena respuesta a los mecanismos de endurecimiento [1].

Las aleaciones de aluminio son más resistentes que el aluminio puro, esto es gracias a los elementos de aleación añadidos, tratamientos térmicos y mecanismos de endurecimiento. Es muy común encontrar aleaciones aleadas con Cobre que pertenecen a la serie 2000 (Aluminio-Cobre) y el Litio llega a presentarse en pocas proporciones. En la (Tabla 1.1) se muestra la designación de aleaciones de aluminio de acuerdo a su aleante principal [2].

Tabla 1.1 Designación de aleaciones de Aluminio [2].

Denominación	Aleante Principal
1xxx	Aluminio puro
2xxx	Cobre
3xxx	Manganeso
4xxx	Silicio
5xxx	Magnesio
6xxx	Magnesio y Silicio
7xxx	Zinc como elemento aleante principal, pero el cobre, magnesio, cromo y zirconio pueden estar presentes.
8xxx	El estaño y algo de litio caracterizan la composición.
9xxx	Reservada para usos futuros.

Por otro lado, las aleaciones que contienen Litio como aleante principal son las de la serie 8xxx, como las aleaciones AA8090 o AA8091 que se mostrarán en el capítulo 2 junto con sus propiedades mecánicas [3].

El Litio presenta alta solubilidad sólida en el Aluminio de un máximo de 4% en peso (16 at %) a los 610°C. Esto es debido a la baja densidad del Litio la cual es de 0.54 g/cm³, significa que por cada 1% de Litio agregado reducirá la densidad del Aluminio en un 3%. El Litio es también único entre los elementos más solubles en el Aluminio, ya que incrementa el módulo de Young del Aluminio en 6% por cada 1% en peso de Litio adicionado [4].

Las aleaciones Al-Li fueron desarrolladas en el año de 1920 en Alemania, los investigadores de Alemania estaban investigando la disminución de la solubilidad del contenido de Litio en el aluminio a altas temperaturas. Balmuth y Schmidt discutieron este trabajo en su visión general del desarrollo temprano de las aleaciones de Al-Li que presentaron en la primera conferencia Internacional de Aluminio-Litio celebrada en Stone Montaña, GA [3]. La primera aleación comercial de Aluminio que contenía Litio era la aleación alemana

“Scleron” que tenía una composición nominal de 12% Al, 3% Cu, 0.6% Mn y 0.1% Li. La aleación “Scleron” tenía una gran resistencia al desgaste, alta resistencia a la tracción, y resistencia a la corrosión y oxidación, y fue superior a otras aleaciones de aluminio, ya que podía ser trabajada en múltiples formas. Sin embargo, la investigación de Assman (1926) sobre el efecto de fortalecimiento de las adiciones de Aluminio no fue concluida, y otras aleaciones que no contenían Litio, mostraron mejores propiedades, por lo que la producción de “Scleroides” fue interrumpida [5]. En 1957 fue cuando descubrieron las primeras aleaciones estandarizadas. Durante ese año, una aleación con un contenido de Litio nombrada X2020, pertenecía a la serie 2000 que contenía 3% de Litio, 4% de Cobre, 0.5% de Manganeso y 0.2% de Cadmio como elementos de aleación principales. Esta aleación X2020 se utilizó para la estructura de un avión militar experimental llamado RA-SCA en Estados Unidos al finalizar la segunda guerra mundial (Figura 1.1).



Figura 1.1 Avión Militar RA-SCA [6].

Debido a sus características de ser una aleación con baja densidad y alta rigidez, se utilizó para la construcción de este avión. Posteriormente dejaron de producir esta aleación, debido a fallas presentes al analizar su comportamiento durante el servicio. Las fallas fueron relacionadas con la segregación del material de algunas fases en la microestructura, disminución de propiedades como densidad y ductilidad, y la formación e compuestos intermetálicos que

producen fragilidad y cizalladura del precipitado Al_3Li , debido al movimiento de dislocaciones produciendo grietas en los componentes [6].

A mediados de la década de los 70s y debido a la crisis del petróleo, se renovó el interés por seguir estudiando las aleaciones Al-Li y se retomaron los proyectos de la aleación. Una vez analizados los problemas anteriores se investigaron nuevas concentraciones con un menor contenido de Litio y mayor presencia de Cobre y/o Magnesio. Se analizaron a profundidad las microestructuras, propiedades, así como el comportamiento de las aleaciones bajo la aplicación de los tratamientos térmicos. Se diseñaron nuevas aleaciones en Rusia bajo la numeración 1400 y en 1983 los principales productores de aleaciones de Aluminio para la fabricación de componentes aeroespaciales comenzaron a producir las aleaciones Al-Li 2090, 8090, 8091, en las que se redujo el Litio a un 2% para mejorar sus propiedades [5].

Entre 1980 y 1987 se llevaron a cabo cuatro conferencias internacionales relacionadas con las aleaciones Al-Li. Esta investigación llevó a la segunda generación de aleaciones, que incluía la 2090, la 2091, y la 8090, entre otras. Comparada con la primera, esta segunda generación tenía mejores propiedades mecánicas que, sin embargo, no alcanzaban a cumplir muchas exigencias como la estabilidad térmica, la resistencia a la corrosión, la anisotropía y la soldabilidad. La más exitosa y utilizada fue la aleación 8090 que se aplicó en variados elementos estructurales [5].

Cada vez han ido mejorando sus propiedades generación tras generación (Tabla 1.2) a pesar de su discontinuidad, para suplir otros materiales como el acero y las fibras de carbono. Se menciona la última generación de estas aleaciones que es la Weldlite. Lockheed Martin desarrolló la aleación Weldlite 049 con 6.3% Cu, 1.3% Li, 0.4% Ag, 0.4% Mg, 0.14% Zr, se encontró que la adición de Zr, Ag, Mg y tierras raras a las aleaciones Al-Li-Cu proporcionaban una buena combinación de resistencia y tenacidad [6].

Tabla 1.2 Las tres generaciones de aleaciones Al-Li: composiciones y desarrolladores [6].

Generación	Li	Cu	Mg	Ag	Zr	Sc	Mn	Zn	Fecha aproximada
1ª generación									
2020	1.2	4.5					0.5		Alcoa 1958
01420	2.1		5.2		0.11				Soviet 1965
01421	2.1		5.2		0.11	0.17			Soviet 1965
2ª generación (Li>2%)									
2090	2.1	2.7			0.11				Alcoa 1984
2091	2.0	2.0	1.3		0.11				Pechiney 1985
8090	2.4	1.2	0.8		0.11	0.17			EAA 1084
01430	1.7	1.6	2.7		0.11				Soviet 1980s
01440	2.4	1.5	0.8		0.11				Soviet 1080s
01450	2.1	2.9			0.11				Soviet 1980s
01460	2.25	2.9			0.11	0.09			Soviet 1980s
3ª generación (Li<2%)									
2195	1.0	4.0	0.4	0.4	0.11				LM/Reynolds 1992
2196	1.75	2.9	0.5	0.4	0.11		0.35	0.35	LM/Reynolds 2000
2297	1.4	2.8	0.25		0.11		0.3	0.5	LM/Reynolds 1997
2397	1.4	2.8	0.25		0.11		0.3	0.10	Alcoa 1993
2198	1.0	3.2	0.5	0.4	0.11		0.5	0.35	Reynolds /McCook 2005
2099	1.8	2.7	0.3		0.09		0.3	0.7	Alcoa 2003
2199	1.6	2.6	0.2		0.09		0.3	0.6	Alcoa 2005
2050	1.0	3.6	0.4	0.4	0.11		0.35	0.25	Pechiney 2004
2060	0.75	3.95	0.85	0.25	0.11		0.3	0.4	Alcoa 2011
2055	1.15	3.7	0.4	0.4	0.11		0.3	0.5	Alcoa 2012
Weldalite	1.3	6,3	0.4	0.4	0.14				Alcoa 2014

La aleación 8090, 2090 y Weldalite 049 que fueron fabricadas por Alcan, Alcoa y Pechiney en Alemania y Estados Unidos, son aleaciones que se encuentran actualmente disponibles comercialmente y están siendo sustituidas progresivamente por las aleaciones Al-Li de la nueva generación [6].

Las principales presentaciones de las aleaciones Al-Li son los productos conformados en frío, debido a que se debe tener un especial cuidado por la alta reactividad del Litio, ya que en estado fundido no garantiza la fabricación de productos por fundición, solamente existen referencias de que algunos productos fueron fabricados por la técnica de fundición a la cera perdida (inversión) [7].

Para las aleaciones Al-Li existe un proceso de soldadura que es el Brazing en el cual al parecer es el más confiable para estas aleaciones, debido a que no hay demasiada entrada de calor y evita la formación de fases indeseables. Por lo tanto el Brazing requiere la aplicación de un gran número de

habilidades científicas y tecnológicas para producir uniones de calidad y fiabilidad satisfactorias. El Brazing emplea temperaturas más altas (encima de 450°C, sin llegar al punto de fusión del metal base) se utiliza esta temperatura para que el metal base no llegue a fundir, se logre realizar la unión adecuada y la unión sea más resistente, que el soldering (por debajo de 450°C), pero el mecanismo que gobierna el proceso es similar. Sin embargo, el diseño de las uniones, los materiales a unir, el metal de aporte, la selección del flujo, los métodos de calentamiento y la preparación de las uniones pueden variar ampliamente entre los dos procesos que son el Brazing y Soldering. Las consideraciones económicas relacionadas con el metal de aporte y la tecnología de proceso también son variadas particularmente en relación con técnicas automatizadas de inspección y pruebas. El Brazing se realiza en muchas industrias, desde la aplicación de la electrónica y el campo aeroespacial hasta aplicaciones de plomería cotidiana.

En este trabajo se investigará y analizará la factibilidad de la soldabilidad con el proceso Brazing en una aleación base Al-Li 8090 segunda generación, en función de la formación de compuestos intermetálicos en la zona de unión y de las propiedades mecánicas con el fin de proporcionar una mejor calidad en el producto como en los procesos de soldadura por Brazing utilizando este tipo de aleación, garantizando las propiedades requeridas por la industria aeroespacial, con el fin de proporcionar información científica debido a que no se ha experimentado e implementado la soldadura Brazing en este tipo de aleaciones [7].

1.2 Objetivo general

Determinar la factibilidad del uso del proceso de soldadura Brazing de una aleación base Al-Li 8090 aplicada al sector aeroespacial.

1.2.1 Objetivos específicos

- Analizar el estado del arte de los procesos de soldadura en las aleaciones base Al-Li para determinar si es factible el proceso de

soldadura Brazing aplicado en estas aleaciones empleadas en la industria aeroespacial.

- Describir las propiedades mecánicas y microestructurales, así como los compuestos intermetálicos que se puedan hacer presentes durante los procesos de soldadura.
- Determinar los ciclos térmicos del proceso Brazing para el procesamiento en las aleaciones base Al-Li.

1.3 Justificación

La industria aeroespacial tiene como principal objetivo reducir el peso de los componentes y accesorios para hacerlos más ligeros y a la par buscan reducir los costos e impacto ambiental, por lo cual las aleaciones Al-Li son perfectas, debido a que cumplen con las especificaciones y excelentes propiedades mecánicas proporcionando baja densidad. Además, se busca que se sustituyan los aceros por materiales más ligeros como las aleaciones de Aluminio. Por lo tanto, se requiere de la innovación de materiales, diseño y procesos de unión alternativos de alta tecnología.

De acuerdo a lo anterior se requiere un adecuado y completo estudio de las variables involucradas en los ciclos térmicos del Brazing para la factibilidad de soldar una aleación base Al-Li 8090 ya que tienen un efecto directo sobre el tipo, tamaño, distribución, morfología y cantidad de fases presentes en el cordón de soldadura. Ya que estos están directamente relacionados con las propiedades mecánicas del componente a soldar y lo que se requiere es realizar el análisis para determinar la factibilidad de soldar componentes con estas aleaciones., dado que no existe información científica para la industria aeroespacial acerca de este proceso en aleaciones Al-Li, se requiere que para el momento en que se encuentre fiable se proporcione la información necesaria para que se pueda implementar dicho proceso.

1.4 Planteamiento del problema

La industria aeroespacial requiere de materiales con características específicas de resistencia, peso y con propiedades mecánicas acorde a las aplicaciones para estructuras de aeronaves.

Actualmente, para la unión de estos materiales se utiliza el proceso de soldadura por fricción (Friction Stir Welding, FSW). Este proceso produce uniones de excelente calidad, sin embargo, la tecnología es costosa y es un proceso complejo por las herramientas que utiliza y el desgaste de las mismas.

Una alternativa podría ser la tecnología de soldadura brazing, que facilite la unión de estos materiales, a un menor costo y con buena resistencia.

1.5 Aportación

En los procesos de unión de los componentes aeroespaciales, se han implementado nuevos procesos de soldadura (láser, resistencia, entre otros) para evitar dañar la integridad física y mecánica del Aluminio. Sin embargo, existen procesos como el Brazing, que es una alternativa de unión para soldar componentes de dimensiones pequeñas o de geometrías intrincadas (paneles de extracción de calor unidos a los componentes tubulares de Aluminio, entre otros). Así mismo, se evitará zonas afectadas por el calor y modificación microestructural.

Las aleaciones de Aluminio resistentes a altas vibraciones, cambios abruptos de temperatura y atmósferas corrosivas afectan progresivamente la resistencia de la aleación. Por otro lado, la zona de unión debe tener las mismas o semejantes propiedades que el metal base, para conjugar un buen desempeño de servicio del componente. El proceso Brazing permite homogeneizar la temperatura del proceso tanto en la zona de unión como en el metal base. Finalmente, se establecerán las condiciones de soldabilidad en base a los parámetros de soldadura y formación de fases en la zona de unión, con el fin de transferir conocimiento de este proceso de soldadura en la unión de materiales de aleación Al-Li. Esta información será de gran utilidad para el

personal involucrado en la fabricación de componentes aeroespaciales y en la investigación científica y tecnológica.

1.6 Alcances

El alcance de este trabajo es recopilar información del estado de la tecnología de los procesos por Brazing en las aleaciones Al-Li, con el propósito de aportar información para el desarrollo industrial de México, lo que permitirá ser competitivos.

1.7 Delimitaciones

El estudio se realiza en aleaciones de Al-Li para uso en el sector aeroespacial. El método actual para unir esos materiales es FSW, en esta revisión se propone el uso del proceso de soldadura brazing.

CAPÍTULO 2 MARCO TEÓRICO Y ESTADO DEL ARTE

2.1 Aleaciones de Aluminio

El Aluminio a finales del siglo XIX, era costoso y difícil de producir. El casquete de seis libras instalado en 1824 en la parte superior del monumento Washington fue uno de los componentes de aluminio más grandes fabricados en esas fechas [2].

Es importante dividir las aleaciones de Aluminio en dos categorías: aleaciones de fundición y aleaciones forjadas. Algunas aleaciones responden a los tratamientos térmicos basadas en fases solubilizadas. Estos tratamientos incluyen tratamiento térmico por solución, temple, y precipitación por envejecido, en este caso los temple T6 y T8. Ya sea para fundición o forja tales aleaciones son descritas como tratables térmicamente. Fundidas o forjadas se les asignan nomenclaturas. The Aluminum Association System es el más reconocido en Estados Unidos [5]. Su sistema de identificación de aleaciones emplea diferentes nomenclaturas para aleaciones forjadas o

fundidas, pero divide las aleaciones en familias para la simplificación. Para las aleaciones forjadas se utiliza un sistema de cuatro dígitos para identificar una lista de distintas composiciones de aleaciones para forja como sigue (Tabla 2.1) [1]:

Tabla 2.1 Aleaciones para forja [1].

Designación	Aleante principal
1xxx	Composición sin alear (puro).
2xxx	Al-Cu
3xxx	Al-Mn
4xxx	Al-Si
5xxx	Al-Mg
6xxx	Al-Si-Mg
7xxx	Al-Zn
8xxx	Aleaciones que incluyen estaño y algo de litio que caracterizan la composición.
9xxx	Reservada para usos futuros.

En este tipo de aleaciones forjadas que pertenecen a la serie 8000 se encuentran las aleaciones Al-Li de gran interés como son la 2024 que es la de más amplio uso en aeronaves. También existe interés en el desarrollo de las aleaciones Al-Li endurecidas por precipitación en razón de su elevado módulo de Young y su baja densidad. Sin embargo, los costos elevados de procesamiento, sus propiedades anisotrópicas y una baja tenacidad a la fractura han resultado factores limitantes, las aleaciones Al-Li se utilizan para la fabricación de los depósitos de combustible de los transbordadores espaciales [2].

Las típicas composiciones para aleaciones fundidas son descritas por un sistema de tres dígitos seguido de un valor decimal. Las familias de aleaciones para las aleaciones por colada son (Tabla 2.2) [1]:

Tabla 2.2 Aleaciones para fundición [1].

Designación	Características
1xx.x	Aluminio puro (fabricación de rotores).
2xx.x	Al-Cu.
3xx.x	Al-Mn.
4xx.x	Al-Si.
5xx.x	Al-Mg.
6xx.x	Sin uso.
7xx.x	Al-Zn.
8xx.x	Aleaciones que incluyen estaño.
9xx.x	Sin uso.

2.1.1. Soldabilidad de las aleaciones de Aluminio

A pesar de que el Aluminio posee un punto de fusión relativamente bajo, este puede ser difícil de soldar por algunas razones que se mencionaran a continuación. [18]

- La superficie del óxido debe ser removida por medios químicos o cepillando el área de la unión con un cepillo con cerdas de acero inoxidable.
- El alto coeficiente de expansión térmica del Aluminio puede resultar en esfuerzos residuales que pueden derivar en grietas o distorsión.
- La alta conductividad térmica del Aluminio requiere de alto calor de ingreso durante la soldadura y lidiar con la posibilidad de agrietamiento y distorsión.
- Alta contracción durante la solidificación del Aluminio, contribuye también al agrietamiento.
- Alta solubilidad de hidrogeno en el Aluminio cuando está en estado de fusión propicia a la porosidad.
- Las series de Aluminio de alta resistencia 2xxx y 7xxx son especialmente susceptibles al agrietamiento durante la soldadura [19].

A continuación se dan a conocer algunos atributos especiales de propiedades y soldabilidad de las aleaciones de aluminio según su elemento de aleación principal (Tabla 2.3):

Tabla 2.3 Atributos principales de las aleaciones de Aluminio [18].

Designación	Características
1xxx	Al puro. Se endurece por deformación. Alta formabilidad, resistencia a la corrosión, y conductividad térmica. Rango de último esfuerzo a la tensión: 10-27 Ksi. Fácilmente unido por soldadura de fusión, soldadura fuerte (Brazing) y soldadura blanda (Soldering).
2xxx	Al-Cu. Tratable térmicamente. Alta resistencia a temperatura ambiente y temperaturas elevadas. Rango de esfuerzo a la tensión: 27-62 Ksi Comúnmente unido mecánicamente pero algunas aleaciones son soldables No es tan resistente a la corrosión como otras aleaciones.
3xxx	Aleaciones en las que el manganeso es el elemento aleante principal.
4xxx	Aleaciones Al-Si.

	<p>Moderadamente tratable térmicamente. Excelente Fluidez, media resistencia. Rango de esfuerzo último a la tensión: 25-55 Ksi. Fácilmente unido, especialmente por soldadura fuerte (Brazing) y blanda (Soldering).</p>
5xxx	<p>Aleaciones Al- Mg. Endurecido por deformación. Excelente resistencia a la corrosión, tenacidad, soldabilidad y moderada resistencia. Aplicaciones en la construcción, automotriz, aeroespacial y marina. Rango de esfuerzo último a la tensión: 18-58 Ksi.</p>
6xxx	<p>Aleaciones Al-Si-Mg. Tratable térmicamente. Alta resistencia a la corrosión, excelente para extrusiones, moderada resistencia. Rango de último esfuerzo a la tensión: 18-58 Ksi. Fácilmente soldable por los métodos GMAW y GTAW.</p>
7xxx	<p>Aleaciones Al-Zn, pero otros elementos como el cobre, magnesio, cromo y zirconio pueden estar presentes. Tratable térmicamente. Alta resistencia; alta tenacidad. Rango de último esfuerzo a la tensión: 32-88Ksi. Unido mecánicamente.</p>
8xxx	<p>Aleaciones que incluyen estaño y algo de litio que caracterizan la composición. Tratable térmicamente. Alta con conductividad. Alta dureza. Rango de último esfuerzo a la tensión: 17-60 Ksi. Elementos aleantes más comunes incluidos Fe, Ni y Li.</p>
9xxx	Reservada para usos futuros.

Cada uno de los elementos aleantes en el Aluminio, tiene un efecto muy importante en sus propiedades mecánicas, puntos de fusión, tiempo de solidificación, estructura de grano etc. A continuación se resumen los principales efectos de cada uno de ellos [18].

- Magnesio: Incrementa la resistencia por medio de la precipitación de soluciones sólidas y mejora la dureza por trabajado en frío.
- Manganeso: Incrementa la resistencia por medio de solubilidad y precipitación de la solución sólida.
- Cobre: Mejora la resistencia, permite el endurecimiento por precipitación, reduce la resistencia a la corrosión, la ductilidad y la soldabilidad.
- Silicio: Incrementa la resistencia y la ductilidad, en combinación con el magnesio produce endurecimiento por precipitación.
- Zinc: Incrementa la resistencia, permite el endurecimiento por precipitación, puede causar corrosión por esfuerzo.

- Hierro: Incrementa la resistencia del Aluminio puro, generalmente es un elemento residual. Este elemento en contenidos elevados favorece la formación de intermetalicos en forma de aguja.
- Cromo: Incrementa la resistencia a la corrosión por esfuerzos.
- Níquel: Mejora la resistencia a temperaturas elevadas.
- Titanio: Se usa para refinar el tamaño de grano, particularmente en los metales de aporte.
- Circonio: Igual que el Titanio, se emplea para refinar el grano.
- Escandio: Incrementa substancialmente la resistencia mediante endurecimiento por envejecido, elemento refinador de grano particularmente en el metal de la soldadura.
- Plomo y Bismuto: Propician la formación de rebaba en la aleación, es para maquinados.

2.1.2 Designaciones de tratamientos térmicos de las aleaciones de Aluminio.

El grado de endurecimiento de las aleaciones de Aluminio se encuentra designado con las siguientes letras: la designación de temple T o H, dependiendo de que la aleación sea tratada térmicamente o endurecida por deformación (Tabla 2.4). Existen otras designaciones que indican si la aleación esta recocida (O), tratada por solución (W) o utilizada tal y como fue fabricada (F). Estas designaciones aplican para las aleaciones fundidas como las que son fabricadas.

Tabla 2.4 Designaciones de tratamientos térmicos [2].

Designación	Subdivisión	Tratamiento
F		Material tal como se ha fabricado. Sin control en el endurecimiento por deformación.
O		Recocida y recristalizada. Endurecimiento con mínima resistencia y máxima ductilidad.
H	H	Endurecimiento por deformación, trabajada en frío.
	H1	Endurecido por deformación. El grado de endurecimiento se indica mediante un segundo dígito, H12, hasta el endurecimiento total, H18, que proporciona aproximadamente una reducción de área del 75%.
	H2	Endurecido por deformación y recocido parcial, igualmente se indica con un segundo dígito el nivel de trabajada en frío.
	H3	Endurecido por deformación y estabilizado a bajas temperaturas para evitar el endurecimiento por envejecido.
T	T	Tratado térmicamente, endurecida por precipitación.
	T1	Tratamiento de temple desde el conformado en caliente y envejecido natural.
	T2	Tratamiento de temple desde el conformado en caliente y envejecido natural.
	T3	Tratamiento de solución, temple y envejecido natural seguido de una acritud para reducir tensiones internas.
	T4	Tratada por solución, temple y envejecida naturalmente.
	T5	Tratamiento de temple desde el conformado en caliente y envejecida artificialmente en un rango de 95 a 245°C.
	T6	Tratada por solución, temple y envejecida artificialmente.
	T7	Tratamiento de solución, temple y sobre-envejecido estabilizado.
	T8	Tratada por solución, temple, acritud trabajada en frío y envejecida artificialmente.

Los números que se acompañan a la T o a la H indican la cantidad exacta del endurecimiento por deformación, el tipo de tratamiento térmico utilizado u otros aspectos del procesamiento de la aleación [2].

Existe una gran diferencia en las propiedades mecánicas entre el Aluminio puro y sus aleaciones como se muestra en la (Tabla 2.5).

Tabla 2.5 Efecto de los mecanismos de endurecimiento del Aluminio y sus aleaciones [2].

Material	Resistencia a la tensión (psi)	Resistencia a la cedencia (psi)	% Elongación
Aluminio puro.	6,500	2,500	60
Aluminio puro comercial (min.99%).	13,000	5,000	45
Aleación endurecida por solución sólida.	16,000	6,000	35
Aluminio trabajado en frío.	24,000	22,000	15
Aleación endurecida por dispersión.	42,000	22,000	35
Aleación endurecida por envejecimiento.	83,000	73,000	11

2.2 Aleaciones Al-Li

Las aleaciones binarias de Al-Li son endurecidas por envejecido y no son usadas comercialmente debido a que se requiere de la adición de otros elementos para formar precipitados base Mg, Si o Ag para incrementar la resistencia a la fatiga del componente. Por lo tanto, se han diseñado aleaciones de Al-Cu-Mg-Li, las cuales pueden ser tratadas térmicamente para darle resistencias comparables con las de las aleaciones de aluminio convencionales usadas en la fabricación de componentes aeroespaciales [22].

Las aleaciones Al-Li son de suma importancia en la industria aeroespacial debido a que el Li posee las siguientes propiedades:

- Es el metal más liviano (densidad de 0.54 g/cm^3).
- Mejora el módulo de Young y disminuye la densidad al alearlo con aluminio de alta pureza [6].

2.2.2 Aplicaciones de las aleaciones Al-Li

2.2.2.1 Aplicaciones comerciales

En la actualidad, se produce un increíble número de aleaciones de Al-Li (Tabla 2.6) que son registradas y caracterizadas. Sin embargo, existe cierta confusión sobre las denominaciones de temple, aleaciones y suministros, y cualquier lista de temperaturas, aleaciones y productores está sujeta a cambios. Por lo tanto, se sugiere que el lector contacte con la Asociación de los Materiales Aeroespaciales para obtener información sobre el registro y las especificaciones actuales de la aleación.

Tabla 2.6 Grandes productores de aleaciones Aluminio Litio [1].

Productores	Aleaciones	Productos
Productores con instalaciones de fundición		
British Alcan	8090	Hoja, placa, extrusión, forja
Alcoa	2090, 2091, 8090	Hoja, placa, extrusión, forja
Pechiney	2091, 8090, CP276	Hoja, placa, extrusión, forja
Reynolds	Weldalite	Hoja, placa, extrusión, forja
Productores sin instalaciones de Fundición		
ILM	8090, 2090	Extrusión
Otto Fuchs	8090	Extrusión, forja
Menziken	8090	Extrusión

VAW	8090	Extrusión
HyDuty	8090	Forja
Hogevens	8090	Hoja, Placa

Las aplicaciones comerciales de las aleaciones Al-Li se incluyen en las partes de los aviones como bordes delanteros y de salida, cubiertas de acceso, pistas de asiento, y pieles de ala. La (Figura 2.1) muestra posibles aplicaciones para estas aleaciones. La gran ventaja de utilizar aleaciones Al-Li para la fabricación de partes de aviones comerciales se evalúa de acuerdo a los requisitos de resistencia, rigidez, calibración mínima, tolerancia a daños y resistencia a la corrosión [1].

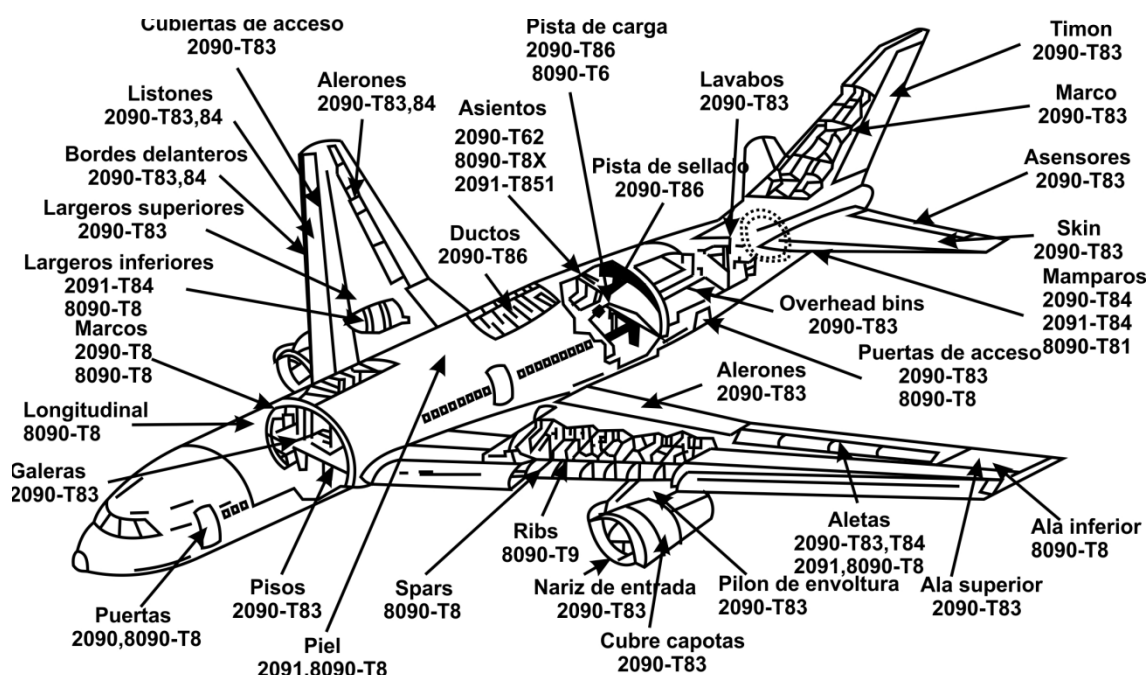


Figura 2.1 Uso de aleaciones Al-Li en un avión comercial [1].

2.2.2.2 Aplicaciones militares

En muchos casos las aplicaciones militares se tratan como información clasificada. Algunas aleaciones Al-Li son posibles candidatas para la aplicación de ciertos tipos de piezas de aviones militares (Figura 2.2) y sobretodo buenos candidatos para el reemplazo de aleaciones de Aluminio convencionales con Al-Li formadas súper plásticamente, como son la lámina formada

convencionalmente para las estructuras y las pieles de las alas, 2090, 2091 y 8090, y piezas de la placa. Las partes representativas incluyen cubiertas de acceso y pieles de ala. La falta de un material con una buen corte transversal, resistencia a la corrosión, resistencia a la corrosión por tensión, buena dureza y ductilidad han mantenido al Al-Li como principal material para la fabricación de piezas y componentes aeroespaciales, y tales aplicaciones deberían ser posibles con el progreso de la investigación y el desarrollo [1].

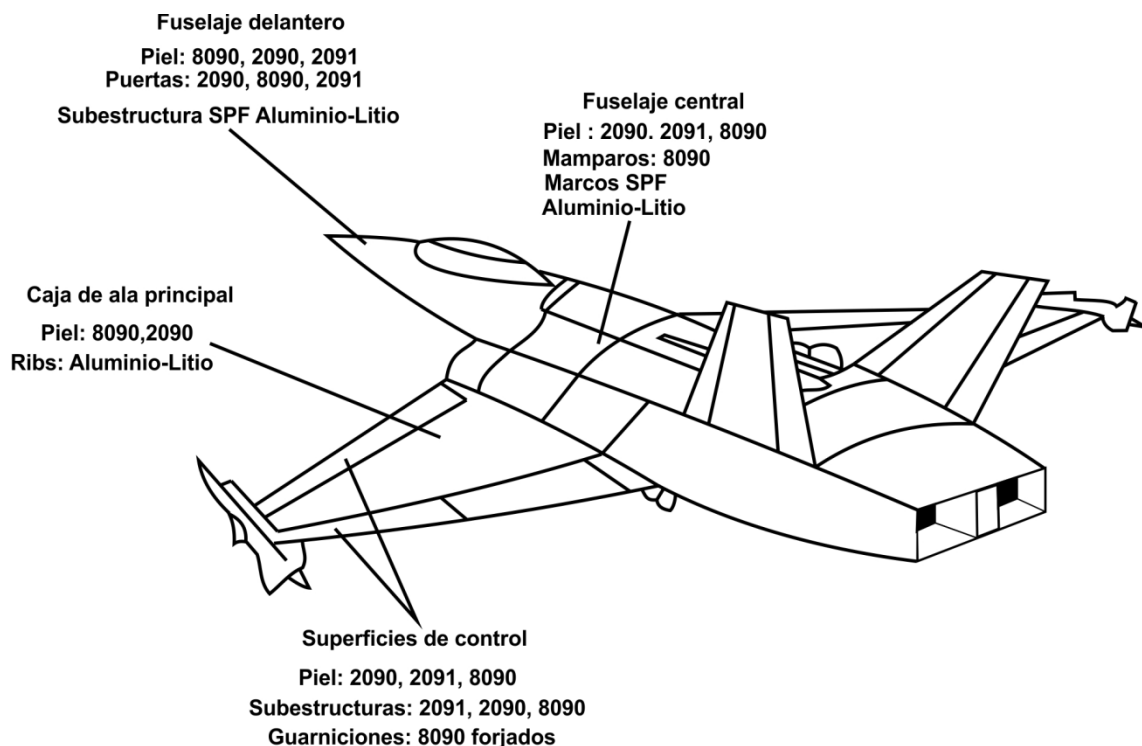


Figura 2.2 Uso de aleaciones Al-Li formado súper plástico (SPF) en un avión de combate [1].

2.2.2.3 Aplicaciones aeroespaciales

De todos los beneficios que ofrece el uso de aleaciones de Al-Li, el ahorro en peso es el más importante. Las aplicaciones de producción y evaluación para estructuras primarias y tanques enteramente rígidos, así como productos para la construcción de chapas y largueros de cubiertas, formaciones y adaptadores incluyen aleaciones de Al-Li. La aleación Al-Li 2090-T81 es una aleación candidata para la fabricación del tanque criogénico. Las propiedades criogénicas de 2090-T81 han sido ampliamente estudiadas y los datos

revelaron que puede haber problema de compatibilidad del oxígeno con estas aleaciones. Sin embargo otros estudios realizados por el Instituto Nacional de Ciencia y Tecnología ha demostrado que las aleaciones de Al-Li son compatibles como la aleación 2219 (la aleación utilizada actualmente para la fabricación de tanques criogénicos) con entornos de oxígeno líquido [1].

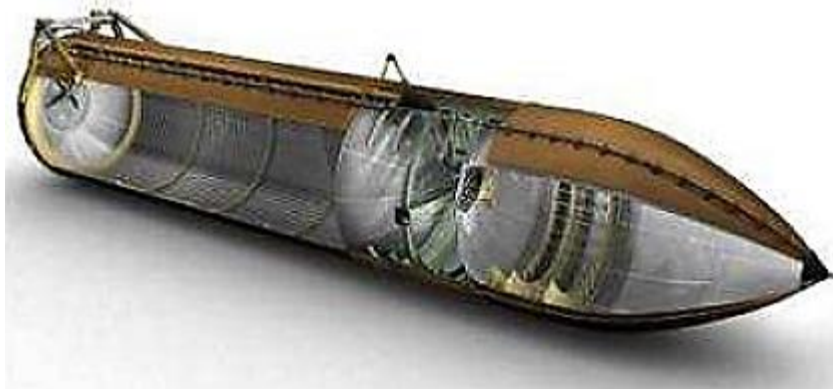


Figura 2.3 Tanque de un transbordador espacial de Al-Li [6].

2.2.3 Procesamiento

Para alear el Litio con el Aluminio es relativamente fácil. Se requiere de un horno de inducción de alta frecuencia en crisol de grafito y vaciando en un molde de hierro, ambas operaciones bajo una atmósfera protectora de argón. El intervalo de fusión está entre 500 y 600°C. Para obtener estas aleaciones es con el vaciado por enfriamiento directo (Direct Chill Casting) ó (DC Casting), que es un proceso semicontinuo en el cual la aleación fundida se vierte en un molde refrigerado con agua que tiene una base retráctil. La base se va retirando a medida que el metal se solidifica en la periferia y se acaba de enfriar con agua pulverizada (Figura 2.4).

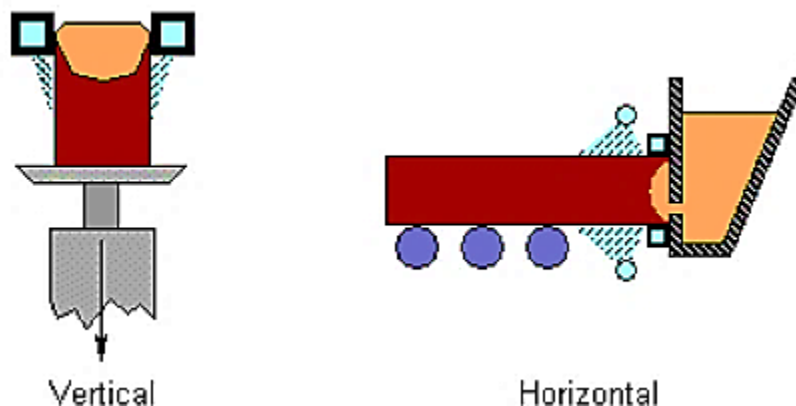


Figura 2.4 Esquema representativo del vaciado por enfriamiento directo (Direct Chill Casting) o (DC Casting) [6].

Tecnologías como la anterior producen aleaciones hasta con 3% de Li como máximo, pues las adiciones mayores de Li causan la formación de fases intermetálicas frágiles como resultado de la segregación. Esto se ha remediado con la adición de elementos aleantes, con tratamientos térmicos y con el uso de otros procesos de fundición y vaciado. Así como la solidificación dirigida, (Figura 2.5), permite que el contenido de Li aumente y se refine la microestructura, aunque existe el problema de que se presente oxidación. Es por ello que se han desarrollado otras técnicas.

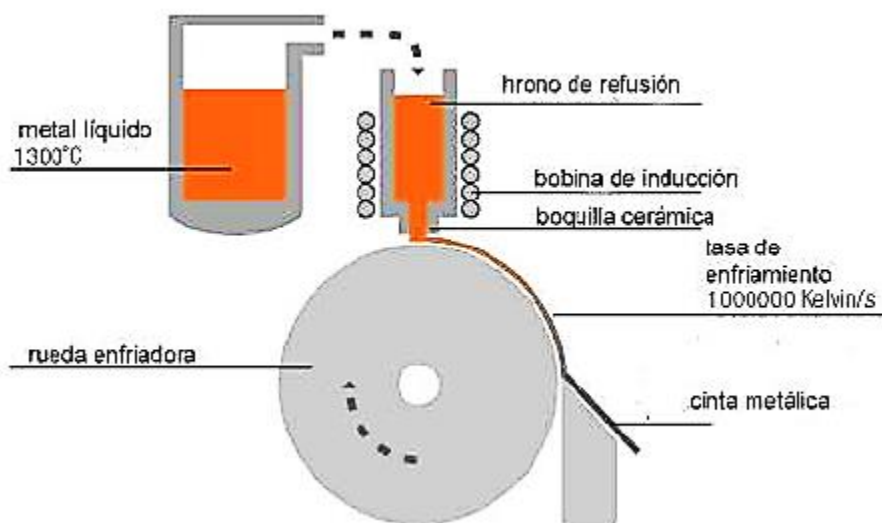


Figura 2.5 Esquema ilustrativo de la solidificación rápida de una aleación Al-Li [6].

Por otro lado para obtener las propiedades deseadas de las aleaciones Al-Li, normalmente las barras se homogenizan bajo atmósfera de argón, o en baño de sales, a unos 560°C, por varias horas y luego se extruyen para incrementar la resistencia mecánica, o se aplica un conformado en frío, para envejecerlas posteriormente a unos 400°C en baños de aceite [6].

En general los tratamientos térmicos más usados para estas aleaciones son el T3, T6 Y T8 (Tabla 2.4).

En el procesamiento hay que tener en cuenta que en las aleaciones fundidas de Al-Li ciertas variables afectan la posibilidad de explosión, incluyendo el contenido de Li, la cantidad de humedad, la temperatura del metal, el tamaño de la pieza y la velocidad del chorro del metal. Además en los baños de sales pueden ocurrir severas reacciones exotérmicas, e incluso explosiones si ocurre fusión, aunque sea incipiente. También el polvo fino de Al-Li puede ser explosivo en presencia de una fuente de ignición y la posibilidad aumenta con la finura del polvo [6].

2.2.4 Microestructura y fases presentes en las aleaciones base Al-Li

Wald et. al. mostró el efecto en el módulo de Young al añadir litio y otros metales más comunes (Figura 2. 6) [6].

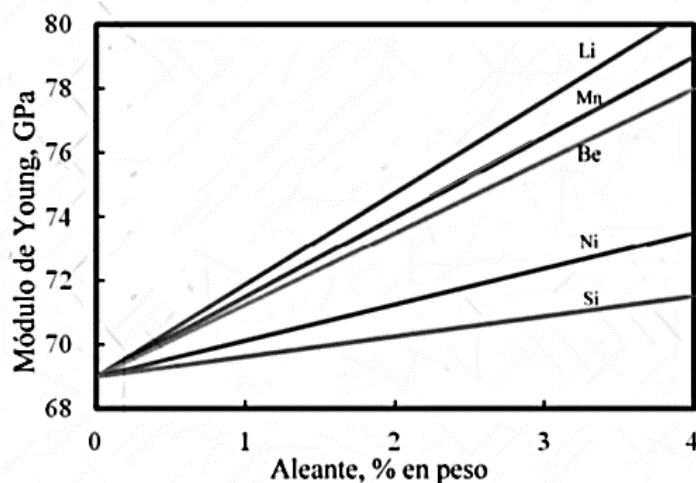


Figura 2. 6 Efecto de los elementos aleantes sobre el módulo de Young en el aluminio [6].

En la (Figura 2.7) se presenta el diagrama de fases Al-Li, sin embargo, en el caso de las aleaciones de estudio, interesa la parte rica en Al, ampliada en la (Figura 2.8) [6].

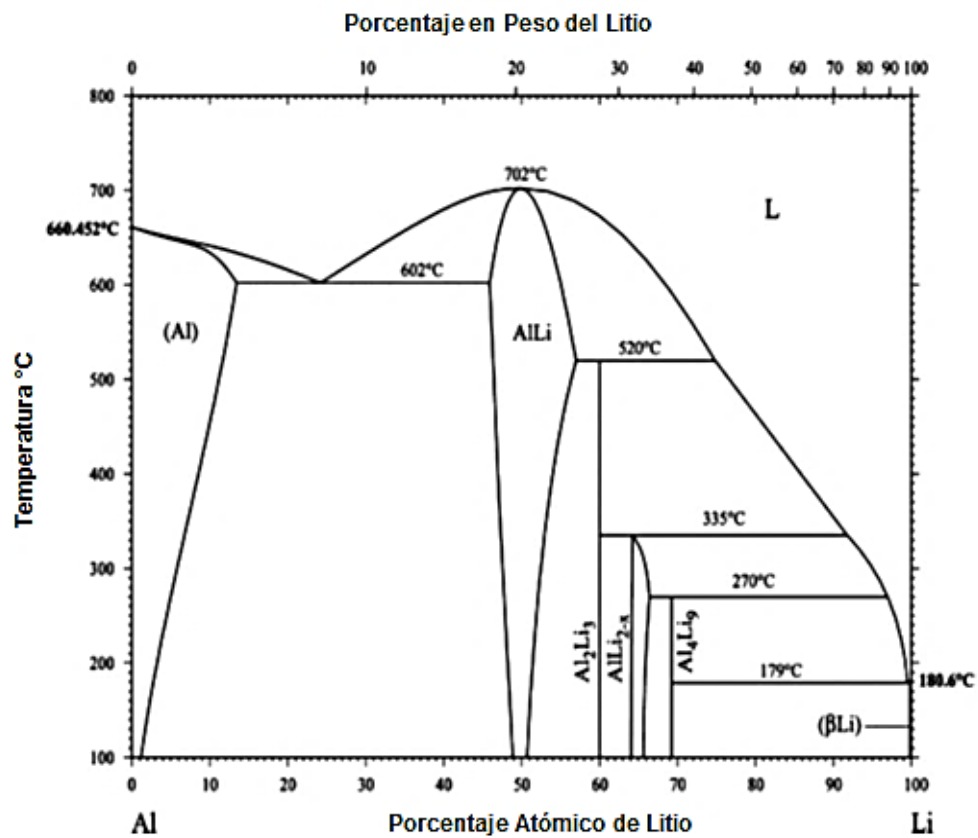


Figura 2.7 Diagrama de fases binario Al-Li [6].

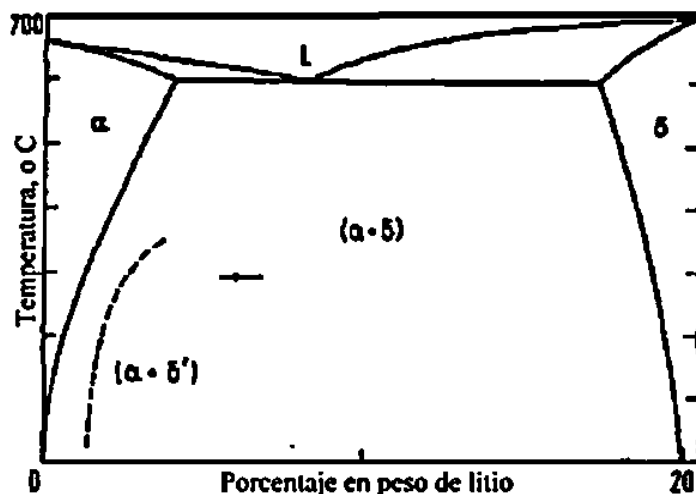


Figura 2.8 Porción rica de Aluminio del diagrama Al-Li, δ es una fase de no equilibrio [6].

Como se observa en la (Figura 2.8), la parte que interesa del diagrama es un eutéctico entre una solución fcc de Al – Li (α) y la fase (δ) que es bcc. Obsérvese que no es entre α y β , porque cuando la aleación se trata para envejecerla, la fase de equilibrio es la Al – Li (δ), que se nuclea en los límites de grano, mientras que la fase coherente metaestable Al_3Li (δ') se nuclea homogéneamente en los granos de la matriz. El envejecimiento isotérmico hace crecer los precipitados de Al_3Li . Junto con el crecimiento de los precipitados de la matriz, ocurre un engrosamiento preferencial de precipitados de Al – Li en los límites de grano. Es decir, cuando se envejece apropiadamente, el Li forma la fase metaestable Al_3Li (δ') con una estructura cristalina coherente. Sin embargo, estos precipitados no son estables y se debe tener cuidado porque el sobre envejecimiento forma la fase estable β . Esto también produce zonas libres de precipitados (ZLPs) sobre todo en los límites de grano que, entre otras cosas, reducen la resistencia a la corrosión de la aleación. La estructura cristalina de las fases Al_3Li y Al-Li, aunque es fcc, es muy diferente para las dos. La Al_3Li muestra casi el mismo parámetro de red que el aluminio, excepto que hay átomos de litio en las esquinas de la celda unitaria. La estructura de la Al_3Li es del tipo $AuCu_3$, Li_{12} , o Pm_3m y tiene un parámetro de 0.407 nm. La estructura de la Al-Li es la $NaTi$, B_{32} , o Fd_3m , constituida por litio y aluminio que asumen las estructuras del diamante y tiene un parámetro de red de 0.637nm.

El espaciamento interatómico para Al-Li (0.319 nm) es menor que los del aluminio y el litio puros.

Los cambios microestructurales se pueden empezar a estudiar en una aleación con 3% Li y bajo contenido de impurezas (Si y Fe), cuyas barras –de 12 mm de diámetro– se someten a un tratamiento de solución a 580° C durante 6 horas, para luego limpiarlas y extruirlas hasta 8 mm a unos 400° C, enfriarlas y después envejecerlas a varias temperaturas.

En estas aleaciones binarias la secuencia de cambios microestructurales es:
Solución sólida sobresaturada $\rightarrow \delta'(Al_3Li) \rightarrow \delta(AlLi)$.

La (Figura 2.9) muestra cómo crecen zonas libres de precipitados (ZLPs) de una manera lineal con la raíz del tiempo de envejecimiento a distintas temperaturas. El crecimiento de las ZLPs ocurre por un mecanismo de remoción de soluto, que es consumido durante el crecimiento de las partículas de δ en equilibrio en los límites de grano. O sea que el crecimiento de las ZLPs es controlado por la difusión y por eso ocurre parabólicamente (lineal con la raíz del tiempo). En las aleaciones Al-Li-Zr no recristalizadas, el ancho de la ZLP depende de la naturaleza de los límites de grano y la distribución de las partículas δ entre varios límites de grano, a pesar de ello el ancho promedio de la ZLP crece parabólicamente con el tiempo y la tasa en las aleaciones con Zr es mayor que la aleación recristalizada con contenido similar de Li. Una mayor concentración de Li también acelera el crecimiento de la ZLP, y esto sugiere una posible variación en el coeficiente de interdifusión como función de la composición de la aleación. Además el ancho de la ZLP exhibe una relación simple con el tamaño promedio de δ' .

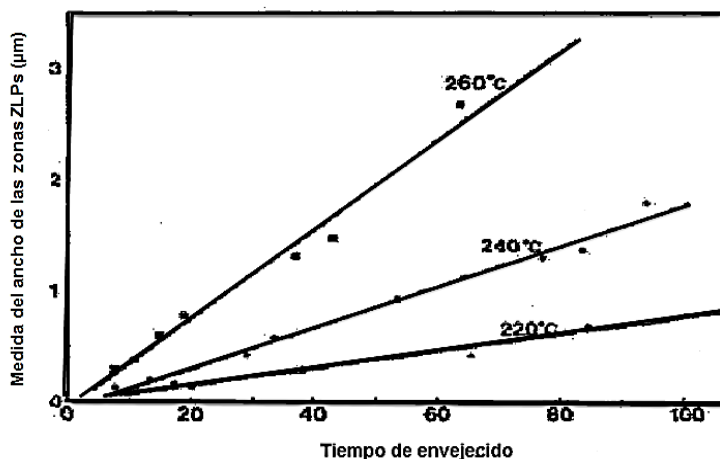


Figura 2.9 Crecimiento de las (ZLPs) con el tiempo de envejecido a varias temperaturas en una aleación con 3% Li [6].

Los principales elementos que se añaden a las aleaciones binarias Al – Li son Cu, Mg y Zr.

En las aleaciones Al – Li – Mg la secuencia de precipitación es:

Solución sólida sobresaturada → δ' (Al₃Li) → Al₂MgLi.

Las principales precipitados endurecedores son de δ' , pero durante las últimas etapas del envejecimiento se precipita la fase cúbica de equilibrio Al₂MgLi en forma de barritas. Las temperaturas elevadas de envejecimiento y altos contenidos de Mg (> 4%) favorecen la formación de Al₂MgLi, que normalmente es una dispersión gruesa y no produce endurecimiento. A niveles bajos de Mg su papel principal es endurecimiento por solución sólida.

También los elementos de transición como Mn, Cr o Zr se añaden a muchas aleaciones comerciales de aluminio conformado para actuar como inhibidores de la recristalización, especialmente el Zr en las Al – Cu - Li. En las aleaciones convencionales producidas mediante vaciado por enfriamiento directo, estos elementos permanecen en la solución sólida sobresaturada, pero se precipitan como una distribución fina de una fase intermetálica durante la homogenización subsiguiente. Los niveles típicos van de 0.1 a 0.2%; en el caso del Zr, esto da origen a dispersiones de partículas coherentes de Al₃Zr en una forma metaestable cúbica (L₁₂) que es la fase β' . Así como inhiben la recristalización, estas partículas también proporcionan sitios heterogéneos de

nucleación para la fase δ' . La técnica de solidificación rápida permite una fracción volumétrica de β' mayor que en el caso de los lingotes producidos mediante vaciado por enfriamiento directo; estas partículas de β' influyen sobre el comportamiento en deformación de la aleación pues inhiben el corte de las partículas en la matriz por las dislocaciones. Esto mejora la tenacidad y la resistencia.

En el año de 2016, [41] Ho-Sung Lee y colaboradores probaron la factibilidad de unos especímenes AA2195 unidos a tope por la soldadura por fricción, en el cual observaron que los precipitados se encuentran en los límites de grano y dentro del grano para AA2195-T8 y los límites de grano no son claramente visibles para AA2195-T0 como se muestra en la siguiente figura. Por otro lado, el tamaño promedio de los granos de Al en una superficie longitudinal (Figura 2.10 (c)) fue de aproximadamente 20 μm , estimado usando el método de intercepción lineal. Por el contrario, la de los granos de Al en una superficie transversal (Figura 2.10(d)) se evaluó como 9 μm . Dado que es muy difícil identificar cada precipitado, se analizan las micrografías STEM-HAADF y los resultados de la EELS. La fase # 3 en la (**¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.**) (a) y (b) mostró mucho contenido de Zr mientras que pocos contenidos de Cu fueron encontrados. Este resultado indicó que existía la fase β' (Al_3Zr). Esta fase se sabe que desempeñar un papel clave para el endurecimiento en AA2195 [9]. La fase # 4, una aguja como fase de AA2195-T8 en la (Figura 2.47) (b) mostró Al-Cu-Li contenidos en EDS y EELS resultados. Con la morfología y composición, esta fase fue fase T1. Esta fase es responsable de la alta resistencia de AA2195-T8 [41].

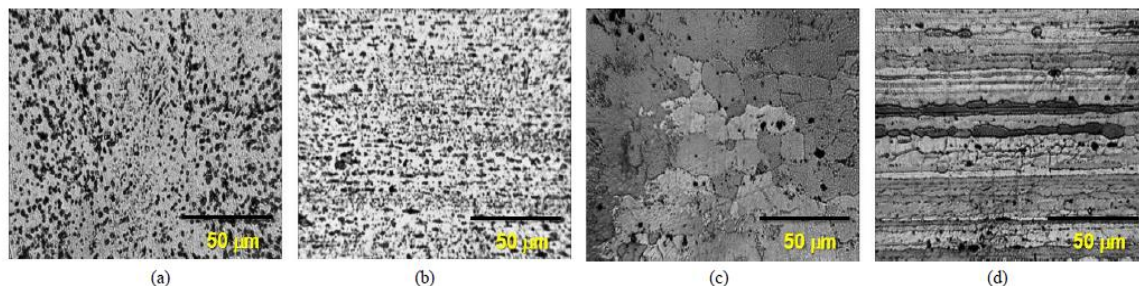


Figura 2.10 Metalográficos de (a) vista longitudinal, (b) de AA2195-T0, y (c) longitudinal, (d) vista en sección transversal de AA2195-T8 [41].

La (Figura 2. 11) muestra la microestructura de AA2195 soldada por fricción agitada a 600 rpm y condición de 300 mm / min en cada región. Ha mostrado el límite entre TMAZ y nugget en el lado de avance y se ha llevado a cabo una recristalización dinámica en esta región [41].

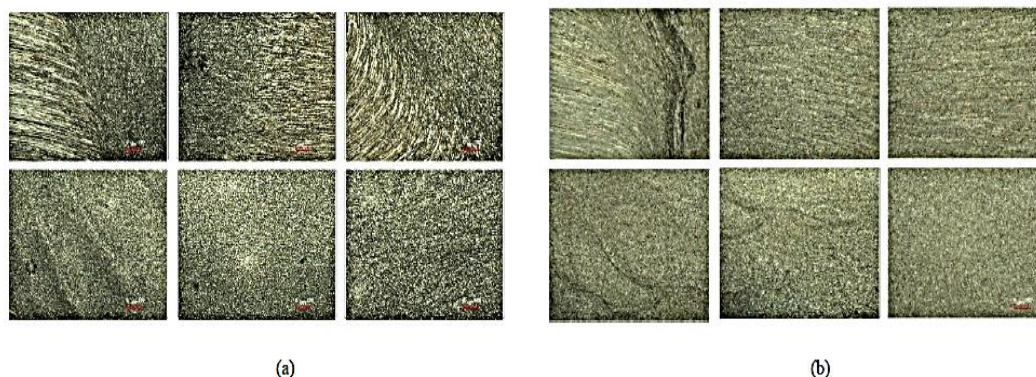


Figura 2. 11 Resultado de la vista en sección transversal macroscópica de la región soldada de (a) AA2195-T0 y (b) AA2195-T8 con una condición de 600 RPM y 300 mm / min [41].

La microestructura se caracterizó por microscopía electrónica y durante la soldadura se midieron las temperaturas superficiales. Se muestra que la temperatura en el lado de avance es mayor que el lado de retroceso que soporta los resultados del perfil de microdureza en la zona de precipitados. Para AA2195-T0, la zona de soldadura puede exhibir mayor microdureza que el material original debido a la recristalización del grano y el perfil de dureza dentro del precipitado depende de la velocidad de enfriamiento.

Antes de revisar las aleaciones Al – Cu – Li es conveniente recordar que en las aleaciones binarias Al – Cu (1 – 4% Cu) se acepta que la formación de la fase de equilibrio θ (CuAl), durante el envejecimiento isotérmico, puede estar precedida por hasta tres fases metaestables de transición, de acuerdo con la temperatura de envejecimiento. Estas corresponden a la formación de las zonas de Guinier Preston I, las zonas GP II (o fase θ'') y la fase θ' . La fase metaestable θ' es tetragonal ($a = 0.404$ nm, $c = 0.580$ nm) y se forma como placas grandes rectangulares u octogonales paralelas a los planos $\{100\}$ de la

matriz (solución sólida de Al). La fase de equilibrio θ es tetragonal de cuerpo centrado ($a = 0.6066$ nm, $c = 0.4874$ nm) y se ha observado en muchas formas. En el caso de las aleaciones Al – Cu – Li las secuencias de precipitación son complejas y dependen de la relación Li/Cu. Esto porque hay dos fases binarias y tres fases ternarias en equilibrio con la solución sólida de aluminio en la parte rica en Al del sistema Al – Cu – Li. En la (Tabla 2.9) se enlistan los parámetros de red, la composición y la densidad de esas fases. Los compuestos ternarios tienen intervalos estrechos de homogeneidad.

Las fases T2 y R se confunden a menudo respecto a su estabilidad y equilibrio con el Al. Se sabe que esas fases son realmente diferentes y estables, aunque la fase T2 se forma como un compuesto icosaédrico cuasicristalino. Por su parte la fase R no está en equilibrio con el Al. La fase R se puede considerar la metaestable θ' (Al_2Cu) estabilizada por el reemplazo de átomos de Al por átomos de Li. Las reacciones de solidificación en las aleaciones se muestran en la parte rica en Al del sistema Al – Cu – Li (Figura 2.8).

En el año 2002 [42] I. G. Solórzano y colaboradores se basaron en un estudio del efecto de la soldadura por fusión TIG y del tratamiento T6 post soldadura sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de una placa de aleación 2091-T851 Al-Li-Cu-Mg-Zr, en comparación con la aleación base, se observó que las uniones soldadas presentaban reducciones significativas en las resistencias a la tracción y a la fatiga y a una degradación drástica de la ductilidad. Este comportamiento se relaciona principalmente con la presencia de grandes precipitados alargados de fase R en los límites de grano de metal de soldadura, lo que conduce a la propagación de grietas intergranulares a través de esa parte de la unión. Sin embargo, se pueden inducir cambios microestructurales sustanciales en el metal de soldadura sometiendo las uniones soldadas a un tratamiento térmico de tipo T6 posterior a la soldadura. Esto favorece la disolución de la fase R, mejorando así las propiedades de tracción así como la resistencia a la fatiga, en consonancia con el predominio

de la fractura transgranular del metal de soldadura en las uniones tratadas térmicamente [42].

Tabla 2.7 Composición química de la aleación 2091 [42].

Li	Cu	Mg	Zr	Ti	Fe	Si	Al
1.9	2.0	1.6	0.07	0.03	0.04	0.03	Balance

Se demostró que la matriz de metal de soldadura contenía partículas de segunda fase que son más pequeñas en tamaño y proporción que las encontradas en la aleación base 2091-T8. Esto se atribuyó a la retención de cantidad de átomos de Li, Cu y Mg por la fase R, limitando así la formación de fases tales como, S y T2 durante la etapa de enfriamiento del ciclo de soldadura (Figura 2. 12).

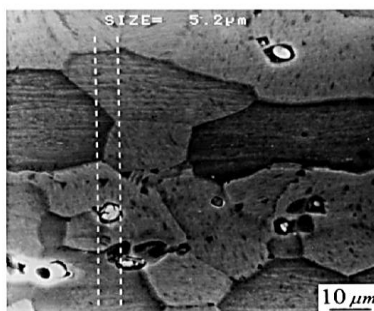


Figura 2. 12 Micrografía SEM que muestra la morfología del grano, en un plano normal a la dirección de laminación, de la placa de 2,5 mm de espesor de la aleación Al 2091-T8 (reactivo Keller). Obsérvese la presencia de inclusiones redondeadas en masa [42].

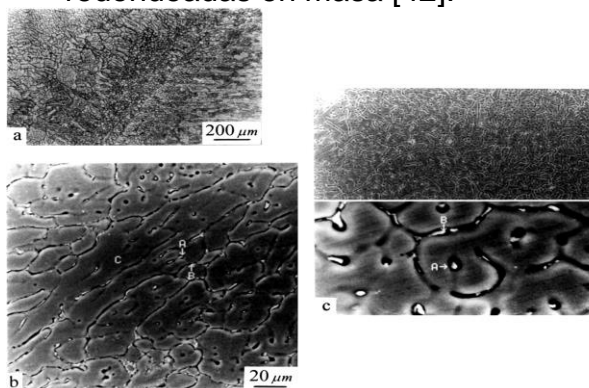


Figura 2. 13 Características microestructurales del metal de soldadura en una junta AW [42].

Como se revela en un plano normal a la costura de soldadura: (a) metalografía óptica que representa una región de granos equiaxios finos

cerca de la línea de fusión (Keller's reagent etch); (B) y (c) Micrografías SEM que muestran regiones de granos columnares que contienen límites de grano así como precipitados en masa (reactivo de Keller). El análisis EDS de estos precipitados se llevó a cabo en los puntos A y B [42].

El tratamiento térmico T6 post soldadura tuvo el efecto de promover la disolución de la fragilidad de la fase R y esto favoreció la precipitación de S en la matriz de metal de soldadura.

En el año del 2014 [40] Banglong Fu y colaboradores experimentaron por primera vez con el proceso de soldadura por rayo láser en la aleación recién desarrollada Al-Li 2A97 analizaron las microestructuras presentes en la aleación 2A97 con la composición (Tabla 2.8) por medio del proceso de soldadura fibra laser, por lo que obtuvieron las siguiente dimensiones del material [40].

Tabla 2.8 Composición química nominal de la aleación 2A97 [40].

BM	Cu	Mg	Li	Zr	Ag	Fe	Mn	Zn	Al	UTS (MPa)	EL(%)
2A97	3.90	0.42	1.40	0.15	0.24	0.12	0.30	0.44	Bal.	443.5	16-21

Se utilizaron las placas rectangulares de aleación Al-Li 2A97 laminada suministrada en 230 mm x 60 mm x 2 mm con la condición T4 (Figura 2.14).

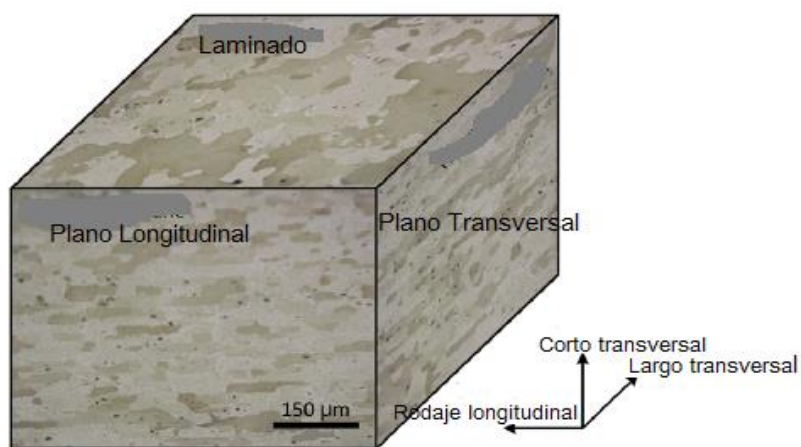


Figura 2.14 Dimensiones del material de la aleación Al-Li 2A97 [40].

En el metal base la mayoría de los precipitados se disuelven durante el proceso de soldadura, y la zona de fusión contiene una cantidad disminuida de

δ , β , θ , y T1. El patrón XRD mostrado en la (Figura 2.15) y estudios previos de la aleación 2A97Al-Li a través de unos patrones de difracción (SADP), la imagen de campo brillante / oscura reveló la presencia de precipitados de refuerzo principales δ (Al₃Li) y otros precipitados tales como T1 (Al₂CuLi), S (Al₂CuMg), T2 (Al₆Li₃Cu), θ (Al₂Cu) y β también presentes.

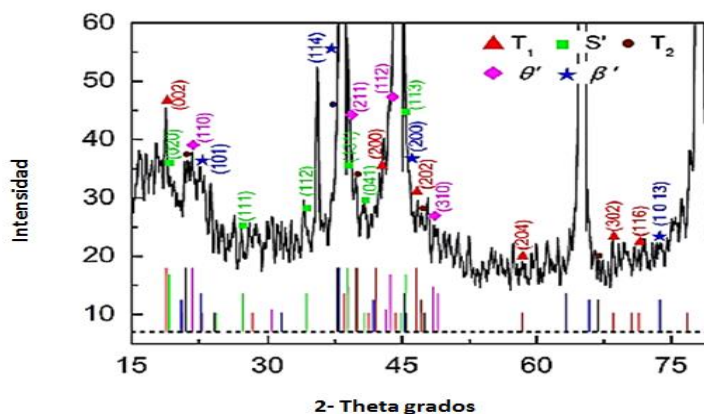


Figura 2.15 Modelo XRD de aleación 2A97Al-Li envejecido naturalmente [40].

El efecto del Zr y el Li en la nucleación heterogénea, da a la formación de una zona equiaxial dendrítica entre la zona fundida y la zona de fusión. En la zona de fusión, las morfologías de cristal varían de dendrita columnar a dendrita equiaxial, con el aumento de un enfriamiento constitucional (Figura 2.16).

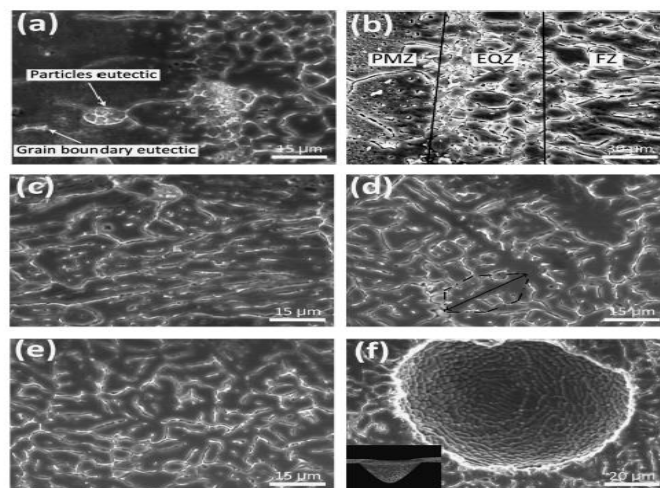


Figura 2.16 Microestructura SEM de la aleación Al-Li 2A97 soldada con láser (a) PMZ, (b) EQZ, (c) cristal columnar en FZ, (d) dendrita columnar en FZ, (e) dendrita equiaxada en FZ y (f) porosidad típica en FZ [40].

La segregación de solutos produce variaciones en el contenido de Cu en el interior y al límite de grano, así como la poca capacidad de re precipitación de la zona de fusión (Figura 2. 17).

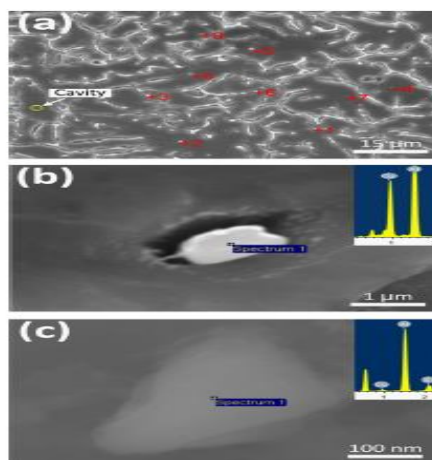


Figura 2. 17 Análisis EDX de partículas en FZ de la junta: (a) posición del analista, (b) partículas grandes ricas en Al y Cu, y (c) partículas pequeñas ricas en Al, Zr y Cu [40].

El efecto del Zr y el Li en la nucleación heterogénea, da a la formación de una zona equiaxial dendrítica entre la zona fundida y la zona de fusión. En la zona de fusión, las morfologías de cristal varían de dendrita columnar a dendrita equiaxial, con el aumento de un enfriamiento constitucional (Figura 2.18).

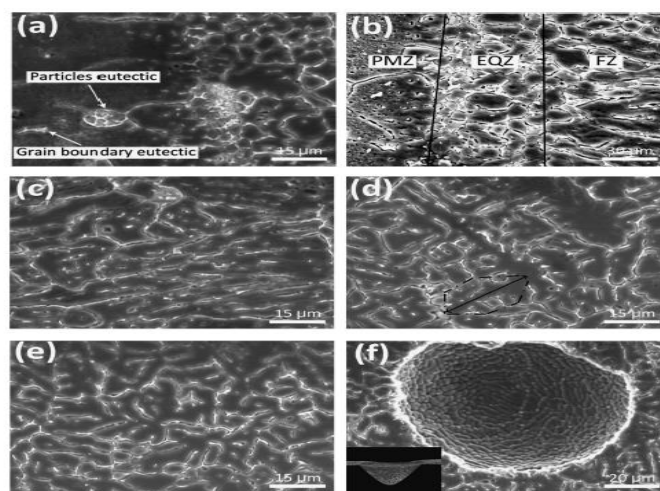


Figura 2.18 Microestructura SEM de la aleación Al-Li 2A97 soldada con láser (a) PMZ, (b) EQZ, (c) cristal columnar en FZ, (d) dendrita columnar en FZ, (e) dendrita equiaxada en FZ y (f) porosidad típica en FZ [40].

La segregación de solutos produce variaciones en el contenido de Cu en el interior y al límite de grano, así como la poca capacidad de re precipitación de la zona de fusión (Figura 2.19).

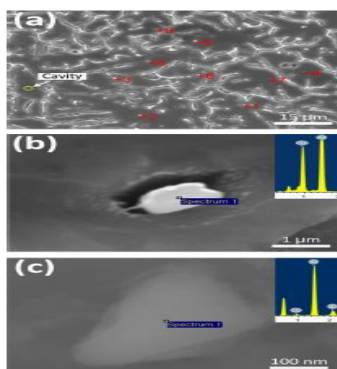


Figura 2.19 Análisis EDX de partículas en FZ de la junta: (a) posición del analista, (b) partículas grandes ricas en Al y Cu, y (c) partículas pequeñas ricas en Al, Zr y Cu [40].

Por lo anterior se entiende que hay un amplio rango de posibles precipitados, incluyendo las fases metaestables, que pueden usarse para mejorar las propiedades mecánicas siempre que se pueda inducir precipitación intragranular en vez de la precipitación en los límites de grano.

Tabla 2.9 Parámetros de red, la composición y la densidad de fases en el sistema Al-Cu-Li [6].

Fase	Estructura cristalina Grupo espacial	Parámetro a (mm)	Parámetro c (mm)	Composición %	Temperatura de formación °C	Densidad (g/cm ³)
Al ₂ Cu (ϵ)	Tetragonal 15/mcm	0.6063	0.4872	52.5-53.9 Cu	591	4.34
Al-Li (δ)	Cúbica, Fd3m	0.637	...	17.8-25 Li	717	1.25
Al _{7.5} Cu ₄ Li (T _B)	Cúbica, Fm3m	0.583	...	54.9 Cu 1.5 Li	542-550	3.64-3.76
Al ₂ CuLi (T ₁)	Hexagonal P6mmm	0.497	0.935	52.8 Cu 5.4 Li	>635	...
Al ₆ CuLi ₃ (T ₂)	Icosaedral	26.9 Cu 8.8 Li	610-620	...
Al ₅ CuLi ₃ (R)	Cúbica, Im3	1.3914	...	28.8 Cu 9.6 Li	>635	...

Para relaciones bajas Li/Cu, la secuencia es similar a la de la aleación binaria, junto a la coprecipitación de δ' :

Solución sobresaturada \rightarrow Zonas GP $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$, y $\delta' (\text{Al}_3\text{Li}) \rightarrow \delta (\text{Al Li})$

A temperaturas de envejecimiento superiores a 200°C pueden presentarse también la fase TB. Los principales efectos de las adiciones de Cu son similares a las del Mg durante las etapas iniciales del envejecimiento, es decir, el cobre fuerza al litio fuera de la solución más rápido durante el envejecimiento. Durante las últimas etapas se precipitan fases como las TB, T1, T2 y R o las del tipo Al Cu se coprecipitan mejorando la resistencia.

Para el caso de las aleaciones Al-Li-Cu-Mg-Zr se puede señalar que el reemplazo de parte del cobre con Mg no sólo es ventajoso desde el punto de vista de la densidad, sino que también ofrece la posibilidad de formar un precipitado adicional de fase S en el sistema Al – Cu – Mg. La precipitación homogénea de elevados volúmenes de esta fase podría mejorar la resistencia y ayudar a homogenizar la distribución coplanar del deslizamiento característica del cizallamiento de fases ordenadas y coherentes (como la δ' en las aleaciones Al- Li). El conocimiento de las fases presentes en el sistema binario Al-Li, permite describir la formación de fases de efectos negativos sobre las propiedades mecánicas en los componentes aeroespaciales. Además de establecer las temperaturas de solución en estado líquido y hacia qué zonas de estabilidad e isoterma durante el enfriamiento se forman las fases. A continuación se muestra el diagrama ternario de la superficie de liquidus de la parte rica en Al del sistema Al-Cu-Li (Figura 2.20).

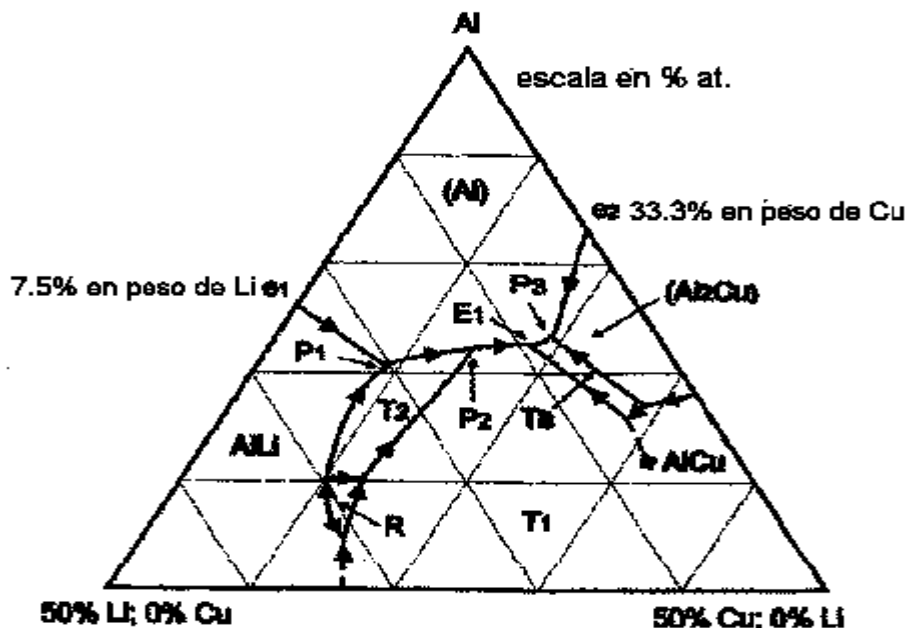


Figura 2.20 Proyección de la superficie de liquidus de la parte rica en Al del sistema Al-Cu-Li [6].

La fase S tiene una estructura ortorrómbica de cara centrada ($a = 0.4$ nm; $b = 0.023$ nm; $c = 0.714$ nm) y se precipita en forma de barritas que se engrosan como tiras en los planos (210) y en la dirección de crecimiento [100], (Figura 2. 21).

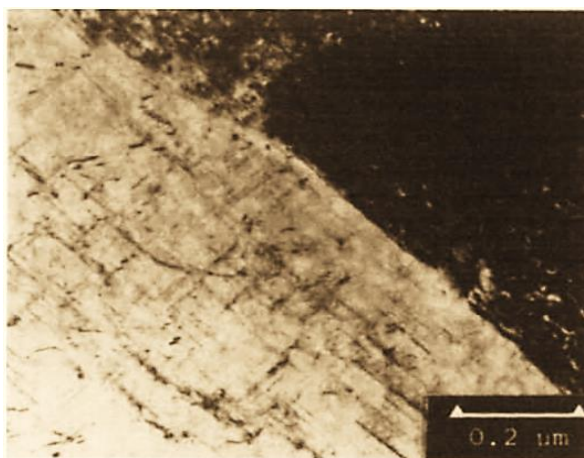


Figura 2. 21 Precipitación de la fase S y deformación homogénea de la aleación Al - 2.3Li - 1.22Cu - 0.5. Mg - 0.12Zr que se ha deformado y doblemente envejecido durante 1.5 h a 170° C y 24 h a 190° C. Orientación <111>Al [6].

Se ha demostrado que pequeñas cantidades de plata (~0.1 % at.) pueden modificar los procesos de precipitación en muchas aleaciones de

aluminio. La plata no tiene efecto en las aleaciones binarias Al – Cu envejecidas a temperatura elevada, pero se observa un marcado aumento en la respuesta si también está presente una pequeña cantidad de Mg. Este aumento en la dureza se ha encontrado que está asociado con la formación de un nuevo precipitado, llamado fase Ω , que es detectable desde las primeras etapas del envejecimiento y surge como placas delgadas y hexagonales, paralelas a los planos $\{111\}$, (Figura 2.22). La fase Ω tiene una composición nominal de Al_2Cu . Aunque se han propuesto varios modelos de estructura la diferencia entre los modelos es pequeña. La estructura comúnmente aceptada tiene celda unitaria ortorrómbica con $a = 0.496 \text{ nm}$, $b = 0.856 \text{ nm}$, $c = 0.848 \text{ nm}$. Se puede considerar que es una forma distorsionada de los precipitados $\theta - \text{Al}_2\text{Cu}$ que se encuentran en las aleaciones Al – Cu sobreenvejecidas. El modelo original de Al_2Cu es monoclinico. En cuanto al efecto de la plata en las aleaciones Al – Mg – Li – Zr , se puede decir que refina el grano en el material recién colado, además acelera el proceso de envejecimiento, es decir promueve la precipitación y crecimiento de las fases δ' así como de las fases de equilibrio durante el proceso de envejecimiento. Aumentando la resistencia mecánica.

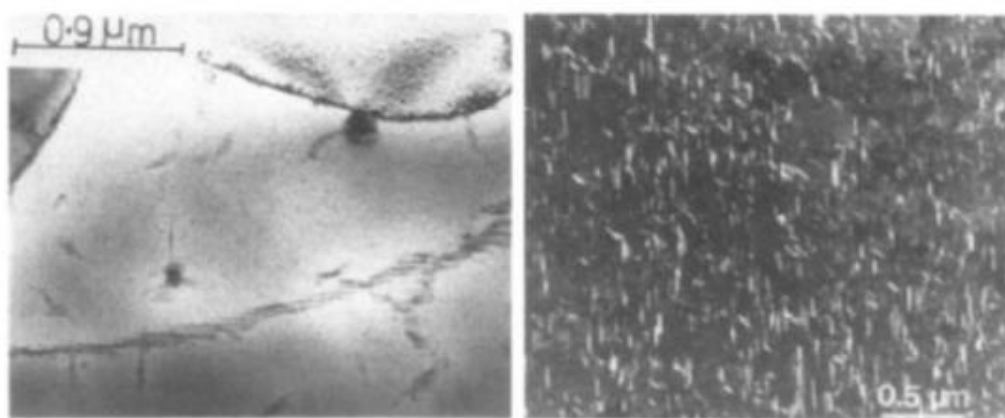


Figura 2.22 (Izq.). Imagen TEM en campo brillante de una aleación 8090, envejecida 20 hr a 463° K , que muestra la distribución de fase S en los subgranos y dentro de los granos. (Der.). Distribución de fase S en una aleación 8090 envejecida 20 hr a 463° K . Imagen TEM en campo oscuro del plano (112) de la fase S para la reflexión, dirección del haz $[001]$ [6].

En estas aleaciones la fase Ω en forma de placas se precipita sobre los planos $\{111\}$ de la matriz además de la fase θ' sobre los planos $\{001\}$, lo cual mejora la resistencia mecánica y las propiedades de termofluencia. Así mismo las trazas de Ag y Mg, en aleaciones Al – Cu – Li, causan una dispersión uniforme de fase T1 en forma de placas. Mediante sonda atómica tridimensional (three dimensional atom probe, 3DAP) se estudió el papel de la Ag y el Mg en los procesos de precipitación en aleaciones Al-Cu-Li y se observó que en la etapa de pre-precipitación en una aleación Al-1.9Cu-0.3Mg-0.2Ag se forman apiñamientos de Mg-Ag después de 5 segundos de envejecimiento a 180 °C.

Los átomos de Cu no están incorporados en estos coagregados en la etapa inicial y la morfología de estos no está bien definida. Luego los átomos de cobre se agregan a estas cuasipartículas, y entonces crecen hasta formar placas sobre los planos $\{111\}$ tras envejecer por 120 segundos. La concentración de Cu es entonces de aproximadamente 30% atómico, que es consistente con la de Ω . Después de envejecer 300 segundos, las placas se hacen visibles en el TEM, pero no muestran la difracción correspondiente a la estructura de Ω . La sonda atómica muestra claramente que todos los átomos de Cu, Mg y Ag están incorporados en estos precipitados, que son completamente coherentes con la matriz, estas plaquitas se definen como zonas GP $\{111\}$. Con más envejecimiento la fase Ω aparece claramente en el TEM y los datos de 3DAP muestran que los átomos de Mg y Ag se han segregado a las intercaras W/a [6].

En la fase W bien desarrollada se ve una capa monoatómica de segregación de átomos de Ag y Mg en la intercara a/W. No hay átomos de Mg incorporados al precipitado, (Figura 2.23).

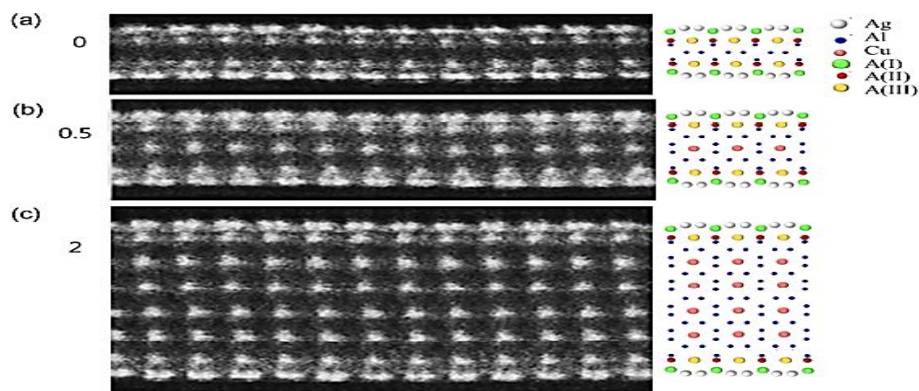


Figura 2.23 Imágenes tomadas con un detector de ángulo elevado de electrones retrodispersados en campo oscuro anular (HAADF) [6].

Esta figura muestra los precipitados de diferentes espesores y sus modelos de estructura. El precipitado más delgado no tiene celdas unitarias de fase Ω entre las intercaras observadas. Los modelos estructurales a la derecha muestran que los precipitados retienen su estructura interfacial característica [6].

Los átomos de Ag y Mg también se segregan a las intercaras T1/a en una aleación Al -5.0Li - 2.25Cu - 0.4Mg - 0.1Ag - 0.04Zr. Sin embargo, en este caso, no se detectan coagregados de Ag y Mg en las etapas iniciales. Así que, aunque los efectos de las adiciones de Ag y Mg son similares en esas aleaciones, los mecanismos de nucleación de W y T1 pueden ser diferentes. También en pequeñas cantidades se añaden tierras raras a las aleaciones Al – Li, las cuales producen algunos efectos útiles sobre las microestructuras. Esos efectos se pueden resumir así:

- Se suprime la recristalización, por tanto, se disminuye el volumen recristalizado y el tamaño de grano. Por consiguiente la proporción de componentes cristalográficos en la textura cambia, con efectos en el nivel anisotrópico.
- Algunas partículas precipitadas como las δ' , T1 y S' se hacen más finas o más uniformes.
- La precipitación de ciertas partículas gruesas de compuestos sobre los límites de grano, sobre todo en las aleaciones ricas en impurezas.

- La tendencia a formar δ' - ZLP a lo largo de los límites de grano de ángulo elevado y los límites de los subgranos se frena en las aleaciones ricas en impurezas.

Más aún, el decrecimiento en ZLPs también debe relacionarse con la reducción de los compuestos gruesos que se precipitan a lo largo de los límites de grano debido a la presencia de las tierras raras. Estos efectos de las tierras raras sobre la microestructura mejoran significativamente la proporción de fractura transgranular como resultado de una deformación unitaria todavía más uniforme dentro de los granos y una unión más fuerte en los límites de grano. Por consiguiente, la ductilidad y la tenacidad a la fractura se mejoran al aumentar la resistencia a la fractura. Aunado a esto, se reduce la anisotropía en las propiedades mecánicas debido a la mejora de la uniformidad de las partículas que se precipitan y la distribución apropiada de la textura cristalográfica. Otro mecanismo de la microaleación con tierras raras es que estos elementos afectan el comportamiento de la difusión de solutos en la red cristalina [6].

2.2.5 Propiedades Mecánicas

La resistencia de las aleaciones de Aluminio depende básicamente de su morfología, distribución, tamaño y fracción volumétrica de las fases precipitadas por tratamientos térmicos de envejecimiento [23].

Cada 1% de Litio añadido al aluminio aumenta el módulo de Young en aproximadamente 3 GPa y disminuye la densidad en unos 0.08 g/cm^3 (Figura 2.24).

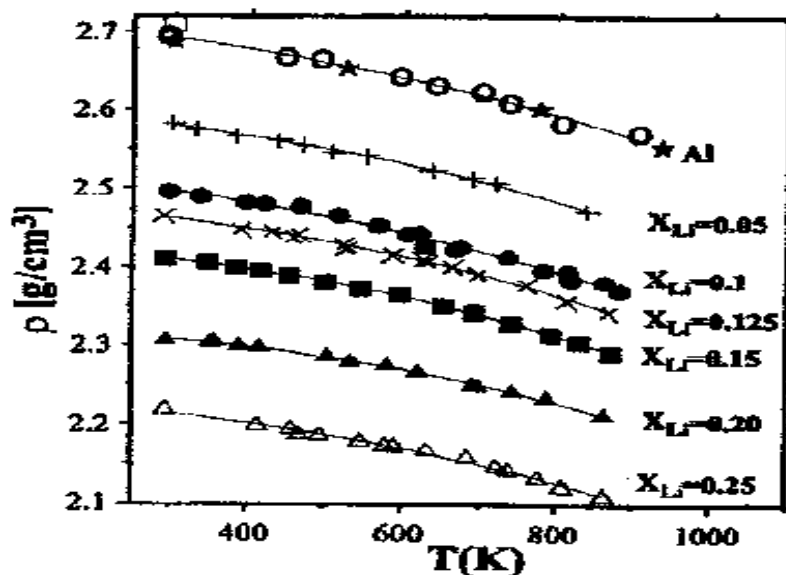


Figura 2.24 Variación de la densidad en función al contenido de Li al ir incrementando la temperatura de tratamiento en las aleaciones Al-Li [6].

Los coeficientes de expansión volumétrica decrecen al aumentar las concentraciones de Litio a temperatura ambiente, pero el decrecimiento se hace menos pronunciado al incrementar la temperatura y hay un incremento hacia 600 K. Es por ello que las aleaciones Al-Li logran un módulo específico elevado y alta resistencia específica, lo que permite estructuras más livianas, sobre todo cuando esto se combina con el rediseño. El comportamiento de las aleaciones Al-Li es muy similar al de las aleaciones de Aluminio tradicionales cuando se someten a operaciones como extrusión, forja, maquinado, conformado y soldadura. Las superficies se pueden anodizar o pintar y se pueden deformar superplásticamente en ciertas condiciones [6].

Las propiedades mecánicas son fundamentales de las aleaciones Al-Li, incluyendo la resistencia a la cedencia, resistencia a tracción, tenacidad de fractura, termofluencia y resistencia a la fatiga. Se sabe que la resistencia depende de múltiples factores, como se verá más adelante. En cuanto a la ductilidad, el alargamiento típico en condición de alta resistencia, sin recristalizar, en la dirección longitudinal es de 3 a 7%, pero eso está influido por la textura, es decir por la dirección de ensayo, en todo caso esa baja ductilidad afecta la formabilidad. En la (Figura 2.25) se ven curvas típicas carga –

deformación para aleaciones basadas en Al-Li. La cedencia en forma de dientes de sierra, y el deslizamiento coplanar asociado con ella, se ve que están presentes en las aleaciones que no se envejecen lo suficiente. La falla generalmente ocurre en la máxima tensión, excepto cuando la ductilidad es elevada [24].

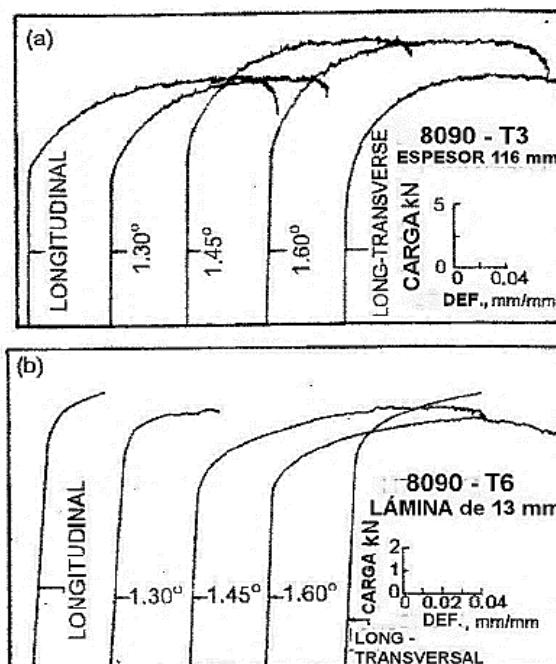


Figura 2.25 Gráficos carga – deformación de aleaciones 8090 (a) Sin envejecer (T3) y (b) envejecimiento máximo (T – 6). Exceptuando las direcciones L y LT de la aleación envejecida al máximo, en las otras condiciones la aleación exhibe cedencia en sierra y deslizamiento coplanar [6].

[En la (Tabla 2.10) se muestra las propiedades mecánicas de la aleación Al-Li sin tratamiento térmico. Las propiedades elásticas y plásticas finales son consideradas a partir de curvas esfuerzo-deformación real.

Tabla 2.10 Propiedades mecánicas de la aleación Al-Li sin tratamiento térmico [23].

Aleación	Última resistencia a la tensión (MN/mm ²)	Módulo de Young (MN/mm ²)	Densidad (gr/cm ³)
Al-Li (solidificación rápida)	503	72	2.80

En la (Tabla 2.11) se dan las propiedades de las aleaciones mostradas en la (Figura 2.25). Dichas propiedades dependen de: (a) el tipo de producto semielaborado y (b) la dirección del ensayo respecto a la dirección de deformación mecánica. Los productos extruidos generalmente muestran la máxima resistencia (en la dirección longitudinal, L). La diferencia en las propiedades de tracción está relacionada con la extensión del fibrado mecánico de los granos (mayores extrusiones) y el grado de recristalización, aparte de la naturaleza e intensidad de la textura cristalográfica. El fibrado mecánico aumenta la resistencia en la dirección de la fibra, aunque las propiedades en las otras direcciones son menores. La recristalización baja todas las propiedades mecánicas debido a la pérdida de subestructura.

Tabla 2.11 Propiedades de tracción, aleación 8090 [6].

Propiedad	Sin envejecimiento suficiente T3, placa	Mismo envejecimiento T8E51, placa
Cedencia del 0.2% MPa	410	490
Resistencia ultima, MPa	474	567
Alargamiento uniforme, %	6.3	5.4
Alargamiento total hasta fractura, %	6.3	5.4
Exponente de endurecimiento por deformación, n	0.072	0.053

La cedencia en forma de sierra, conocida también como inestabilidad plástica o efecto de Portevin-Le-Chatelier, fue objeto de estudio por parte de Ovri, en la aleación 2198, en su tesis doctoral en la Universidad Técnica de Hamburgo en 2015, esto porque este fenómeno es perjudicial porque implica pérdida de ductilidad y la formación de estriaciones superficiales, lo cual tiene implicaciones en la fabricación de láminas, que son las más usuales en industria aeroespacial.

En resumen, si en las propiedades mecánicas básicas intervienen tantos factores, se entiende la dificultad para optimizarlas y mucho más otras propiedades complicadas, como la respuesta a la fractura [6].

La tenacidad de la fractura de las aleaciones Al-Li ha sido de principal preocupación desde la primera aleación comercial, la 2020, que presentaba

tenacidad de fractura en tensión plana más pobre de todas las aleaciones de aluminio desarrolladas para la industria aeroespacial.

Las aleaciones comerciales modernas, como 2090, 2091, 8090 y 8091, cuando se ensayan, envejecidas artificialmente, en orientación L-T se fracturan con una combinación de cizallamiento intergranular y de laminación intergranular. La menor ductilidad y tenacidad a la fractura se observa en la dirección del espesor, caso en el cual los límites de grano paralelos al plano de laminación son normales al eje de carga. En esta orientación la falla es completamente intergranular, lo que refleja la debilidad inherente de los límites de grano en las aleaciones Al-Li.

En el año 2002 [42] I. G. Solórzano y colaboradores se basaron en un estudio del efecto de la soldadura por fusión TIG y del tratamiento T6 post soldadura sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de una placa de aleación 2091-T851 Al-Li-Cu-Mg-Zr, cambios considerables en las propiedades mecánicas fueron detectados después de la soldadura por fusión. Comparado con la aleación base, se encontró que las juntas resultantes exhibían reducciones de aproximadamente 32, 37, 92 y 16% en el límite de elasticidad, resistencia a la tracción final, ductilidad a tracción y fatiga, respectivamente (Figura 2.26). Esta degradación se consideró consistente con el predominio de la interacción intergranular con un modo de fractura a través del metal de soldadura por medio de una carga cíclica, y se atribuyó principalmente a la presencia de un gran límite de grano alargado R precipitados formados durante la solidificación de la unión [42].

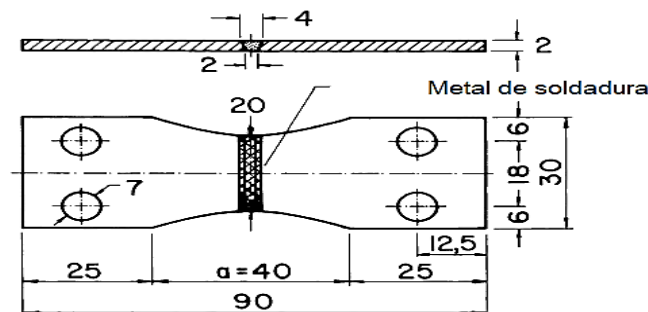


Figura 2.26 Geometría y dimensiones (en mm) de las muestras de fatiga [42].

Como resultado, las propiedades mecánicas de las uniones se mejoraron considerablemente, y reducciones en el límite de elasticidad, resistencia máxima a la tracción, ductilidad a la tracción y la resistencia a la fatiga, base de aleación, ascendieron, respectivamente, a 10, 6, 47 y 6%. Esta recuperación parcial de las propiedades mecánicas se observó para ser consistente con el predominio de un transgranular modo de fractura a través del metal de soldadura del calor de las uniones tratadas.

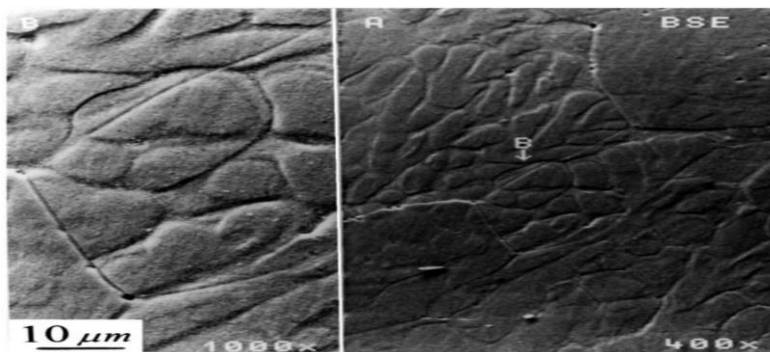


Figura 2.27 Micrografía SEM que muestra la microestructura del metal de soldadura revelada en un plano normal a la costura de soldadura de una junta WT (Keller's reagent etch). Obsérvese la ausencia de precipitados R y la tendencia de los granos metálicos de soldadura a coalescerse [42].

La mayor velocidad de endurecimiento del trabajo detectada AW en comparación con la aleación de base atribuido esencialmente a los precipitados R gruesos presentes en los límites de grano de metal de soldadura. Para un plástico dado el metal de soldadura, siendo plásticamente más heterogéneo, se espera que tenga mayor densidad de dislocación y, por lo tanto, trabajar-endurecer más rápido que la aleación base con la disolución de la fase R promovida por tratamiento post-soldadura T6, la velocidad de endurecimiento las juntas tratadas térmicamente se redujeron a aproximadamente mismo nivel mostrado por la aleación 2091-T8 (Tabla 2.12).

Tabla 2.12 Valor de la aleación base (T8), AW y WT (las tensiones son en MPa) [42].

Condición	σ_0	σ_u	σ_f	ϵ_u	ϵ_f	K	N
T8	364	482	549	0.131	0.154	550	0.106
AW	247	305	309	0.013	0.013	563	0.133
WT	329	452	490	0.082	0.082	528	0.110

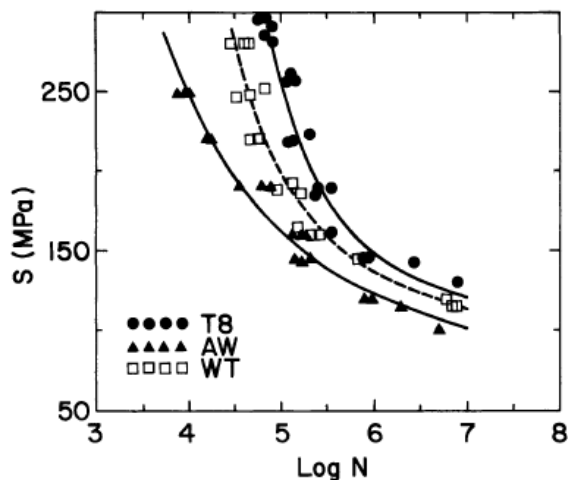


Figura 2.28 Dependencia de la resistencia a la fatiga en la tensión aplicada para las aleaciones 2091-T8, AW y WT [42].

La comprensión de estos problemas requiere todavía mucha investigación, pero se ha hecho grandes avances y se han identificado los siguientes mecanismos, que controlan el proceso de fractura en estos materiales.

1. Deslizamiento planar, que resulta de la naturaleza cizallable de la fase ordenada δ' . El deslizamiento planar lleva a la localización de la deformación en bandas de deslizamiento intensas. La falla ocurre por fractura en bandas de deslizamiento o por fractura en los límites de grano en las intersecciones de estos con las bandas de deslizamiento debido a la concentración de tensiones causada por el apilamiento de dislocaciones.
2. La localización de la deformación en las ZLPs relativamente blandas que se forman a lo largo de los límites de grano en el envejecimiento artificial. Esas localizaciones de la deformación llevan a una falla dúctil prematura a lo largo de las ZLPs.
3. El contenido de hidrogeno en las aleaciones Al-Li normalmente es mayor que en las aleaciones convencionales de Al. Se ha sugerido que este

mayor contenido puede causar problemas de fragilización, aunque esto no se ha demostrado plenamente.

4. Debido a la misma naturaleza de la estructura no recristalizada de la mayoría de las aleaciones Al-Li en su forma final las impurezas que en la solidificación se pueden segregar tienden a permanecer concentradas cerca o sobre los límites de grano y nunca se redistribuyen durante el proceso de recristalización.
5. La fragilización de los límites de grano, causada por la precipitación de las fases de equilibrio como δ y T_2 sobre los límites y sublímites durante el temple o en el envejecimiento subsiguiente.
6. La estructura no recristalizada de la mayoría de las aleaciones Al-Li se texturiza fuertemente en los productos delgados. Los resultantes límites de grano de ángulo pequeño permiten la propagación de grietas que se extiende sin mucho impedimento a través de esos límites.
7. La fragilización de los límites de grano, causada por la segregación de elementos alcalinos como sodio y potasio y tal vez el mismo litio. Una manifestación de esto es la aparición de grietas de clivaje sobre los planos $\{100\}$ y $\{110\}$ durante la deformación lenta algo inusual en las otras aleaciones de Al.
8. Una cierta combinación de impurezas de los elementos alcalinos puede formar compuestos de muy bajo punto de fusión en el aluminio. Se ha sugerido que la concentración de esos elementos en las aleaciones Al-Li puede ser suficiente para formar constituyentes y fragilizar el material a temperatura ambiente.

Además, hay otros factores que gobiernan la tenacidad a la fractura de las aleaciones comerciales.

1. La composición química de la aleación. En particular las fracciones volumétricas relativas y tipos de precipitados (por ejemplo δ o T_1) en los cuales está atado el litio en la aleación tratada térmicamente, tienen

fuerte influencia sobre la tenacidad a la fractura si los otros factores son iguales, las aleaciones con mayor contenido de litio.

2. Tratamiento térmico. El envejecimiento natural, completo e incompleto y el envejecimiento a baja temperatura dan la mejor mezcla de resistencia y tenacidad en las aleaciones Al-Li. El sobre-envejecimiento, en general, tiende a degradar considerablemente la tenacidad a la fractura.
3. Los tratamientos termomecánicos. La deformación progresiva hasta el 7% a menudo mejora la tenacidad a la fractura y la resistencia.

Es decir, la tenacidad a la fractura en tensión plana K_{Ic} se mejora entendiendo, resolviendo o evitando uno o varios de los factores mencionados, lo cual, evidentemente requiere investigación y ensayos [25].

A su vez, la resistencia a la fatiga está controlada, esencialmente, por la nucleación de las grietas y su propagación y las dos están relacionadas con el deslizamiento de las dislocaciones. Cualquier técnica que pueda fortalecer las propiedades de fatiga de la aleación debe ser capaz de promover una microestructura lo más fina y homogénea posible, de modo que el deslizamiento pueda ser homogéneo y uniforme en toda la aleación.

Como la etapa de iniciación comprende cerca del 80% de la vida útil total de fatiga de un componente, reducir el número de sitios potenciales para la iniciación debe ser un método efectivo para mejorar las propiedades de fatiga de una aleación.

Existen dos tipos de crecimiento de grietas:

- Crecimiento no cristalográfico. No todas las microgrietas se convierten en grietas grandes, la (Figura 2. 29) muestra dos grietas grandes que se iniciaron en partículas gruesas sin propagarse más en la matriz. Esto se debe a los mayores ángulos de torsión de los posibles planos de deflexión de las grietas en una intercara partícula/matriz dada. Esto hace más difícil la iniciación y propagación de grietas en estas aleaciones.

Aquellas grietas que crecen en la matriz al superar la barrera de la intercara matriz/partícula, siempre lo hacen de una manera no

cristalográfica inicialmente, es decir en la primera etapa de crecimiento este es más o menos perpendicular al eje de carga.

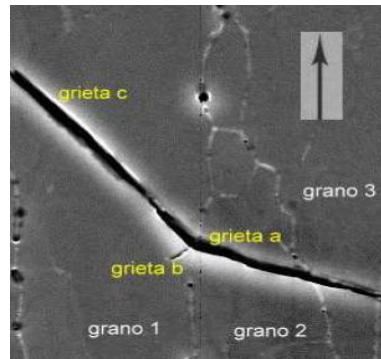


Figura 2. 29 Deflexión de la grieta en los límites de grano en una aleación 8090 [25].

- Crecimiento cristalográfico. Después del crecimiento no cristalográfico sigue la región cristalográfica, que es el resultado del fuerte deslizamiento planar común en estas aleaciones de alta resistencia fortalecidas por precipitados coherentes y precipitados cizallables como Al_3Li y Cu_2Al [25].

Las razones de la determinación de las propiedades mecánicas se encuentran dirigidas a los componentes en los cuales no se tolera el pandeamiento de la estructura: fuselaje, ala y aleta. Deben distribuirse las cargas a lo largo del componente, por lo tanto, el estudio de propiedades mecánicas debe estar presente en los componentes unidos por soldadura. Esta propiedad es crítica en los métodos de unión por soldadura de arco debido a que un calor local excesivo provoca el pandeamiento de la pieza. Por lo tanto se sugiere que los coeficientes de expansión térmica del aluminio deben ser considerados, espesor de la lámina y el calor generado en la soldadura [3].

Se realizó un estudio de tres aleaciones Al-Cu-Li (Tabla 2.13) envejecidas a $160^{\circ}C$, en el cual se mostraron los resultados en las propiedades mecánicas (Figura 2.30) El proceso de envejecido fue acelerado con la adición de los elementos de In y Be a la aleación, y presentaron dos picos en la dureza y la

resistencia a la tracción alrededor de 120 y 480 horas. Esta mejora de adición de elementos se explica por la precipitación acelerada de las fases θ' y T1 y el endurecimiento por solución debido al In y Be en la matriz. La dureza y resistencia a la tracción de las aleaciones B y C aumentan de nuevo debido al aumento de la fase T1 aunque la fase δ' se madure durante el envejecimiento por largo tiempo.

Tabla 2.13 Aleaciones Al-Cu-Li (In, Be) [6].

Elementos	Cu	Li	In	Be	Zr
Aleación A	2.50	1.84			0.14
Aleación B	2.53	1.85	0.182		0.14
Aleación C	2.53	1.85	0.188	0.0035	0.14

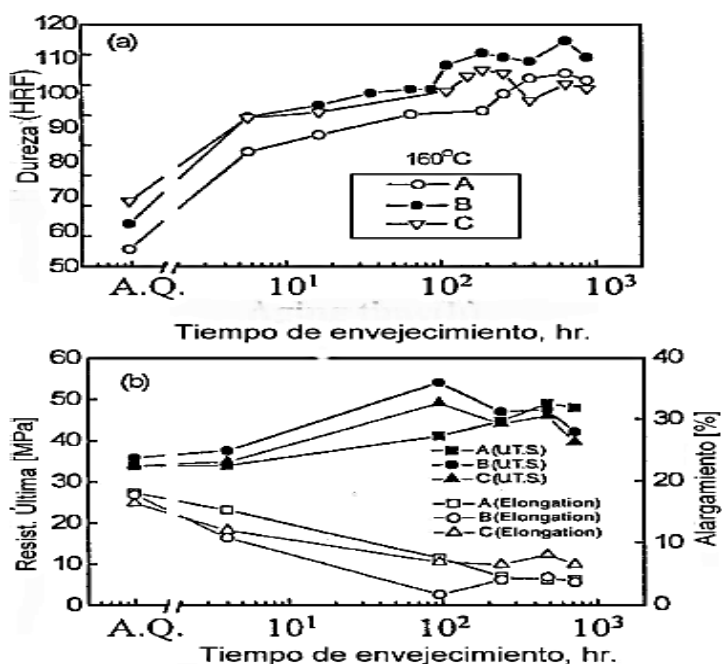


Figura 2.30 (a). Variación de la dureza, (b) resistencia a la tracción y alargamiento con el tiempo de envejecimiento de las aleaciones A, B y C a 160° C la región curva hacia arriba en la dureza y la resistencia de la aleación C fue menor que la de la aleación B, probablemente debido a la baja densidad y el engrosamiento de δ' y θ' a pesar de la elevada densidad de la fase T1 [6].

En el año del 2014 Banglong Fu y colaboradores experimentaron por primera vez con el proceso de soldadura por rayo láser en la aleación recién desarrollada Al-Li 2A97 en el cual observaron que la resistencia de la tracción final de las juntas soldadas por el proceso laser es del 83.4% del metal base y puede cumplir con los requerimientos de la industria, pero la ductilidad falta mejorar. Todos los defectos de soldadura y la pérdida de la estructura sólida de

la solución/precipitación endurecida conducen a la degradación de las propiedades mecánicas. La fractura por tracción ocurre en la soldadura con el modo frágil intergranular dominado y el fracaso prematuro ocurre y se extiende en la zona equiaxial (Figura 2. 31).

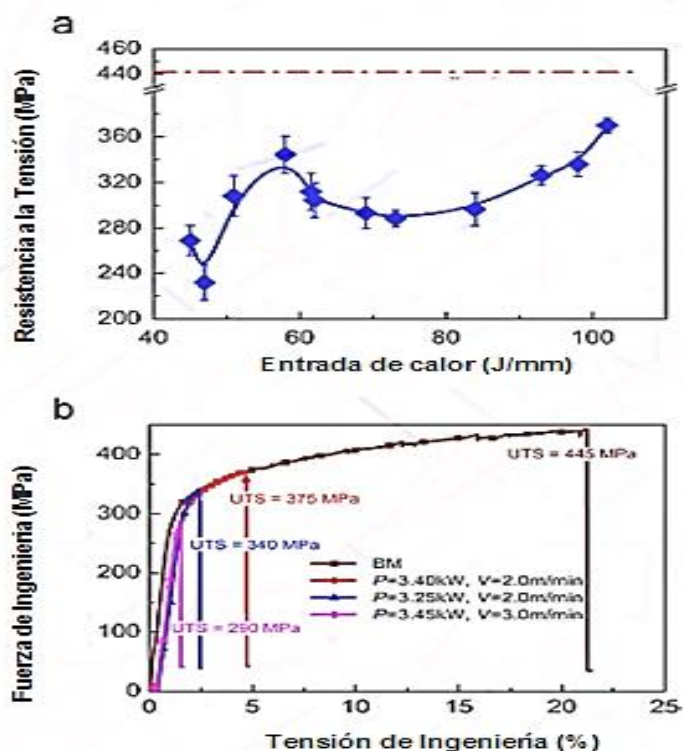


Figura 2. 31 (A) Juntas de aleación Al-Li 2A97 soldadas con láser, y (b) curvas de tensión-deformación de ingeniería de las juntas obtenidas bajo parámetros típicos de soldadura [40].

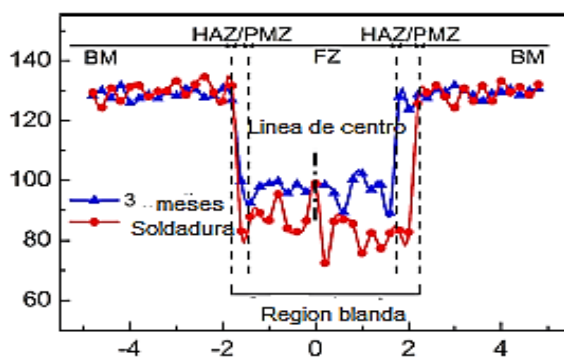


Figura 2. 32 Perfil de dureza de soldadura y 3 meses de envejecimiento natural a lo largo de la sección media [40].

Por otro lado en el año de 2016, Ho-Sung Lee probó la factibilidad de unos especímenes AA2195 unidos a tope por la soldadura por fricción, en el cual obtuvo una gráfica de micro dureza.

La (Figura 2.33) muestra los resultados de las mediciones de micro dureza para la agitación por fricción soldada a 600 RPM con diferentes velocidades de desplazamiento para AA2195-T0 y AA2195-T8. La microdureza se mide a 3,87 mm de la superficie ya cada 2 mm de distancia. Se muestra que los valores de dureza están estrechamente relacionados con la naturaleza del proceso experimentado por las zonas. La dureza de base para AA2195-T0 es de 63,7 Hv.

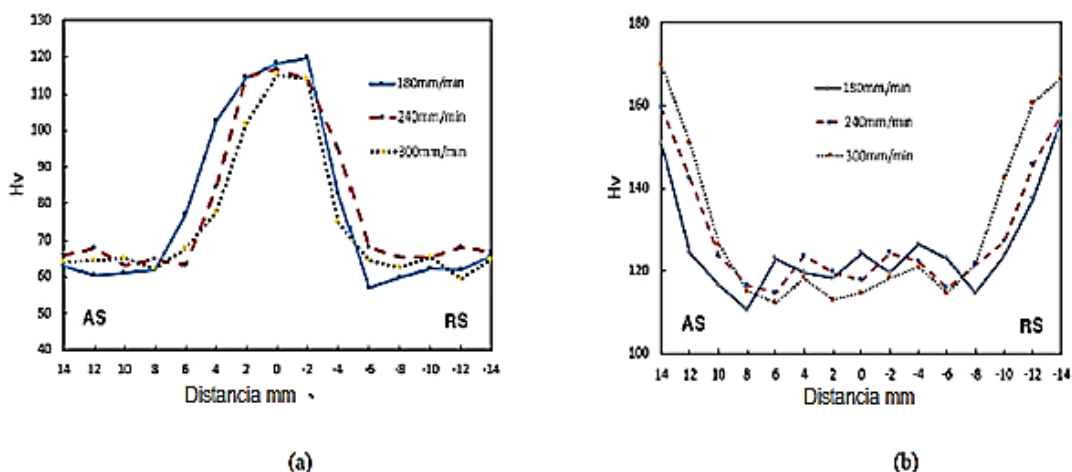


Figura 2.33 Resultado de la medición de micro-dureza en la zona de pepita soldada con 600 rpm de AA2195-T0 y (b) AA2195-T8 [41].

El resultado del ensayo de tracción se muestra en la (Figura 2. 34) para (a) sin tratamiento y (b) sin óxidos. La resistencia a la tracción del material base es 552 MPa. Las propiedades incrementadas se destacan con negrita en la (Figura 2. 34) (b). En este estudio, se muestra que el efecto de la eliminación del óxido es eficaz en condiciones de velocidad de giro relativamente bajas de 300 y 400 rpm. Esto se debe al hecho de que la película de óxido se descompone fácilmente en condiciones de rotación más altas de modo que la presencia de óxido no disminuye eficazmente las propiedades mecánicas.

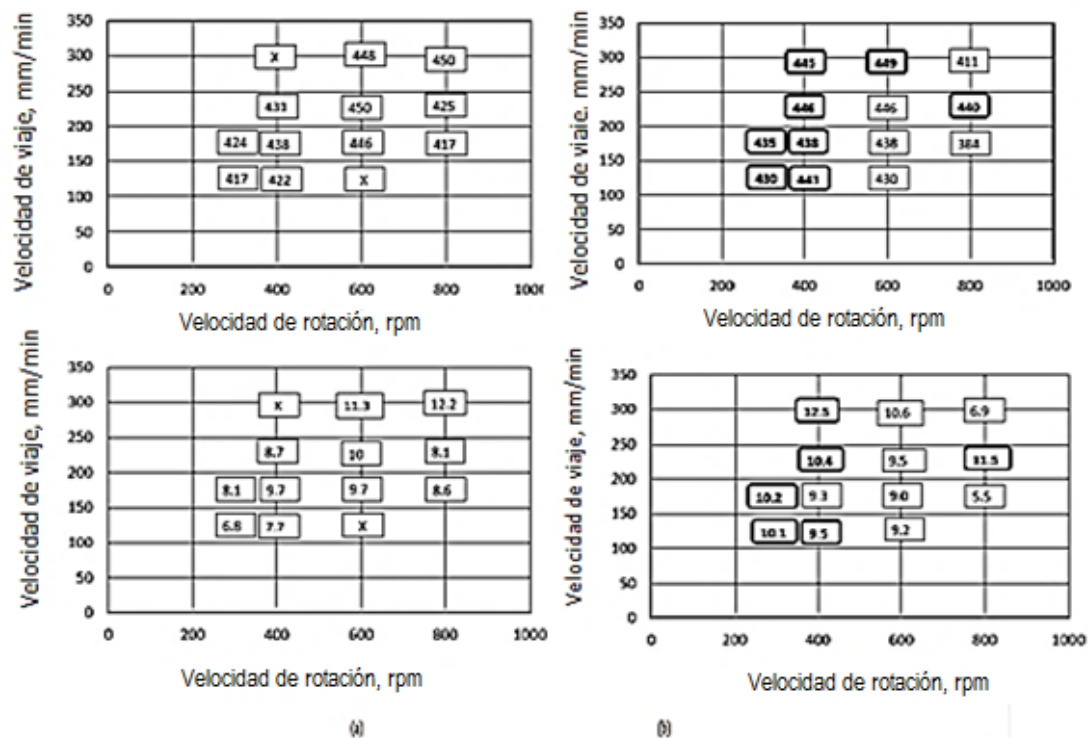


Figura 2. 34 Comparación de la resistencia a la tracción y el alargamiento entre (a) muestra soldada con sin tratamiento, y (b) muestras sin óxido en diferentes parámetros de soldadura de AA2195-T8 (unidad: MPa,%) [41].

La zona de soldadura puede presentar una microdureza mayor que el material parental debido a la recristalización del grano y el perfil de dureza dentro de la pepita depende de la velocidad de enfriamiento. Para AA2195-T8, la baja dureza alrededor de la zona de la pepitación está relacionada con la disolución y el engrosamiento de los precipitados en HAZ en el lado de avance y / o en el lado de retirada, muestra que el valor mínimo de dureza micro aparece en la ubicación justo adyacente a la punta de la herramienta cerca de la interfaz HAZ. El efecto del óxido superficial sobre la resistencia a la tracción de la articulación se investiga comparando con el espécimen sin óxido superficial. Se muestra que el efecto de la eliminación del óxido es eficaz en condiciones de velocidad de giro relativamente bajas de 300 y 400 rpm, mientras que tiene poca influencia en los especímenes que soldaron una mayor velocidad de rotación en este estudio. El mapa del proceso de soldadura con

agitación por fricción de esta aleación representa la fuerza en cada uno de los parámetros del proceso, que son velocidades de rotación y de desplazamiento.

En esta investigación, se probaron los especímenes AA2195 unidos a tope FSW. La microestructura se caracterizó por microscopía electrónica y durante la soldadura se midieron las temperaturas superficiales. Se muestra que la temperatura en el lado de avance es mayor que el lado de retroceso que soporta los resultados del perfil de microdureza en la zona de precipitados. Para AA2195-T0, la zona de soldadura puede exhibir mayor microdureza que el material original debido a la recristalización del grano y el perfil de dureza dentro del precipitado depende de la velocidad de enfriamiento. Para AA2195-T8, la baja dureza alrededor de la zona de la precipitados está relacionada con la disolución y el engrosamiento de los precipitados en HAZ en el lado de avance y / o en el lado de retirada. Muestra que el valor mínimo de dureza micro aparece en la ubicación justo adyacente a la punta de la herramienta cerca de la interfaz HAZ. El efecto del óxido superficial sobre la resistencia a la tracción de la unión se investiga comparando con el espécimen sin óxido superficial. Se muestra que el efecto de la eliminación del óxido es eficaz en condiciones de velocidad de giro relativamente bajas de 300 y 400 rpm, mientras que tiene poca influencia en los especímenes que soldaron una mayor velocidad de rotación en este estudio.

La microestructura y propiedades mecánicas de la unión soldada fueron investigadas para diferentes condiciones de soldadura por fricción. Es un proceso adecuado para las aleaciones Al-Li siempre y cuando se efectuó dentro de los parámetros óptimos.

2.2.6 Respuesta a la corrosión.

El siguiente factor crítico, en el desarrollo de aleaciones para aplicaciones aeroespaciales, es la corrosión. La primera generación de aleaciones Al-Li era muy susceptible a corrosión por exfoliación [26]. Pero esto

fue mejorando en la segunda generación. La corrosión por exfoliación generalmente ocurre a lo largo de los límites de grano y ocasiona la formación de hojas o láminas apiladas y el picado en la superficie del material, (Figura 2.35) [27].

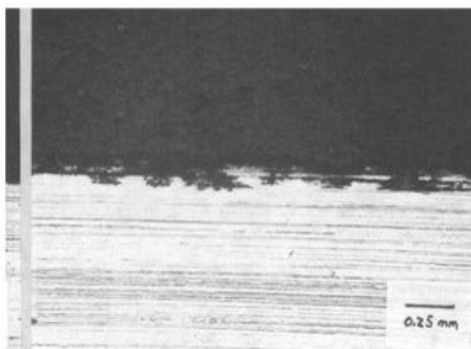


Figura 2.35 Vista lateral de la corrosión por exfoliación [27].

La resistencia a la corrosión de estas aleaciones depende de su composición, las heterogeneidades del metal y las condiciones del medio de exposición. En este caso la corrosión resulta esencialmente de los procesos microgalvánicos entre las diferentes fases intermetálicas y la matriz de la aleación [28]. Así, en la serie inicial 2xxx de aleaciones los precipitados predominantes son las fases θ' y S. La θ' es catódica respecto a la matriz y ocasiona corrosión en la intercara precipitado/matriz. La fase S es particularmente sensible a la corrosión por picadura [29]. Por ello estas aleaciones se corroen fácilmente en medios acuosos que contengan el ion cloruro, que favorece la corrosión por picado y reduce la vida en fatiga, debido a la concentración de tensiones en las picaduras [30].

En realidad los principales tipos de corrosión que atacan a estas aleaciones son la corrosión por exfoliación, el picado, la corrosión bajo tensión (CBT) y el ataque intergranular. Los materiales son ensayados en el laboratorio, aunque los ensayos con un tiempo de urgencia no son los más indicados, debido a que son expuestos a los ambientes reales, generalmente en las mismas aeronaves y portaviones. Como resultado de estos estudios se puede afirmar, más precisamente, que los factores principales que se deben considerar en la corrosión de estas aleaciones son:

- Las fases, ya sean precipitadas en la matriz o en los límites de grano.
- Los microaleantes (generalmente menos de 0.5% en peso).
- La estructura granular (granos recristalizados, parcialmente o no recristalizados)
- El tratamiento térmico y mecánico.

Así para las aleaciones Al-Cu-Li-(Mg) el efecto de los precipitados se puede resumir (Tabla 2.14):

Tabla 2.14 Efecto de los precipitados en diferentes aleaciones Al-Li respecto a la resistencia de corrosión bajo tensión (CBT) [30].

Aleación	Composición	Fases	Resistencia a la corrosión bajo tensión (CBT)
8090	1.2 Cu -2.5 Li -0.8 Mg	δ' , δ , (S')	Pobre
2091	2.2 Cu -2.0 Li -1.5 Mg	δ' , δ , S'	Pobre
2090	2.7 Cu-2.2 Li	δ' , δ , T1	Regular
2097/2297	Cu>2.4%, Li <1.8%	T ₁	Excelente
2195, 2098	Cu>2.4%, Li <1.8%	T ₁	Excelente
2099, 2199	Cu>2.4%, Li <1.8%	T ₁	Excelente

Como se observa, para mejorar la resistencia a la CBT, las aleaciones modernas prácticamente no contienen la fase δ' . Por su parte el efecto de los microaleantes en las aleaciones Al - Cu - Li - (Mg), se puede resumir como sigue:

La adición de una pequeña cantidad de Ag o Zn mejora la resistencia a la CBT de varias aleaciones sin alterar las fases, por ejemplo, la aleación 8090 tiene pobre resistencia a la CBT, mientras que la adición de 0.4%Zn hace que se obtenga una buena resistencia. Por consiguiente las aleaciones modernas con base en Al - Cu - Li contienen microaleantes, (Tabla 2.15):

Tabla 2.15 Microaleantes utilizados en las aleaciones modernas base Al-Cu-Li [30].

Aleaciones	Microaleantes	Resistencia a la corrosión bajo tensión CBT
2098, 2196, 2050	0.4% Ag & 0.4% Mg	Excelente
2099, 2199	0.4% Zn & 0.4% Mg	Excelente

En cuanto al efecto de la estructura granular (granos recristalizados, parcialmente o no recristalizados) se puede decir, en general, que la no recristalizada proporciona mejor resistencia a la CBT. Además las aleaciones Al – Cu -Li que contienen dispersoides de Zr(Al_3Zr) son mucho más resistentes a la recristalización que las otras, por consiguiente las aleaciones modernas, basadas en Al-Cu-Li, pueden aprovechar la estructura granular no recristalizada para maximizar la resistencia a la CBT. En cuanto al efecto del tratamiento térmico y mecánico de estas aleaciones, la experiencia permite afirmar que las que se envejecen al máximo alcanza la mejor resistencia a la CBT. Sin embargo, en algunas aplicaciones, se prefiere el subenvejecimiento para lograr un mejor equilibrio entre la resistencia y la tenacidad. Esto requiere una buena resistencia a la CBT en un amplio espectro de tratamientos térmicos. Por ejemplo la aleación 2195 se trata de manera que quede libre de δ' , se fortalece con T_1 , se microalea con 0.4% Ag y 0.4% Mg y se deja la estructura sin recristalizar para lograr una excelente resistencia a la CBT [31].

En conclusión, se puede decir que las modernas aleaciones Al-Li tienen mejor respuesta a la corrosión que las aleaciones convencionales de Al.

2.2.7 Estabilidad Térmica y Tratamientos Térmicos

La estabilidad térmica es la habilidad del material para mantener sus propiedades mecánicas cuando se envejece, lo que es muy importante en las aplicaciones aeroespaciales, donde hay regulaciones muy estrictas al respecto debido a las fluctuaciones de temperatura que se encuentran en los materiales. Se ha visto como se designa una aleación dependiendo del elemento aleante que forma parte de la composición. A continuación se muestran los pasos de tratamientos térmicos para el endurecimiento por precipitación aplicables a las aleaciones de Aluminio, los cuales son capaces de cambiar y mejorar sus propiedades mecánicas [2].

2.1.2.1 Tratamiento por solubilización.

En este tratamiento el primer paso es calentar la aleación por encima de la temperatura de solvus y se mantiene así hasta que se produzca una solución sólida α homogénea. En este paso se presenta el precipitado θ , reduciendo cualquier segregación presente en la aleación [2].

2.1.2.2 Templado.

Después del tratamiento de solubilización se enfría rápidamente, es decir se realiza un templado. Los átomos en la microestructura no tienen tiempo de difundirse hacia los posibles sitios de nucleación, por lo que no se presenta la formación del precipitado θ . Lo que se obtiene en este paso es una solución sólida sobresaturada α_{ss} la cual contiene un exceso de cobre y que no es una estructura en equilibrio, sino una estructura metaestable. Como medios de enfriamiento se puede utilizar agua o en aceite y en algunos casos se utiliza como medio de enfriamiento el aire. Es de suma importancia evitar la precipitación durante esta etapa, debido a que los átomos de soluto y otros precipitados se segregan en las fronteras del grano o se puede producir la migración de vacantes, esto provocaría que ocurriera un cambio de orden y produciría una disminución de la resistencia. Esta precipitación se puede evitar disminuyendo el tiempo de traslado del material desde el horno hasta el medio de enfriamiento lento dentro del rango de temperaturas. Lo que se mejora con esta etapa de temple es la resistencia mecánica, tenacidad, resistencia a la corrosión y a la corrosión bajo tensión, lo cual es excelente para mejorar las propiedades de las aleaciones Al-Li [21].

2.1.2.3 Envejecimiento.

En este paso final, la solución α súper saturada es calentada a una temperatura por debajo del solvus, llamada temperatura de envejecimiento, los átomos solo pueden difundirse a distancias cortas. Los átomos de cobre adicionales se difunden a diferentes sitios de nucleación y crecen los precipitados. Si se llega a mantener la aleación a la temperatura de envejecimiento durante un tiempo prolongado, se logra un equilibrio en la estructura $\alpha + \theta$.

Cuando se siguen los tres pasos antes mencionados, se produce la fase θ en forma de partículas ultra finas de precipitado de segunda fase dispersadas uniformemente. Esto último es lo que se requiere para un eficaz endurecimiento por precipitación. Las variables principales para obtener propiedades mecánicas por envejecimiento son el tiempo y la temperatura (Figura 2. 36). A la temperatura de 260°C, la difusión es rápida y los precipitados crecen pronto. Si se mantiene la aleación por más de 0.1 horas se presentara sobre-envejecimiento [2].

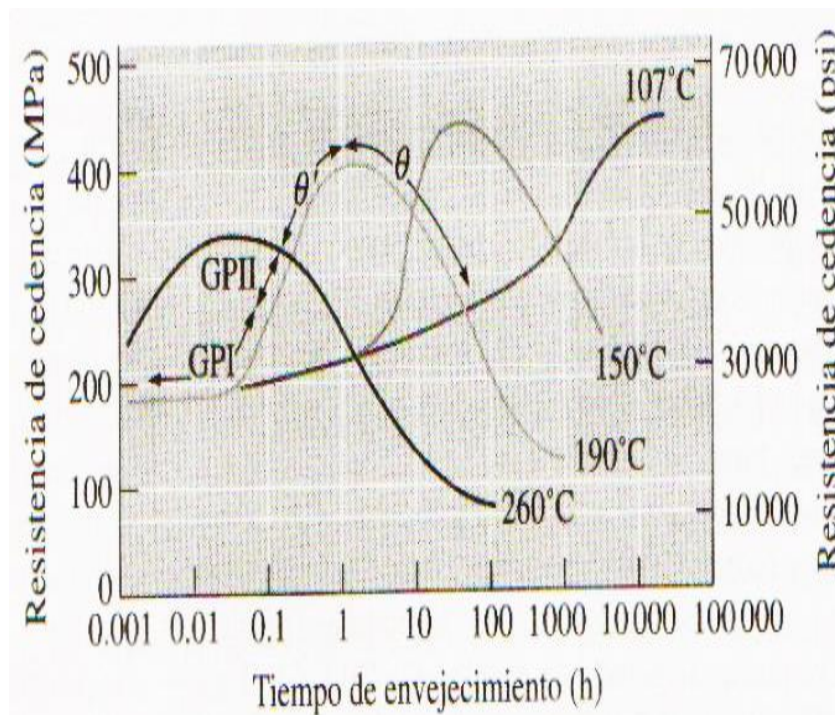


Figura 2. 36 Efecto de la temperatura y del tiempo de envejecimiento sobre la resistencia de cedencia de una aleación Al-4%Cu [2].

A la temperatura de 190°C que es la temperatura normal de envejecimiento, para producir una resistencia optima se requiere mayor tiempo de envejecido. Esta temperatura tiene muchas ventajas, debido a que la resistencia máxima aumenta conforme se reduce la temperatura de envejecimiento y se conserva la resistencia durante un periodo mayor. Al envejecimiento de 190°C y 260°C se le conoce como envejecimiento artificial, debido a que se calienta la aleación para producir la precipitación. Cuando se envejecen a temperatura ambiente, se conoce como envejecimiento natural. Este tratamiento requiere de largos periodos, a veces días, para alcanzar la resistencia máxima. Sin embargo, la resistencia máxima es superior a la que se obtiene por envejecimiento artificial, y no ocurre sobre-envejecimiento, ya que existe un mayor control en las temperaturas y el tiempo [2].

Las condiciones de envejecimiento quedan definidas como se muestra a continuación (Figura 2.37).

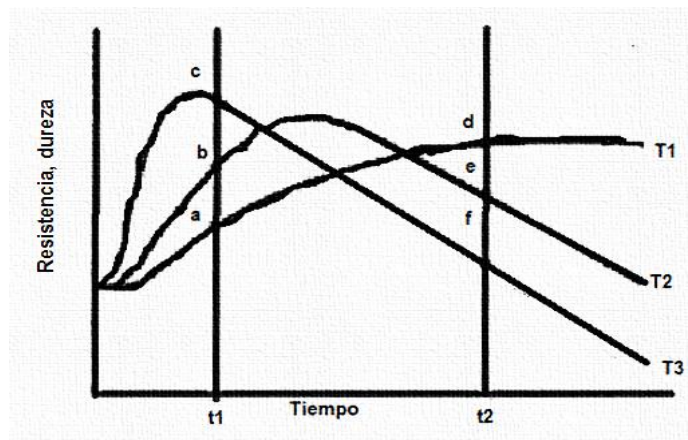


Figura 2.37 (a) y (b) condición de subenvejecimiento; (c) y (d) condición de pico de envejecimiento; (e) y (f) condición de sobre-envejecimiento [21].

2.1.2.4 Tratamiento Termomecánico.

Este tratamiento consiste en realizarle al material una deformación plástica en frío previa al calentamiento para conseguir un aumento de la densidad de los defectos y su distribución en la estructura del cristal (dislocaciones, vacancias, faltas de apilamiento, fronteras de grano alto y bajo ángulo) que beneficiara a la precipitación y la estructura final. El tratamiento

termomecánico de envejecimiento permite mejoras en los valores de la tensión de rotura y del límite elástico superiores en comparación a los obtenidos mediante un envejecido convencional. Esta etapa radica en la importancia que tienen las dislocaciones en la nucleación de las fases que precipitan, ya que actúan como puntos de nucleación [21].

A continuación se muestra en la (Figura 2.38) los tres pasos para un tratamiento de endurecimiento por precipitación de un extremo rico en Aluminio del diagrama de fases Al-Cu.

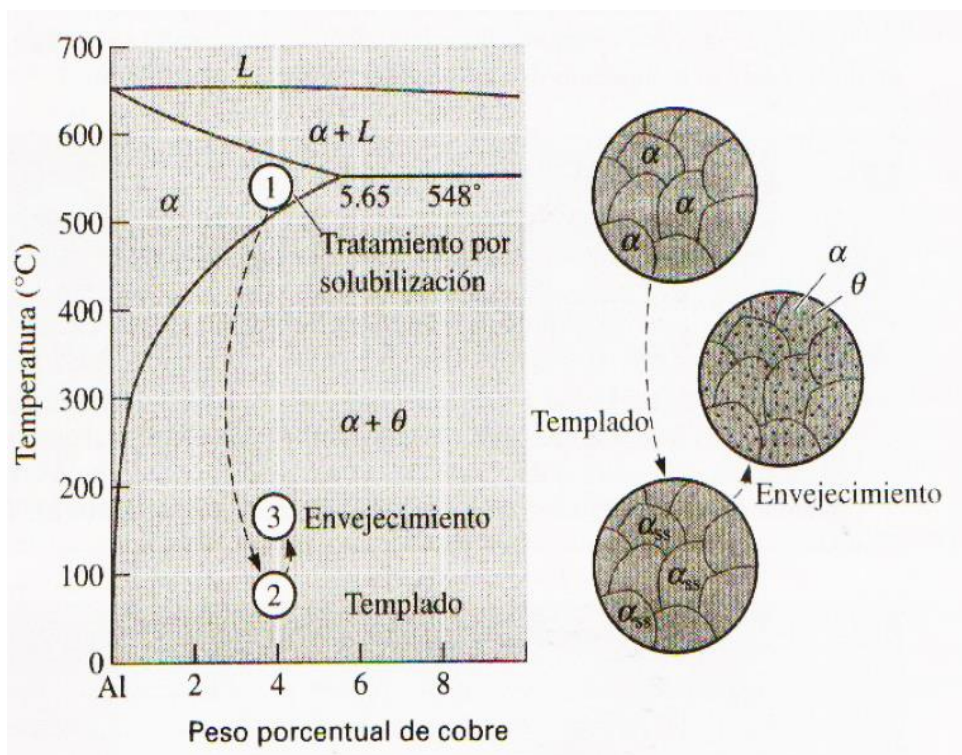


Figura 2.38 Parte rica en aluminio del diagrama de fases Al-Cu que muestra las tres etapas en el tratamiento térmico de endurecimiento por envejecido y sus microestructuras [2].

Todas las aleaciones de aluminio tienen alguna inestabilidad térmica, pero las aleaciones Al-Li son más propensas a ella [32]. Se sabe que el litio es más o menos soluble en el Al, pero esa solución sólida que se forma generalmente está sobresaturada y se descompone fácilmente en una segunda fase (δ') cuando se endurece por deformación o por envejecimiento [33].

Para mejorar la estabilidad se ha disminuido la cantidad de litio, para reducir la sobresaturación de litio en la solución sólida. Sin embargo, esto aumenta la densidad y decrece la resistencia específica y el módulo de elasticidad. El otro método es el tratamiento térmico para aliviar la sobresaturación durante la fabricación, para ello lo mejor es dejar enfriar lentamente durante la manufactura en vez de templar. Esto mejora la estabilidad térmica, pero el aumento de la segunda fase disminuye la ductilidad y la tenacidad a la fractura, lo que en muchos casos es un problema. Por otro lado, estas aleaciones se usan en aplicaciones a baja temperatura, esto porque, desde 1986, se estableció que las aleaciones de Al-Li, como la 2090 y la 8090 tienen excelentes combinaciones de resistencia y tenacidad a la fractura a temperaturas criogénicas hasta de 4 K. Por ejemplo la aleación 2090 en estado T8E41. Las Aleaciones Al-Li exhiben un 45% de aumento en la resistencia y 12% en el módulo cuando se enfría desde temperatura ambiente hasta 4° K, en dirección longitudinal, aunque en la dirección transversal disminuye. Estos son efectos que no se han explicado plenamente [34].

2.2.8 Soldabilidad.

La soldabilidad de las aleaciones Al-Li es también un factor muy importante para su aplicación en la industria. Se han ensayado muchos métodos para soldarlas, incluyendo arco de tungsteno bajo gas (GTAW), arco de metal bajo gas (GMAW), arco de plasma de polaridad variable (VPPA), haz de electrones (EB) y haz de láser (LB). Ninguno de esos métodos es perfecto y en todos aparece algún grado de debilitamiento de la unión soldada y en la zona afectada por el calor (ZAC) [35].

Primero que todo se debe anotar que el calor produce poros en la ZAC, además las uniones soldadas tienen alta susceptibilidad al agrietamiento en caliente, y las temperaturas elevadas alteran el tratamiento térmico de la unión y la ZAC. La porosidad es cosa seria, porque el Li es un metal muy reactivo y la superficie (hasta una profundidad de unos 2 mm) puede contener una gran

cantidad de compuestos de litio, incluyendo el carbonato de litio, el hidróxido de litio, y el hidruro de litio. Esos compuestos con el calor forman gases y si no pueden escapar de la zona fundida, forman poros dentro del material. El fondo de la soldadura es muy propenso a esto porque los gases son menos móviles en esa área. Como todos esos compuestos, excepto el carbonato de litio, contienen hidrógeno, la cantidad de ellos se puede estimar midiendo el contenido de hidrógeno. Así se ha encontrado que la superficie de las aleaciones Al – Li contiene hasta cinco veces más hidrógeno que el centro del material. En la (Figura 2.39) (a) se observa la vista lateral de la microestructura y se ven los compuestos cerca de la superficie, en la (Figura 2.39) (b) como aumenta el contenido de hidrógeno de una manera drástica cerca de la superficie.

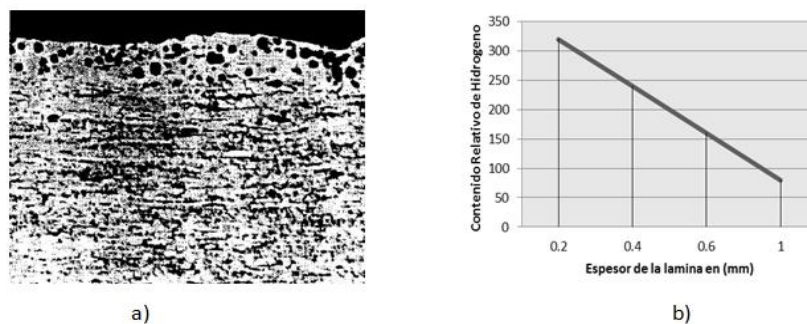


Figura 2.39 (a) Vista lateral de la microestructura de una aleación Al-Li 1420 (b) Contenido relativo de hidrogeno según la profundidad de la lámina [35].

Lo observado en la (Figura 2.39) corresponde a una aleación de la primera generación, en las aleaciones de tercera generación muchos de estos problemas se han superado por la disminución del Li, el aumento del Cu, la presencia de Mg, el uso de microaleantes y la optimización de los procesos y de los materiales de aporte. Por ejemplo, en la (Figura 2. 40) se observa la soldadura de una aleación 2198 realizada por la técnica de mezclado por fricción, FSW (Friction Stir Welding) [36] y se afirma que en este caso las propiedades mecánicas son mucho mejores y la eficiencia de la soldadura es de alrededor de 90% [37].



Figura 2. 40 Pieza soldada con el proceso FSW de una aleación AL-Cu-Li 2198 [37].

La soldadura por fricción y agitación (FSW) de las aleaciones Al-Li-X han sido investigadas como una alternativa para soldadura por arco, dado que este proceso es en estado sólido que tiene el potencial para mejorar las propiedades mecánicas y evitando defectos como porosidad y grietas en la solidificación de soldadura. [38]

El proceso de soldadura por fricción y agitación (FSW) ha sido capaz de desarrollar buenas propiedades de tensión con eficiencias aproximadas de 75% en las condiciones de envejecido artificialmente después de la soldadura (PWHT a 160°C por 8 hrs). El envejecido natural después de la soldadura también resulta con una recuperación de dureza significativa, indicando que en los precipitados en el SZ fueron puestos dentro de la solución durante la soldadura, permitiendo por subsecuente la reprecipitación ya sea artificial o natural, (Figura 2. 41).

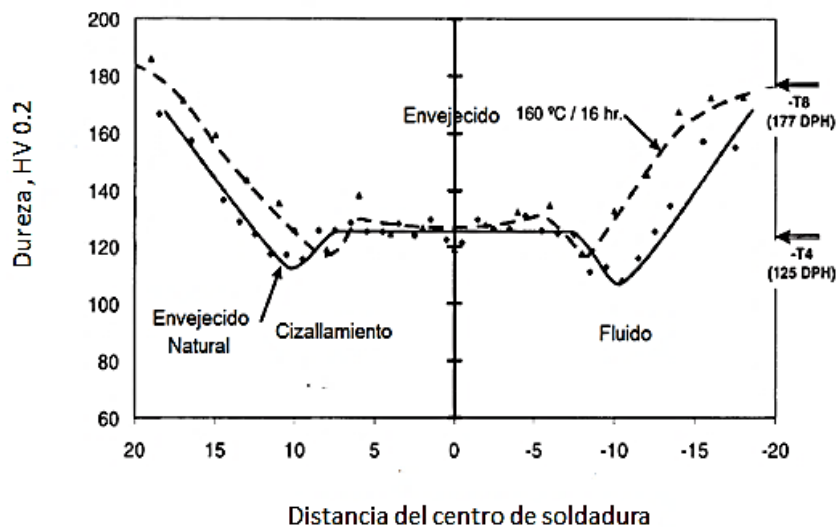


Figura 2. 41 Perfil de dureza a través de soldadura por fricción - agitación en una aleación 2195 en las condiciones de soldadura y envejecido natural después de la soldadura. [38]

La (Figura 2.42) muestra la microestructura de la zona de fusión de la soldadura autógena de arco de gas tungsteno (GTA) en aleaciones 2090, 8090 y 2195.

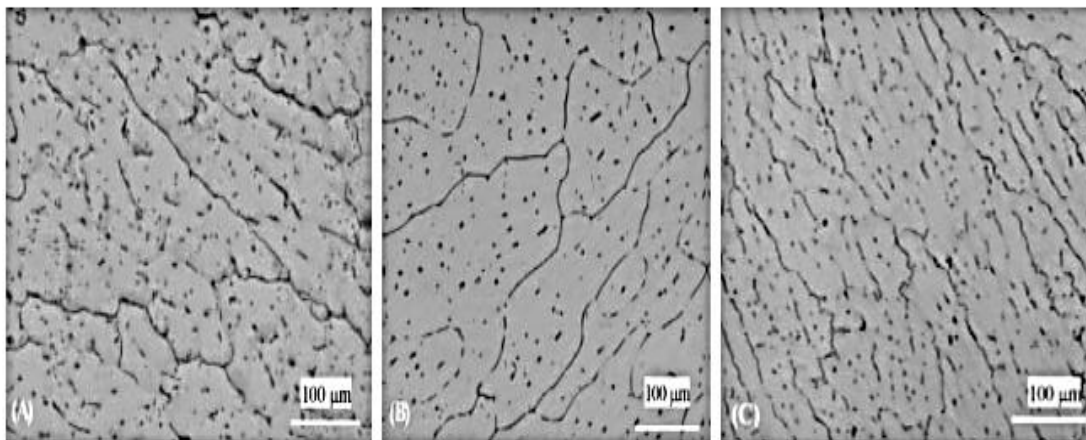


Figura 2.42 A) Aleación 2090 B); Aleación 8090; C) Aleación 2195. Representación microestructural de zonas de fusión por soldadura autógena. [38]

Las condiciones de solidificación de no equilibrio en una soldadura promueven la formación de algunos eutécticos en la zona de fusión durante las etapas finales de solidificación en todas las aleaciones Al-Li-X. Como un

resultado los rangos de temperaturas de solidificación predichas es la diferencia entre la temperatura de líquidos en equilibrio y la temperatura del eutéctico.

En las aleaciones Al-Li, la mayoría de los cambios microestructurales en el HAZ están asociados con una alteración de los precipitados fortalecedores. Otros cambios, como crecimiento de grano, puede también ocurrir, pero sus efectos en las propiedades del HAZ son relativamente menores. La estabilidad de varios precipitados que se describieron anteriormente, a elevadas temperaturas dependen de la habilidad para minimizar la energía libre del sistema, la cual es conducida forzosamente por la disolución y la reducción de la energía interfacial la cual toma lugar con el engrosamiento de los precipitados. Los ciclos térmicos en el HAZ pueden promover reacciones metalúrgicas complejas y correspondiendo a los cambios microestructurales y propiedades mecánicas en el óptimo tratamiento térmico en el metal base [38].

Se ha emprendido un trabajo considerable para medir y optimizar las propiedades mecánicas de un número de aleaciones comerciales, incluyendo las aleaciones 01420, 8090, 2090 y Weldalite 049 usando un metal de relleno que coincide o próximo a las especificaciones [38].

Los datos de la resistencia a la tensión y la eficiencia de la unión se presentan en las siguientes figuras:

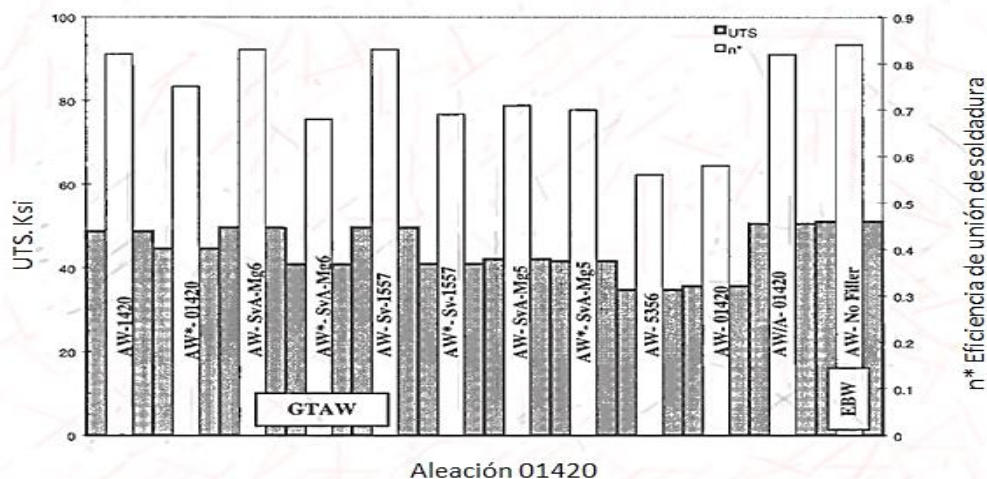


Figura 2.43 AW: Como fue soldado, AW*: Como fue soldado/ Reforzamiento eliminado, AW/A: Envejecido pos soldadura, AW/ST/A: Tratamiento de solución y envejecido pos soldadura [38].

En las condiciones soldadas, las uniones eficientes tienden a incrementar cuando EBW se utiliza en lugar de GTAW. Esto resulta de la zona de fusión estrecha y la zona afectada por el calor HAZ producida en esta soldadura la cual permite más restricción del metal base circundante.

En este caso de la aleación 8090 (Figura 2. 44) mejora la eficiencia de unión con el proceso GTAW se consigue usando tratamiento térmico de solución y envejecido después de la soldadura. Las uniones con resistencia más altas son obtenidas con 5000 series de metal de aporte, como también 5356, o con materiales de aporte que coincidan para la aleación 8090.

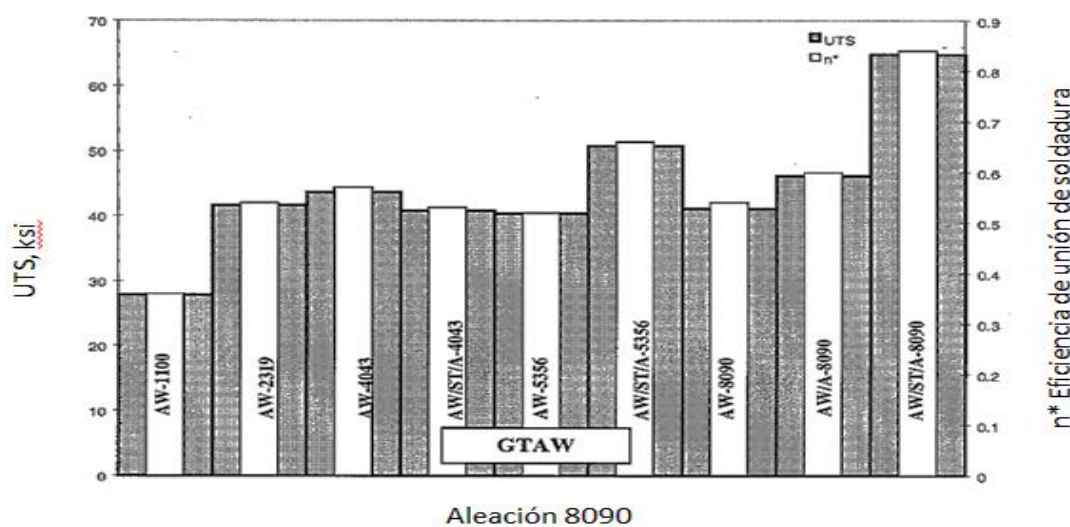


Figura 2. 44 Resistencia de unión soldada y eficiencia para la aleación 8090 usando varios procesos y metales de aporte. [38]

Examinando la soldabilidad de la aleación 2090 (Figura 2.45) producida con ambos procesos GTAW Y EBW, el acuerdo de la segregación de soluto es más limitado en soldaduras EBW más que las producidas con GTAW. Esta es la distinguible diferencia entre EBW y GTAW afecta al posterior fortalecimiento de la solución sólida.

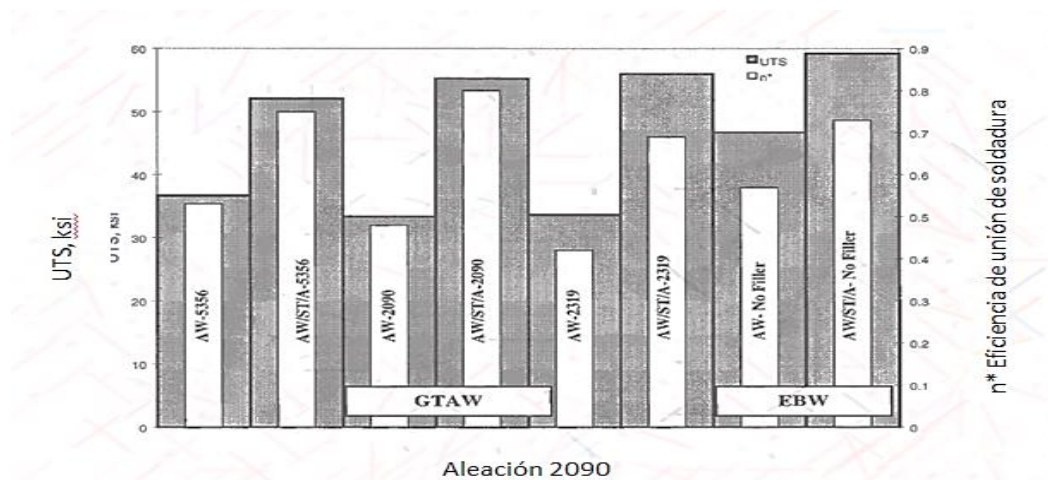


Figura 2.45 Resistencia de unión soldada y eficiente para la aleación 2090 usando varios procesos y metales de aporte [38].

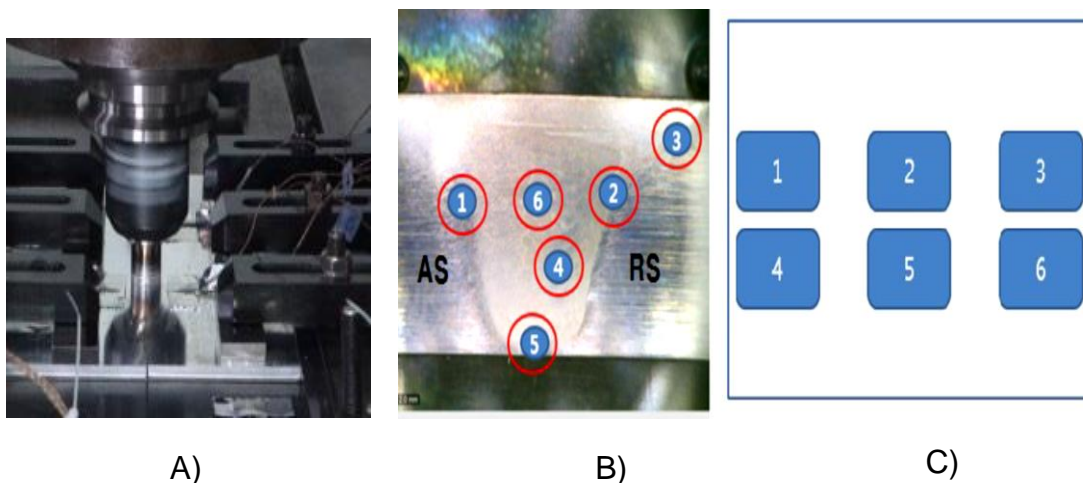
Se obtiene la máxima resistencia a la deformación para soldaduras EBW después del tratamiento térmico en solución y envejecimiento debido a la disponibilidad de un soluto considerable en solución dentro de la zona de fusión con una reacción de precipitación más fuerte y homogénea.

El proceso GTAW no proporciona niveles comparables de soluto por precipitación desde el contenido de la zona de fusión más eutécticos que reducen el contenido de soluto en general de la matriz.

Por otro lado en el año de 2016, [41] Ho-Sung Lee y colaboradores probaron la factibilidad de unos especímenes AA2195 unidos a tope por la soldadura por fricción. Dado que FSW es a la vez una deformación y un proceso térmico, se mide la distribución de temperatura durante FSW. La microestructura y las propiedades mecánicas de la junta soldada fueron investigadas para diferentes condiciones de soldadura por fricción. La microestructura y las propiedades mecánicas de soldaduras fueron investigadas para diferentes condiciones de soldadura de modo que la condición óptima de soldadura se determina para diferentes aleaciones termotratadas. El material utilizado para este estudio se obtiene de Constellium Global Aerospace, Francia. Dos placas se unieron a tope con un aparato de soldadura por fricción como se muestra en la (Figura 2. 46) (a) y la dirección de soldadura era paralela

a la dirección de laminación con cupones de 300 mm de longitud y 100 mm de ancho. El grosor de la placa es de 7,6 mm. El rango de parámetros de soldadura es de cuatro velocidades de rotación (350, 400, 600 y 800 rpm) y cinco velocidades de recorrido (120, 180, 240, 300 y 360 mm / min). Después de la soldadura, todos los especímenes fueron inspeccionados por radiografía y uno con defectos fue descartado. Para la microestructura óptica, los especímenes fueron grabados con una solución de Graff-Sargent seguida por la solución de Keller. El espécimen en sección transversal se prepara y la localización de la observación microestructural se muestra en la (Figura 2. 46) (b) y (c).

Durante la soldadura, se monitoreó la distribución de temperatura del área de soldadura con termopares de tipo K 10 que se fijaron en la superficie de las placas sobre una línea distante 100 mm del punto de inicio de soldadura para medir la distribución de temperatura. Hay 3 termopares en el lado de avance situado a 100 mm desde el inicio de la soldadura y cada 3 termopares están unidos en el lado de avance y el lado de retroceso situado en otro 100 mm. La localización de la medición de la temperatura y la numeración del calibrador se muestra en la (Figura 2. 46) (d).



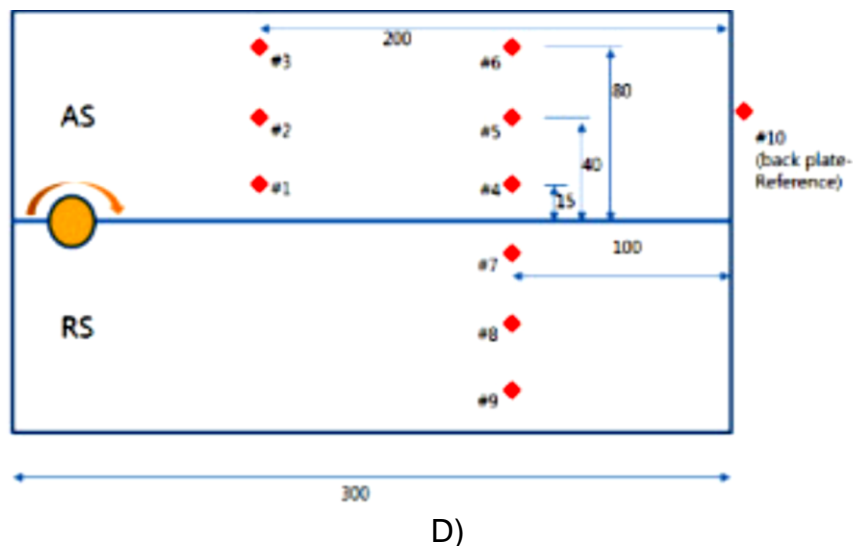


Figura 2. 46 (A) Fotografía del proceso FSW, (b) vista transversal típica de la muestra FSW, (c) ubicación de la observación de la microestructura, y (d) disposición de la ubicación del termopar para la medición de la temperatura. [41]

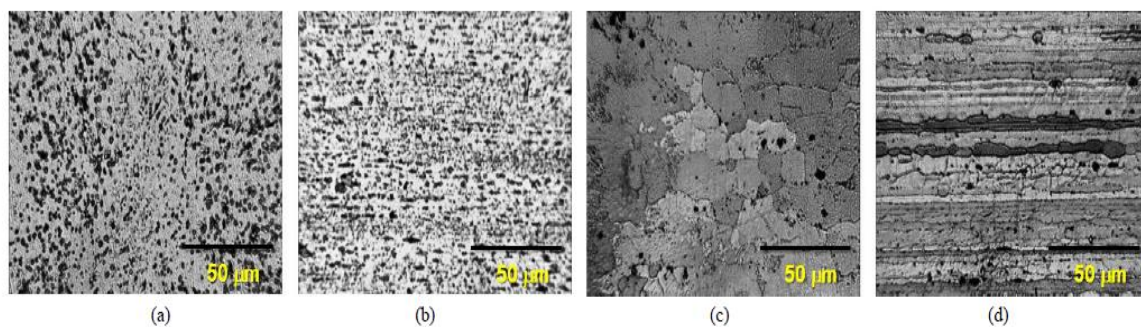


Figura 2.47 Metalográficos de (a) vista longitudinal, (b) de AA2195-T0, y (c) longitudinal, (d) vista en sección transversal de AA2195-T8 [41].

Dado que la distribución de la temperatura durante el proceso FSW influye en la integridad de la soldadura, el perfil de temperatura se mide en diferentes lugares. La (Figura 2. 48) muestra el resultado de la medición de la temperatura en las ubicaciones (d) para la probeta AA2195-T0 soldada con 600 RPM y 300 mm / min. Una placa en la que la dirección de rotación es la misma que la de la soldadura se denomina lado de avance (AS), con la otra placa donde la rotación de la herramienta se opone a la dirección de desplazamiento, se designa como el lado de retroceso (RS). En esta condición, las temperaturas

del lado que avanzaba en # 4 aumentaron a 207°C, mientras que la temperatura máxima del lado de retirada en # 7 fue 203°C.

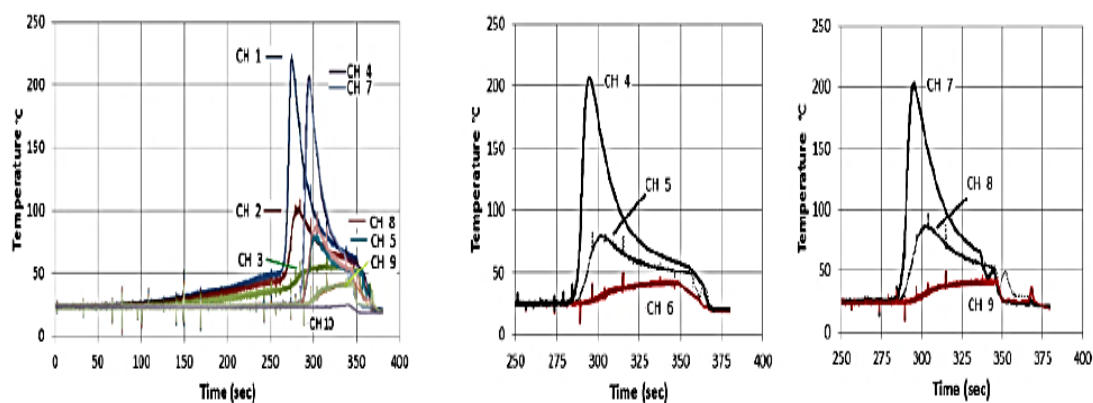


Figura 2. 48 Resultado de la medición de la temperatura en diferentes lugares de la Figura 1 (d), medida durante la soldadura por fricción con 600 RPM y 300 mm / min [41].

En esta investigación, se probaron los especímenes AA2195 unidos a tope FSW. La microestructura se caracterizó por microscopía electrónica y durante la soldadura se midieron las temperaturas superficiales. Se muestra que la temperatura en el lado de avance es mayor que el lado de retroceso que soporta los resultados del perfil de microdureza en la zona de precipitados. Para AA2195-T0, la zona de soldadura puede exhibir mayor microdureza que el material original debido a la recristalización del grano y el perfil de dureza dentro del precipitado depende de la velocidad de enfriamiento. Para AA2195-T8, la baja dureza alrededor de la zona de la precipitados está relacionada con la disolución y el engrosamiento de los precipitados en HAZ en el lado de avance y / o en el lado de retirada. Muestra que el valor mínimo de dureza micro aparece en la ubicación justo adyacente a la punta de la herramienta cerca de la interfaz HAZ.

[38] Gittos reporta que el punto de resistencia y la soldadura de costura de la aleación 8090 fueron también de fácil consumo. La soldadura por puntos fue encontrada para exhibir menores propiedades mecánicas desde las grietas

que se formaron a lo largo del límite de la zona de fusión. Aunque esto no fue informado por Gittos, este fenómeno puede resultar desde la formación de un grano [38].

2.3 Aleaciones 8090.

2.3.1. Composición química. Límites Registrados.

La aleación 8090 ya reconocida tiene los siguientes valores y límites registrados que se muestran a continuación (Tabla 2.16).

Tabla 2.16 . Límites de composición química de la aleación 8090 [39].

Límites	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Li	Zr	Ti	Otros
Min	0.20		1.00		0.60			2.20	0.04		
Max	0.30	0.30	1.60	1.10	1.30	0.10	0.25	2.70	0.16	0.10	0.15

2.3.2. Forma del Producto

Estas aleaciones vienen en forma de placas, perfiles, piezas forjadas y soldadas y otros productos también disponibles [39].

2.3.3. Aplicaciones

Aplicaciones aeroespaciales, se basan en dos requerimientos críticos: tolerancia al daño y la más baja densidad posible.

2.3.4. Características.

La aleación 8090 fue desarrollada para ser una aleación de resistencia media con tolerancia a los daños, con una densidad inferior de aproximadamente un 10% y 11% y un módulo mayor de 2024 y 2014, dos aleaciones de aluminio de uso común. La composición química de la aleación 8090 ha sido registrada con la Asociación de Aluminio. Una gran variedad de temples han sido desarrollados para ofrecer útiles combinaciones de fuerza, resistencia a la corrosión, tolerancia a los daños y maquinabilidad, pero no ha habido ningún registro oficial en los Estados Unidos para cualquiera de estos temples o por cualquiera de las formas del producto [39].

2.3.5. Resistencia y Tenacidad

Debido a que la aleación 8090 y sus productos, temple y formas son relativamente nuevos y no registrados, las propiedades y datos están incompletos. Los datos disponibles para las capacidades actuales de los productos de la aleación 8090 y los temple (Tabla 2.17).

Los productos de aleación de resistencia media de la aleación 8090 están envejecidos al pico cercano de fuerza y muestran pequeños cambios en las propiedades después de ser expuestos a elevadas temperaturas. Los productos no envejecidos con (tolerancia al daño) serán sometidos a envejecimiento adicional tras la exposición a elevadas temperaturas. Se presentan cambios en la fuerza y la tenacidad a temperaturas criogénicas más pronunciados en las aleaciones 8090 que en las aleaciones de aluminio convencionales.

Tabla 2.17 Propiedades de tracción y resistencia a la fractura [39].

Temple	Productos	Estructura de grano	Dirección	Resistencia a la tracción		0.2% Limite de elasticidad		Alargamiento en 50mm (2in)%	Orientación de la fractura y tipo de tenacidad	Valores de la tenacidad	
				MPa	Ksi	Mpa	Ksi			Mpa	Ksi
8090-T8I	Tolerancia al daño lamina <3.55mm grueso	R	Longitudinal	345-440	50-64	295-350	43-51	8-10typ	L-T(kc)	94-165	86-150
			Larga Transversal	385-450	56-65	290-325	42-47	10-12	T-L(kc)	85min	77min
			45°	380-435	55-63	265-340	38.5-49	14typ	S-L(kc)
8090-T8X Pico de envejecido	Lamina de resistencia media	UR	Longitudinal	470-490	68-71	380-425	55-62	4-5	L-T(kc)	75typ	86typ
			Larga Transversal	450-485	65-70	350-440	51-64	4-7	T-L(kc)
			45°	380-415	55-60	305-345	44-50	4-11	S-L(kc)
8090-T8X	Lamina de resistencia media	R	Longitudinal	420-455	61-66	325-385	47-56	4-8	L-T(kc)
			Larga Transversal	420-440	61-64	325-360	47-52	4-8	T-L(kc)
			45°	420-425	61-62	325-340	47-49	4-10	S-L(kc)
8090-T8771	Placa de resistencia media	UR	Longitudinal	460-515	67-75	380-450	55-65	4-6min	L-T(kic)	20-35	18-32
Larga Transversal			435min	63min	365min	53min	4min	T-L(kic)	13-30	12-27	
Corta transversal			465typ	67typ	360typ	52typ	...	S-L(kic)	16typ	14.4typ	

			45°	420 min	61min	340 min	49min	1-1.5min
8090-T8151	Daño tolerante a la placa	UR	Longitudinal	435-450	63-65	345-370	50-54	5min	L-T(kic)	35-49	32-45
			Larga transversal	435 min	63min	325 min	47min	5min	T-L(Kic)	30-44	27-40
			45°	425 min	61.5 min	275 min	40min	8min	S-L(kic)	25tp	23t yp
8090-T852	Piezas forjadas con matriz con trabajo en frío o forjadas a mano	UR	Longitudinal	425-495	62-72	340-415	46-90	6-8	L-T(kic)	30tp	27t yp
			Larga transversal	405-475	59-69	325-395	47-57	3-6	T-L(Kic)	20tp	18t yp
			45°	405-450	59-65	305-395	44-57	2-6	S-L(Kic)	15tp	14t yp
8090-T8511,8090-T6511	Extrusiones	UR	Longitudinal	460-510	67-74	395-450	57-65	3-6

a) R, recristalizado; UR, sin recristalizar. b) a menos que se especifique lo contrario, ya que sólo un mínimo (min) o un valor típico (típico), los dos valores dados para una propiedad representan el mínimo y el valor típico. Los mínimos valores son propuestas por diversas especificaciones del cliente y nacionales y no reflejan un registro uniforme. c) kc, plano de tensión y resistencia a la fractura; Kic, plano de deformación y resistencia a la fractura [39].

La aleación 8090 tienen una resistencia sustancialmente mayor y tenacidad al ser expuesta a temperaturas criogénicas (Tabla 2.18) [39].

Tabla 2.18 Propiedades criogénicas de tracción y tenacidad de 8090 T3 [39].

Temperatura, °C	Direcciones del agrietamiento	Propiedades de Tensión				Tenacidad			
		Rendimiento de fuerza		Resistencia a la tracción		Alargamiento in 38mm (1.5in) %	Reducción en área	MPa	ksi
MPa	Ksi	Mpa	Ksi						
22	Longitudinal	217	31.5	326	47	12	18
	Transversal	208	30	348	50.5	14	26
-197	Longitudinal	248	36	458	66.5	22	27	97(a)	88(a)
	Transversal	241	35	450	65	20	37	60(b)	55(b)
-253	Longitudinal	272	39.5	609	88.3	28	28
	Transversal	268	39	592	86	25	27
-269	Longitudinal	280	41	605	88	26	28	74(a)	67(a)
	Transversal	270	39	597	86.5	24	29	50(b)	45(b)

a) Tenacidad con una grieta con orientación L-T (plano y dirección de crecimiento perpendicular a la dirección de laminación de la grieta). b) Tenacidad con una grieta con orientación (plano y dirección de la grieta con crecimiento en paralelo a la dirección de laminación [39].

2.3.6. Microestructura

Los productos presentados en placa, extrusiones y forjados tienen una microestructura no recristalizada; las láminas con tolerancia al daño tienen una microestructura recristalizada. Las láminas con mayor resistencia están

disponibles con una microestructura recristalizada o sin recristalizar (Figura 2.49) [39].

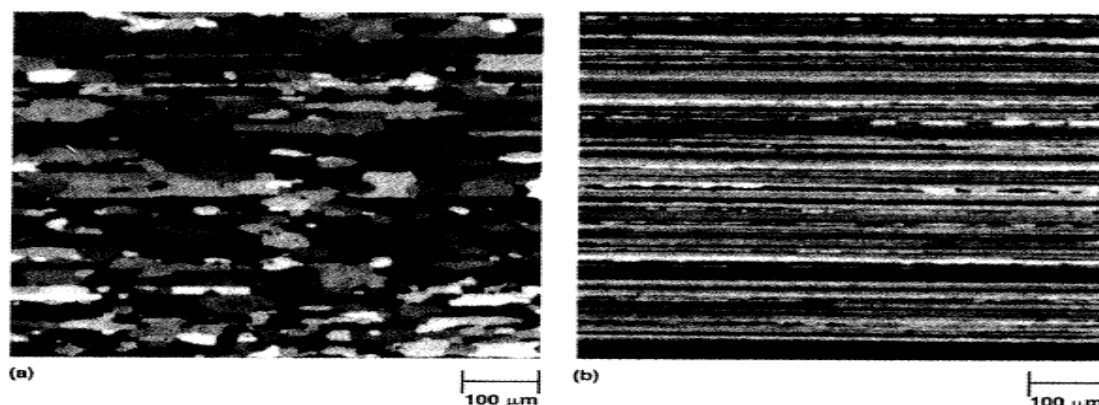


Figura 2.49 Microestructura de láminas 8090: a) estructura de grano recristalizado. b) estructura de grano sin recristalizar [39].

2.3.7. Otras consideraciones.

La anisotropía en el plano de las propiedades de tracción para productos sin recristalizar (placas, extrusiones, forjados y hojas de resistencia media) es mayor en aleaciones 8090 que en las aleaciones convencionales. Las láminas recristalizadas con tolerancia al daño y recristalizadas con resistencia media muestran mucho menos anisotropía de propiedades de tracción que los productos recristalizados.

2.3.8. Propiedades de corrosión.

El rendimiento es una fuerte función del grado de envejecimiento artificial y la microestructura. La resistencia a la corrosión por productos y temples para varios tipos de pruebas de corrosión se encuentra en (Tabla 2.19).

Tabla 2.19 Rangos de exfoliación y límites de SCC [39].

Valoración de la exfoliación						
Templado	Producto	Microestructura	Prueba EXCO (b)	Prueba MASTMAASIS (c)	Exposición a la atmósfera	Limite SCC
8090-T81	Lámina	Recristalizado	EA	EA	P,EA	60% de rendimiento de

						fuerza en la dirección L-T
8090-T8 (pico de envejecido)	Lámina	Recristalizado	ED	EA	P	...
8090-T8510/11 (pico de envejecido)	Extrusión	Sin recristalizar	75% de rendimiento de fuerza en la dirección L-T
8090-T8771,8090-T651 (pico de envejecido)	Placa	Sin recristalizar	Superficie P	...	Superficie P	105-140 Mpa (15-20 ksi) límite corto transversal
8090-T851	Placa	Sin recristalizar	EC (d)	EB(d)	P,EA	...
8090-T8 (pico de envejecido)	Lámina	Sin recristalizar	EC	EB	...	75% de rendimiento de fuerza en la dirección L-T
8090 (pico de envejecido)	Forja	Sin recristalizar	140 MPa (20ksi) límite corto transversal

a) Rangos de exfoliación por ASTM G34; P, picaduras; EA, superficial-pequeñas burbujas, astillas delgadas, escamas o polvos con solo una ligera separación de metales; EB, moderado, notable estratificación y penetración en el metal; ED, muy severo-penetración a una profundidad considerable y pérdida del metal. b) Prueba de exfoliación y corrosión por ASTM G 34. c) MASTMAASIS, ASTM, sal de ácido acético modificada de pulverización intermitente. d) Rangos de localización de planos de T/2, donde T es el espesor del plano [39].

La aleación 8090 ha mostrado en general, una buena resistencia a la exfoliación en exposición atmosférica. Para productos gruesos, corte transversal SCC la resistencia es mejor en el temple del pico de envejecimiento. Productos gruesos con microestructuras sin recristalizar tienen buena resistencia SCC en la dirección transversal, mientras que aquellos sin recristalizar tienen un límite más bajo [39].

Formado: La aleación 8090 tiene una recuperación elástica de material menor que la asociada con aleaciones de aluminio convencionales.

Soldadura: La aleación es soldable comercialmente con soldadura por arco metal y gas, por arco de gas de tungsteno, y haz de electrones.

2.3.9. Recomendaciones para la práctica de tratamiento térmico.

Al igual que otras aleaciones de aluminio con endurecimiento por envejecido, las aleaciones Al-Li logran el endurecimiento por medio de una precipitación por envejecimiento térmico después de un tratamiento térmico de solubilización.

La estructura de un precipitado después del tratamiento térmico de solubilizado es sensible a un número de variables incluidas del proceso pero no limitado a la velocidad de enfriamiento, el grado de deformación en frío antes del envejecido y temperatura de envejecido. Los elementos de aleación de menor importancia también pueden tener un efecto significativo en el proceso de envejecimiento por el cambio de la energía de interfaz del precipitado, mediante el aumento de concentración de vacantes, y/o elevando la temperatura crítica para la homogenización por precipitación. Al igual que algunas otras aleaciones de aluminio 2xxx el endurecido por envejecimiento, las aleaciones base Al-Li también obtienen una mayor resistencia y tenacidad de la deformación previa al envejecido. El fenómeno inusual ha dado lugar a una serie de pasos del procesamiento termo mecánico para aleaciones de Al-Li para optimizar las propiedades mecánicas después del envejecimiento artificial [39].

2.3.10. Tratamiento Térmico de Solubilización

La aleación de barra extruida es tratada con el temple T3 a 540°C (1000°F). El material debe ser templado después de la temperatura de tratamiento de solubilización lo más rápidamente como sea posible y con el mínimo retraso después de retirarlo del horno. Cuando se aplica un temple por inmersión total en agua, a menos que se indique lo contrario el agua debe estar a temperatura ambiente, y se enfría de forma adecuada por debajo de 38°C (100°F) durante el ciclo de enfriamiento rápido. Las temperaturas nominales deben de alcanzarse lo más rápidamente posible y se mantienen dentro del valor nominal durante el tiempo y a la temperatura de $\pm 6^{\circ}\text{C}$ ($\pm 10^{\circ}\text{F}$). El trabajado en frío después del tratamiento de solución y antes del endurecimiento por precipitación es necesario para obtener las propiedades especificadas en este temple (T3) [39].

2.3.11. Tratamiento Térmico por Precipitación.

En la aleación 8090 en barra extruida el pico de envejecido es a 190°C (375°F) por 12 horas. El valor del tiempo para llegar a la temperatura es aproximado. El tiempo real depende del tiempo necesario para que la carga

llegue a la temperatura adecuada, con el tiempo de remojo medido desde el tiempo de carga hasta alcanzar una temperatura de $\pm 6^{\circ}\text{C}$ ($\pm 10^{\circ}\text{F}$) [39].

2.4 Proceso de soldadura Brazing

2.4.1 Principio del proceso

El proceso Brazing o soldadura fuerte es un proceso de unión para metales en estado sólido en la más mínima proximidad por la introducción de un metal en estado líquido que funde por encima de los 450°C (840°F) [8].

El metal de aporte fluye por capilaridad entre la abertura que existe entre los materiales que se soldaran uniéndose entre sí por difusión. En este proceso de unión el punto de fusión del metal de aporte debe estar por encima de los 450°C , siempre y cuando no sobrepase el punto de fusión del metal base. Cuando el punto de fusión del metal de aporte se encuentra por debajo de los 450°C se le denomina como soldering (soldadura blanda). Las características físicas y químicas del metal de aporte deben ser similares a las del metal base para lograr una unión adecuada. Una característica muy notable de este proceso es la capacidad de unir materiales disimiles con densidades y geometrías distintas [9].

2.4.2 Historia

El proceso de soldadura Brazing es al parecer la técnica más antigua para lograr la unión de metales en comparación con las uniones mecánicas. El desarrollo histórico del Brazing ha ido en paralelo con el desarrollo de los metales, las evidencias más antiguas muestran mezclas de sales de metales y agentes reductores orgánicos, por ejemplo el hidrato de cobre y la goma orgánica, estos fueron utilizados para unir plata y oro. En la (Figura 2. 50) se muestra una pintura del mural de una tumba en Tebas, Egipto la cual data de 1475 a.C., la pintura muestra un esclavo soldando con el proceso Brazing en oro utilizando como fuente de energía carbón, como soplete una caña y pinzas. Los avances logrados permitieron el uso de aleaciones de bronce y cobre como metales de aporte, debido a estos avances el proceso Brazing se dio con mayor

sofisticación en metales. Los avances tecnológicos en el tratamiento y métodos de control de calidad han permitido lograr una sofisticación de las técnicas de soldadura [10].



Figura 2. 50 Pintura del mural de una tumba en Tebas, Egipto, en el año de 1475 a.C. [10].

2.4.3 Ventajas del proceso de soldadura Brazing

El proceso de soldadura Brazing en comparación con otros procesos de soldadura, tiene algunas ventajas que se presentan a continuación [11]:

Los componentes pueden procesarse por lote, la soldadura es productiva y rentable, la distorsión de componentes se minimiza o elimina, la dilución del metal base es baja, los ciclos térmicos del proceso son predecibles, se puede lograr la unión de metales disimiles, se puede unir todo tipo de espesores delgados como gruesos, no se requiere trabajo especializado.

2.4.4. Consideraciones del proceso Brazing.

2.4.4.1 Consideraciones del metal de soldadura

Existen algunas consideraciones que se deben de tomar en cuenta antes del proceso, principalmente conocer las características y propiedades del metal que se va a soldar: fuerza, coeficiente de expansión, potencial metalúrgico, reacciones, punto de fusión y condiciones de servicio.

2.4.4.2 Propiedades de uniones deseadas

Hay que considerar las propiedades que se desean obtener después del proceso de soldadura: fuerza, ductilidad, dureza, resistencia a la corrosión, temperatura de servicio, configuración conjunta y tamaño de separación de junta.

2.4.4.3 Consideraciones pre-soldadura

Se debe considerar ciertos aspectos antes de procesar el material: limpieza, ajuste y método de aplicación de metal de aporte.

2.4.4.4 Consideraciones sobre el ciclo de soldadura

Hay que tomar en cuenta los parámetros más importantes antes de soldar: selección de atmosfera, selección de fuente de calor, rangos de fusión, tiempo de espera y temperatura y tasas de enfriamiento.

2.4.4.5 Consideraciones posteriores a la soldadura

Al finalizar el proceso es recomendable considerar los siguientes puntos: ciclo de fusión, solución/endurecimiento y operaciones de post-mecanizado.

2.4.4.6 Inspección.

Es muy importante realizar una inspección post-soldadura, esto se realiza en base a los siguientes ensayos:

- Ensayos no destructivos: Visual, rayos X, ultrasonido y líquidos penetrantes
- Destructivos: Tensión, dureza y metalografía

2.4.5. Fuentes de calor

2.4.5.1 Soldadura por antorcha

Este proceso se lleva a cabo por medio de una fuente de calefacción suministrada por una llama de gas combustible. Los gases incluyen acetileno, hidrogeno o propano. Una aplicación típica es soldar un tubo en un accesorio usando metales de aportación de cobre o plata.

2.4.5.2 Soldadura por inducción

Las bobinas eléctricas, que están diseñadas para geometrías de juntas específicas, se utilizan para calentar la pieza y el metal de relleno de soldadura fuerte hasta que el metal líquido fluya por atracción capilar dentro de la junta. Este proceso se utiliza principalmente para la soldadura fuerte con cobre y aleaciones de plata. Una aplicación típica es un montaje de tubo a tubo.

2.4.5.3 Horno continuo

Las cintas transportadoras llevan los componentes prealeados a través de las zonas de precalentamiento, calentamiento y post-calentamiento en las que la aleación de soldadura alcanza la temperatura, luego se vuelve a solidificar durante el enfriamiento. Los metales de relleno de Brazing con base de cobre y de plata son los más utilizados en estos procesos.

2.4.5.4 Horno de retorta o por lotes

El horno utilizado puede ser revestido refractario y calentado por gas, aceite o electricidad. Las atmósferas pueden ser un gas generado (endotérmico o exotérmico) o un gas inerte tal como argón o nitrógeno. El gas de hidrógeno también se utiliza para soldar metales de relleno que se oxidan en otras atmósferas. Los metales de relleno de cobre, cobalto, plata, níquel y oro se pueden soldar con éxito en estos tipos de hornos.

2.4.5.5 Horno de vacío

Un horno con elementos calentados eléctricamente que rodean la carga de trabajo y calientan el metal de relleno de soldadura fuerte al estado de liquidus para que se alcancen el flujo y la atracción capilar. Para permitir la soldadura fuerte de aleaciones que son sensibles a la oxidación a altas temperaturas

Se emplea un sistema de bombeo que elimina el oxígeno. Los metales de relleno con base de oro, cobre, níquel, cobalto, titanio y cerámica son exitosamente soldados al vacío [11].

2.4.5.6 Método de baño químico (fundente)

En este método se requiere de calentar el fundente hasta la temperatura de soldadura, puede ser en un recipiente metálico o de cerámica. Las fuentes de calor que se pueden utilizar son utilizando un soplete o por resistencia eléctrica.

Es importante considerar que el tamaño debe ser adecuado para que en el momento de la inmersión las piezas no enfríen el fundente. Antes de la inmersión, las piezas deberán estar limpias, ensambladas y de preferencia sujetadas con guías. El metal de aporte se puede colocar en distintas formas como anillos, barras, rondanas, pasta o como revestimiento entre los materiales a unir. Se puede requerir algún precalentamiento previo para asegurar que no halla humedad en las piezas, ya que esto puede ocasionar defectos en la unión como porosidad o congelación del fundente. Para el recalentamiento se deben utilizar temperaturas cercanas al punto de fusión del fundente. Para saber si el fundente está listo se debe ver derretido escurriendo en las piezas a soldar mientras están calientes. El fundente residual que permaneció frío se debe eliminar utilizando agua o agentes químicos.

2.4.7 Comparación entre el Brazing y la soldadura por fusión

Una de las principales diferencias entre los procesos de soldadura por fusión y el Brazing, es que en los procesos de soldadura por fusión se produce la fusión del metal base y en el Brazing se funde únicamente el metal de aporte sin llegar al punto de fusión del metal base.

En la soldadura por fusión no son requeridos los fundentes para protección, ya que este proceso utiliza gas inerte para proteger el baño. En estos procesos de soldadura por fusión se presenta mayor índice de deformaciones y tensiones residuales, perdiendo gradualmente sus propiedades mecánicas ocasionadas por entradas de calor excesivamente altas, en comparación con el Brazing.

Las formas de suministrar el calor en los procesos de soldadura por fusión es mediante un arco eléctrico, laser, haz de electrones, plasma, entre otros. En la soldadura Brazing se suministra calor por medio de antorcha, inducción, horno entre otros.

Una ventaja del Brazing es la capacidad para soldar materiales disimiles, mientras que en los otros procesos por fusión resultaría desfavorable ya que las uniones resultarian quebradizas [9].

2.4.8 Pasos para la obtención de un brazing satisfactorio

2.4.8.1 Diseño de la unión

Para lograr una unión completamente solida se requiere que el área de la unión sea mojada completamente por el metal de aporte, y se llene por completo la holgura [9].

Las uniones más comunes que son utilizadas en el proceso de soldadura Brazing pueden ser solapadas, ya sean planas o tubulares, así como a tope con un área de contacto lo más cerrada posible, a tope solapada y con bordes enmuescados.

Para obtener un buen diseño de una unión de calidad tipo solape se deben considerar los siguientes criterios:

- **Grado de solape.** El óptimo grado de solape para una unión plana es de $3-4t$, considerando t como el espesor del material con menor espesor. Para piezas tubulares es que la longitud de solape deberá ser una medida más que el diámetro del tubo, solo para tuberías de máximo 25.4 mm.
- **Holgura de la Unión.** El grado de la holgura tiene un gran impacto en lo que respecta a la resistencia de la unión. Cuando el gap es muy pequeño, puede ocasionar que el metal de aporte no se distribuya completamente, reduciéndose de esta manera la resistencia de la unión, y si el gap es demasiado amplio se inhibe la capilaridad, lo que tampoco favorecerá el llenado de la unión. Por lo cual es importante mantener una holgura adecuada y completamente uniforme.

En la (Tabla 2.20) se muestran el tamaño de holguras óptimas para la configuración de uniones.

Tabla 2.20 Holguras óptimas para la configuración de uniones [9].

Materiales	Holguras
755	0.05-0.15 mm
473	0.75-0.2 Mm

2.4.8.2 Propiedades comunes.

- Resistencia al cizallamiento: resistencia a la deformación angular, calculada como el desplazamiento lateral de dos planos adyacentes divididos por la distancia entre ellos.
- Resistencia a la tracción a tope: resistencia a una fuerza aplicada perpendicular a un plano dado sin ruptura.
- Ruptura de tensión: una fractura causada como resultado de una tensión física repetida.
- Dureza: la capacidad de un material para resistir el rascado, abrasión, indentación o mecanización, según se mide por un método o estándar específicamente elegido.
- Resistencia a la corrosión: la capacidad de un material para resistir el ataque resultante de la acción ambiental, química o galvánica.
- Resistencia a la oxidación: la capacidad de un material, particularmente un metal, para resistir la reacción con el oxígeno, que puede causar una pérdida de integridad estructural resultante de la formación de compuestos de óxido indeseables.
- Microestructura: la composición y la estructura microscópica de un material, según se estudia utilizando métodos metalográficos.
- Configuración de la junta: el diseño y la forma de la junta elegida para unir miembros que cumplan o exceden los requisitos estructurales en servicio. Los tipos de configuraciones de las juntas incluyen vuelta, culata, te, tubería, tubo a través de la placa y bufanda [12].

2.4.8.3 Cálculo de la longitud de la vuelta para las juntas planas

Fórmula

Ecuación 1)
$$X = \left(\frac{Y-T-W}{L} \right)$$

Dónde:

X = Longitud del área de vuelta.

Y = Factor de seguridad deseado.

T = Resistencia a la tracción del miembro más débil.

W = Espesor del miembro más débil.

L = Resistencia a la cizalladura del metal de aportación.

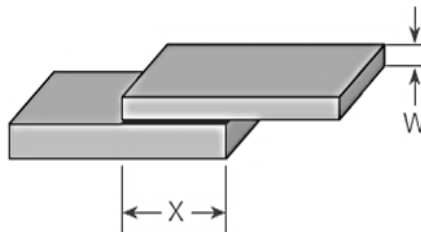


Figura 2.51 Diseño para calcular la longitud de la vuelta de la unión soldada [12].

Configuración de unión		
Tipos de unión	Partes planas	Partes tubulares
Unión a tope		
Junta de traslape		
Unión a tope de traslape		
Scarf joint		
Tee joint		

Figura 2. 52 Configuración de unión [12].

2.4.8.4 Acción de capilaridad de la soldadura.

La fuerza por la cual un líquido, en este caso el metal de aporte de soldadura, en contacto con un sólido se distribuye entre superficies adyacentes que se ajustan estrechamente. La capacidad del metal de aporte, en un estado líquido, para extraer su masa a lo largo de las superficies de contacto sólidas entre dos componentes permite la soldadura fuerte de las juntas ciegas (Figura 2. 53).

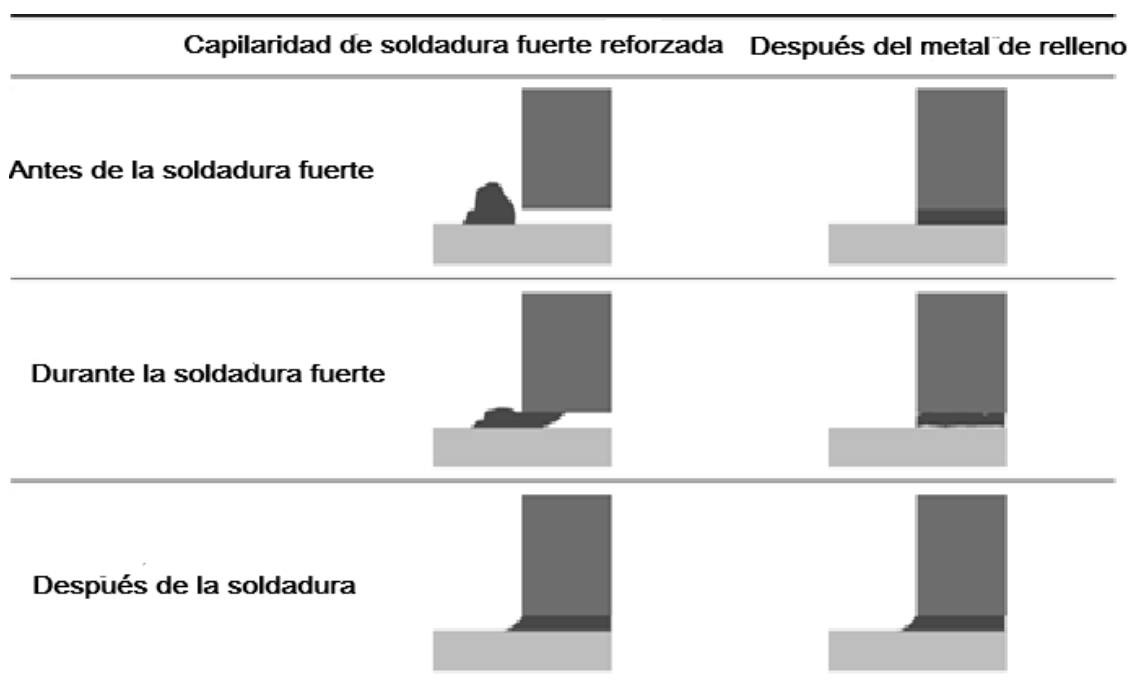


Figura 2. 53 Capilaridad de las uniones soldadas [11].

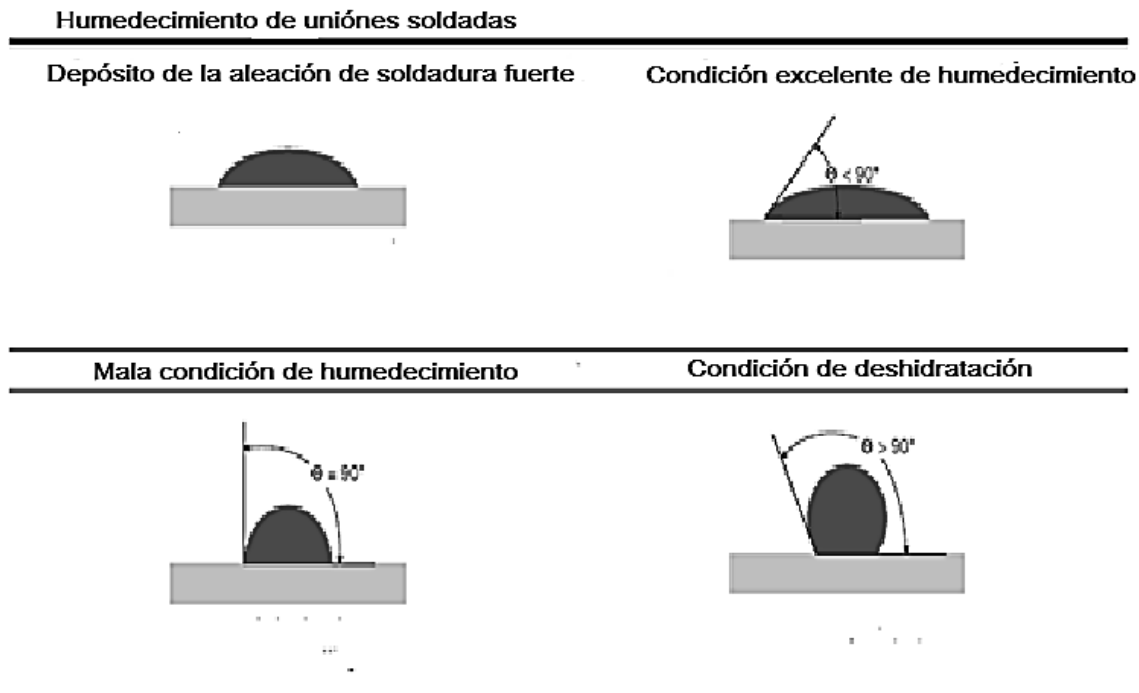


Figura 2. 54 Condiciones de humedecimiento en uniones soldadas [11].

2.4.9 Elección del material de aporte.

Los metales de aporte son aleaciones en las cuales su punto de fusión se encuentra en un rango de temperaturas en comparación con las eutécticas que tienen un punto de fusión específico. La aleación en el estado entre solidus y liquidus toma una forma pastosa, debido a que una fracción es sólida y la otra líquida, esto es hasta que el material alcanza el estado líquido completamente. Se piensa que el metal de aporte se debe tener en el liquidus para originar de esa manera la fusión del metal, pero lo más recomendable es llevar la temperatura entre 10 y 40°C por encima de la temperatura de fusión para así garantizar la fusión completa del metal de aporte.

De acuerdo al código AWS A5.8/A5.8M:2004 An American National Standard. Especificación de metales de aporte para Brazing (Soldadura fuerte) y Soldering (Soldadura blanda) se determinó que para el proyecto presente de Aleaciones Al-Li el mejor metal de aporte es el siguiente (Tabla 2.21) [13].

Tabla 2.21 Designación de metal de aporte para la aleación Al-Li 8090 [13].

AWS Clasificación	UNS números	Ag	Li	Otros elementos	T°C Solidus	T °C Líquidus	Rango Brazing
BAg-8 ^a	P07723	71.0-73.0	0.25-0.50	0.15	769	769	766-871

Las consideraciones que deben tomar en cuenta para la elección de un material de aporte son las siguientes:

- Material base: en este punto de debe considerar las temperaturas de fusión del material base, las probabilidades de que se produzca corrosión o fases que disminuyan las propiedades mecánicas.
- Tipo de soldadura: esto afecta principalmente el tipo se metal de aporte.
- La composición: esto afecta principalmente las propiedades y el comportamiento del metal de aporte durante el proceso.

La (Tabla 2.22) muestra la composición química y rangos de fusión de algunos metales de aporte [12].

Tabla 2.22 Características de los metales de aporte [9].

Material	Rango de fusión	Ag	Cu	Zn	Sn
755	630-660°C	55	21	22	2
473	680-800°C	24	43	33	

2.4.10 Formas disponibles de metales de aportación.

Los productos Brazing se pueden adquirir en una variedad de formas, cuando están disponibles, los clientes pueden elegir la forma más conveniente y eficiente para sus necesidades particulares de producción.

El polvo de soldadura es producido por un proceso que genera depósitos limpios, densos, esféricos y partículas secas. Cada partícula contiene cantidades precisas de todos los elementos de una aleación particular y los polvos son uniformes y homogéneos.

La pasta de soldadura se compone de uno o más polvos de aleación de soldadura fuerte y un aglutinante neutro, libre de flujo. El contenido de aglutinante oscila entre 10 y 14 por ciento en peso, lo que da como resultado una pasta de soldadura fuerte, fácilmente extruida. Los aglutinantes pueden ser a base de agua u orgánicos, produciendo pastas que son de secado lento o de secado rápido. Las jeringas, los cartuchos y los paquetes a granel están disponibles.

La cinta de soldadura se fabrica fundiendo una capa uniforme de aleación de soldadura fuerte y un aglutinante enrollado en rollos para facilitar el manejo. Las cintas se fabrican a pedido con un grosor y una anchura especificados adecuados para que el componente sea soldado. El adhesivo se puede aplicar a uno o ambos lados de la cinta.

Las preformas de soldadura son formas personalizadas cortadas a partir de cintas de soldadura fuerte que son fáciles de aplicar para la soldadura fuerte. El soporte adhesivo mantendrá las preformas en su lugar durante el montaje y soldadura fuerte de componentes.

La lámina de soldadura es un material flexible que no contiene aglutinantes ni fundentes y puede ser tan gruesa como 0,06 mm (0,0025 pulgadas). La lámina se puede cortar en formas y la resistencia ha sido pegada (soldada por puntos) antes de ensamblar o soldar los componentes. Se pueden utilizar varias hojas de papel aluminio para mayor espesor.

La varilla de soldadura y el alambre están libres de aglutinante y se usan comúnmente en aplicaciones de soldadura por bronce o inducción. Los materiales de varilla y alambre están típicamente disponibles en diámetros de 0,8 a 9,5 mm (0,3125 a 0,375 pulgadas). Las formas curadas de estos productos también pueden contener materiales de flujo.

A continuación se muestran algunos metales de aporte y sus aplicaciones (Tabla 2.23).

Tabla 2.23 Metales de aporte y sus aplicaciones [13].

Metal de aporte	Metal base										
	Al y sus aleaciones	Aceros al carbono	Acero fundido	Cerámicos	Cobalto y sus aleaciones	Cu y sus aleaciones	Mg y sus aleaciones	Ni y sus aleaciones	Acero inoxidable	Ti y sus aleaciones	Acero herramienta
Base Al											
Base Co											
Base Cu											
Base Cu-Zn											
Base acero											
Base Au											
Base Mg											
Base Ni											
Base Ag											
Base Ti											

2.4.11 Limpieza del material base.

Es de suma importancia realizar una limpieza previa al material base, ya que para que se lleve a cabo la acción capilar correctamente, solo ocurrirá si las superficies se encuentran libres de grasas, óxidos u otro tipo de suciedad.

Si estos tipos de contaminantes se encuentran presentes, será una barrera para que exista una buena mojabilidad en las superficies, ya que esto repelará el fundente dando lugar a la formación de óxidos y porosidad.

La limpieza del material se realiza mediante procesos mecánicos o químicos. Entre los mecánicos se encuentran el chorreado, y son los procesos más recomendados debido a que dejan la superficie rugosa y en consecuencia

se logra una excelente unión. En cuanto a los procesos químicos se utilizan disolventes o algún agente desengrasante [9].

2.4.12 Selección y aplicación del fundente

¡No es menos importante la selección del fundente, así como la selección del metal de aporte. Al utilizar un fundente no apto para la técnica, llega a tener un efecto negativo en la calidad de la unión. La función más importante del fundente es que evita la formación de óxidos, absorbiéndolos durante el proceso. El fundente debe cumplir con las siguientes características y funciones:

- Al momento de fundir, se debe de mantener activo por debajo del punto de fusión del metal de aporte.
- Fundir y llegar a estar activo por debajo del punto de fusión del material de aporte. Deben ser de preferencia fundentes base fluoruro.
- Tener la capacidad de disolver y eliminar los óxidos de la superficie del metal base.
- Debe tener una duración para mantenerse activo ya en estado fundido durante el proceso [12].

Cuando los fundentes alcanzan un punto donde ocurre una saturación, no cuentan con la capacidad de disolver los óxidos. Los residuos formados toman una forma y apariencia cristalina y ennegrecida. En consecuencia las superficies quedaran oxidadas y su limpieza posterior será más difícil. En estas circunstancias es recomendable utilizar un fundente con mayor rango de temperaturas o aplica una cantidad mayor de fundente. Hay que considerar utilizar un buen periodo corto de calentamiento [9].

2.4.13 Ciclo típico de calentamiento y enfriamiento para soldadura de hornos.

Se considera un ciclo térmico para el proceso Brazing en el cual es antes, durante y después de la soldadura en horno como se muestra en la (Figura 2.55).

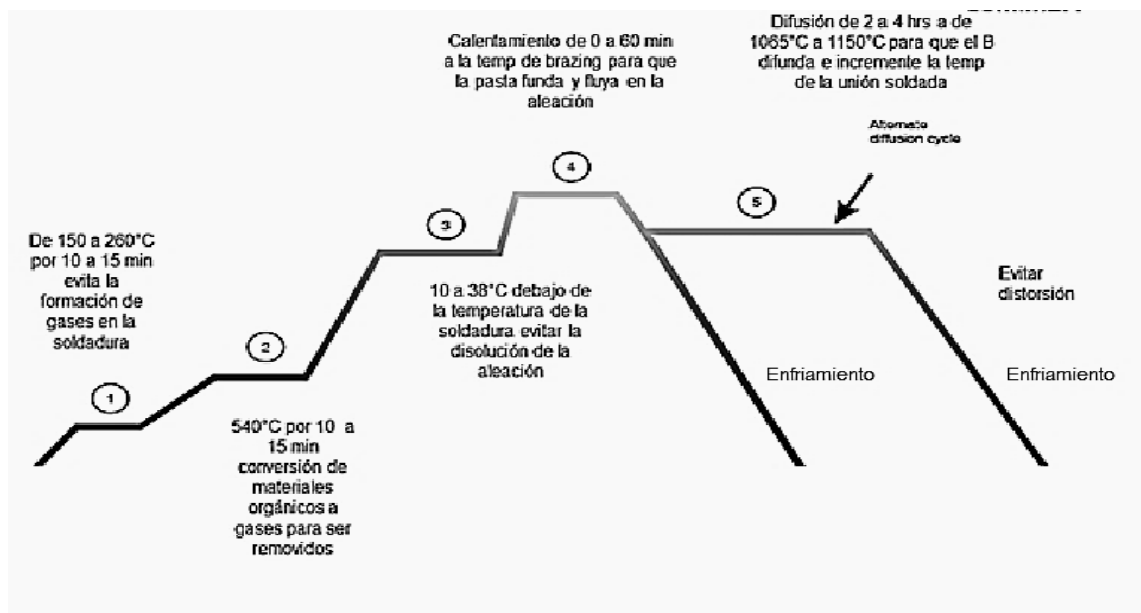


Figura 2.55 Ciclo térmico de Brazing en horno [11].

1. A 150 a 260 ° C (300 a 500 ° F) durante 10 a 15 minutos. Esto permite que los disolventes o el agua en la pasta o el vehículo aglutinante salgan del depósito de aleación de soldadura fuerte. Ayuda a evitar erupciones (agujeros) en el depósito soldado y restaura la calidad de la atmósfera que puede degradarse de los gases
2. Aproximadamente 540 ° C (1000 ° F) durante 10 a 15 minutos. Esto permite que los compuestos orgánicos (no líquidos) en el vehículo de soldadura fuerte tengan tiempo suficiente para volverse gaseosos y para ser eliminados a través del sistema de bombeo. Permite tiempo para que la calidad de la atmósfera del horno regrese.
3. A 10 a 38 ° C (50 a 100 ° F) por debajo de la temperatura de soldadura de la aleación de soldadura fuerte. Mantenimiento de la estabilización durante un mínimo de diez minutos o hasta que los termopares de la parte hayan alcanzado el nivel Delta T Rampa por encima del rango, caliente lo más rápido posible (sin distorsión parcial o compromiso de propiedades metalúrgicas) a la temperatura de soldadura para evitar la liquidación de la aleación.

4. Por lo general, un tiempo de espera de 0 a 60 minutos a la temperatura de soldadura brinda un tiempo suficiente para que la aleación se derrita y fluya hacia la junta.

Rampa debajo del rango: Reduce lentamente la temperatura para permitir que la aleación líquida se solidifique en su lugar. Comience a templar por debajo de la temperatura de solidus de la aleación de soldadura fuerte.

5. Una retención de difusión de dos a cuatro horas entre 1065 y 1150 ° C (1950 a 2100 ° F) permitirá que el boro se difunda y aumente la temperatura de fusión de la aleación de soldadura.

Rampa de enfriamiento: Use una velocidad que controle la distorsión, cumpla con las propiedades metalúrgicas y las necesidades de producción requeridas.

2.4.14 Curvas de presión de vapor para soldadura al vacío.

A presión reducida, se reduce el punto de ebullición de los metales. Para combinaciones de temperaturas y presiones a la izquierda de la curva, el metal es un líquido o un sólido. A la derecha de la curva es un vapor, como se muestra en la (

Figura 2.56).

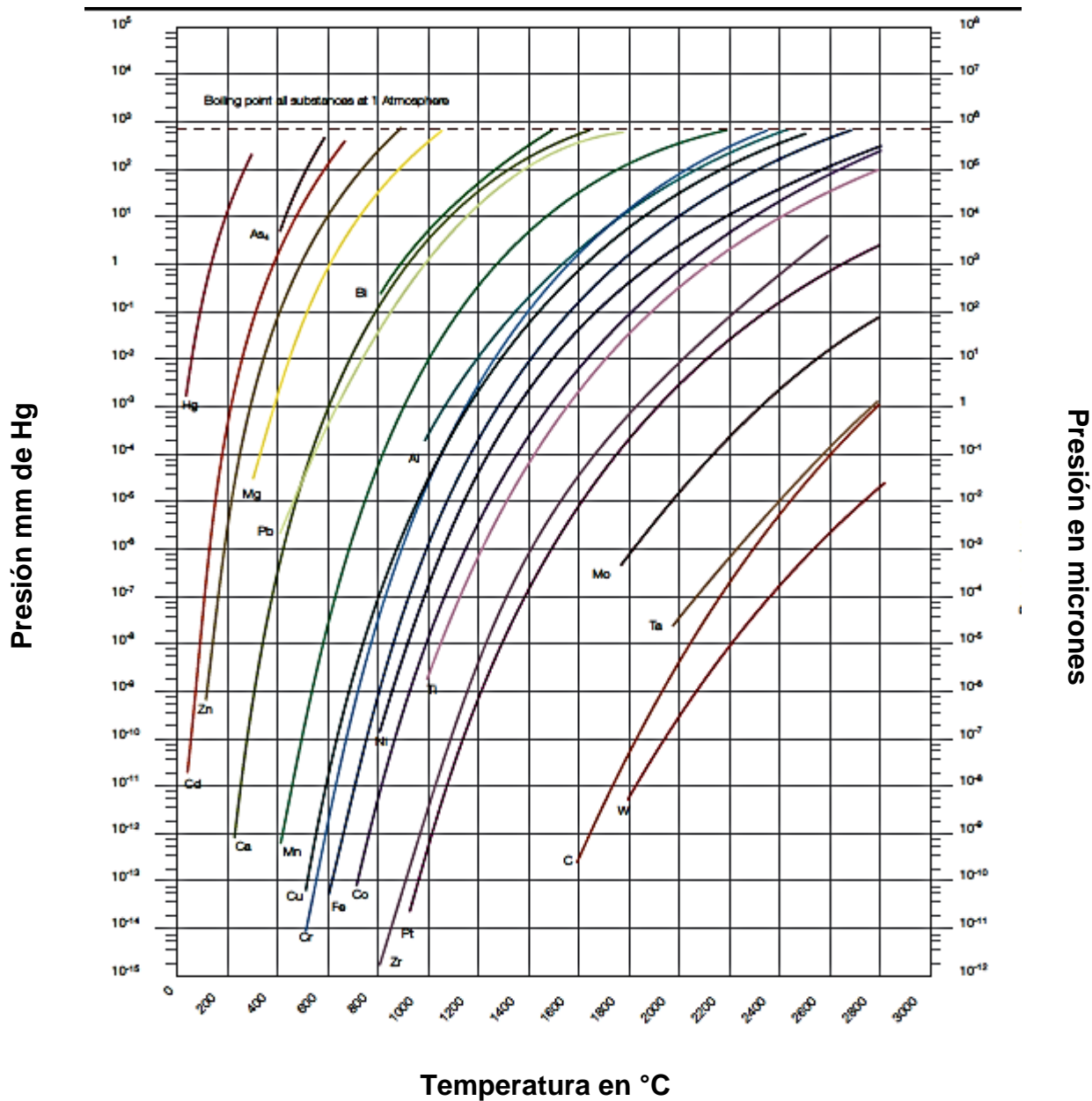


Figura 2.56 Curvas de Presión de Brazing al Vacío [14].

2.4.15 Morfología de unión de soldadura

En este apartado se encuentra los diferentes tipos de morfología que se presentan durante el proceso Brazing, como se muestra en la (Figura 2.57) [14].

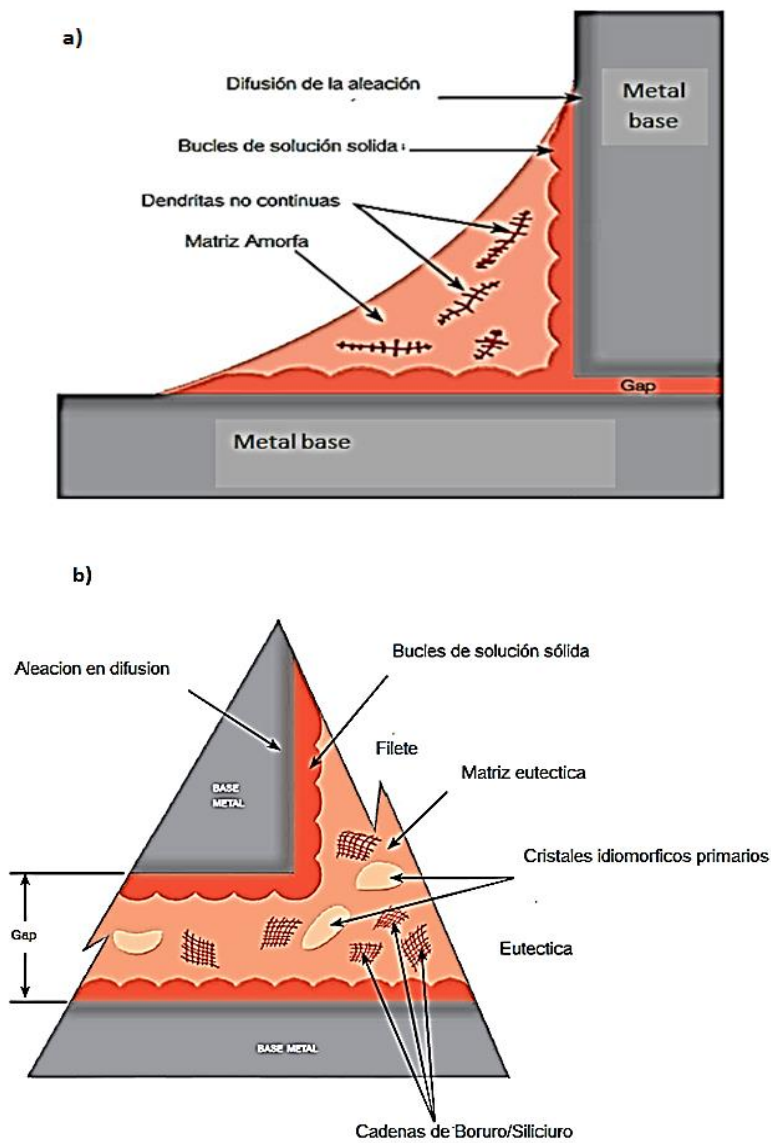


Figura 2.57 Morfologías presentes en el proceso Brazing [11].

CAPÍTULO 3 DISCUSIÓN Y ANÁLISIS DE BIBLIOGRAFÍA

Las aleaciones de Al-Li debido a que son de baja densidad y alta resistencia, son requeridas para manufacturar componentes mediante procesos de unión en la industria aeroespacial. Un punto muy importante que se debe de tomar en cuenta es la soldabilidad de la aleación, que entre mayor entrada de calor se aplique en el proceso, mayor número de defectos o discontinuidades se presentaran. No todos los procesos de soldadura están diseñados para soldar estas aleaciones Al-Li, sin embargo con la ayuda de algunos procesos de tratamientos térmicos post-soldadura se mejoran las propiedades mecánicas microestructurales de las aleaciones.

En el año 2002 [42] I. G. Solórzano y colaboradores se basaron en un estudio del efecto de la soldadura por fusión TIG y del tratamiento T6 post soldadura sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de una placa de aleación 2091-T851 Al-Li-Cu-Mg-Zr, en la cual observó que se detectaron considerables cambios en las propiedades mecánicas y presentaron

reducciones en el límite de elasticidad, resistencia a la tracción final, ductilidad a la tracción y resistencia a la fatiga. Esta degradación de propiedades se consideró debido al predominio del modo de fractura intergranular a través del metal de soldadura para carga tanto estática como cíclica, y se atribuye a la presencia de grandes precipitados alargados de grano R, los cuales se formaron durante la solidificación de esa parte de la unión. En la matriz de metal de soldadura se encontraron partículas de segunda fase que son más pequeñas tanto en tamaño como en proporción que las encontradas en la aleación base 2091-T8. Esto se atribuyó a la retención de una cantidad considerable de átomos de Li, Cu y Mg por la fase R, limitando así la formación de fases tales como δ' , S y T_2 durante el ciclo de enfriamiento de la soldadura. Sin embargo, el tratamiento T6 post-soldadura tuvo el efecto de promover la disolución de la fase R fragilizante y esto favoreció la precipitación de δ' y S en la matriz de metal de soldadura. Se comprobó que las propiedades mecánicas incrementaron considerablemente mejorando la resistencia a la tracción final, la ductilidad a la tracción y la resistencia a la fatiga.

En el año del 2014 [40] Banglong Fu y colaboradores experimentaron por primera vez con el proceso de soldadura por rayo láser en la aleación recién desarrollada Al-Li 2A97, por lo cual sostuvo que este proceso de soldadura es factible en aplicaciones industriales y se pueden obtener uniones de sonido sin fisuras y algunas pequeñas porosidades aleatorias bajo entradas de calor apropiadas. Sostuvo también que las uniones soldadas con láser pueden dividirse en zonas afectadas por el calor, parcialmente fundidas, no equiaxiales y dendríticas. Las zonas parcialmente fundidas mostraron algunos rastros de licuación. La formación de la zona equiaxiada está relacionada con la nucleación heterogénea que implica el efecto del contenido de Zr y Li. Y la variación de las morfologías cristalinas del cristal columnar a la dendrita equiaxial en la zona de fusión está relacionada con la cantidad de superenfriamiento constitucional. La resistencia a la tracción final de las uniones soldadas con láser es del 83.4% de la del metal base, y puede satisfacer los

requerimientos de industrias relacionadas, pero la ductilidad aún necesita ser mejorada. Esto ocurre debido a los sólidos endurecidos por precipitación que conducen a la degradación de las propiedades mecánicas.

En el año de 2016, [41] Ho-Sung Lee y colaboradores probaron la factibilidad de unos especímenes AA2195 unidos a tope por la soldadura por fricción. Se demostró que la temperatura en el lado de avance es mayor que el lado de retroceso que soporta los resultados del perfil de micro dureza en la zona de nugget. Para AA2195-T10, la zona de soldadura puede exhibir mayor micro dureza que el material base debido a la recristalización del grano y el perfil de dureza dentro del nugget depende de la velocidad de enfriamiento. Para AA2195-T8, la baja dureza alrededor de la zona del nugget está relacionada con la disolución y el engrosamiento de los precipitados en HAZ en el lado de avance y/o en el lado de retirada. Demostró también que el efecto del óxido superficial sobre la resistencia a la tracción de la unión se investigó comparando con el espécimen sin óxido superficial en el cual se muestra que el efecto de la eliminación del óxido es eficaz en condiciones de velocidad de giro relativamente bajas de 300 y 400 rpm, mientras que tiene poca influencia en los especímenes que se soldaron a una mayor velocidad de rotación en este estudio. Dado que el proceso de soldadura por fricción es a la vez una deformación y un proceso térmico, se midió la distribución de temperatura durante el proceso. La microestructura y propiedades mecánicas de la unión soldada fueron investigadas para diferentes condiciones de soldadura por fricción. Es un proceso adecuado para las aleaciones Al-Li siempre y cuando se efectuó dentro de los parámetros óptimos.

El 7 de Septiembre del 2016 [17] Jun Lei Qi, [17] Ze Yu Wang, [17] Jing Huang Lin, [17] Tian Qi Zhang, [17] Ao Tian Zhang, [17] Jian Cao, [17] Li Xia Zhang, [17] Ji Cai Feng* colaboraron en la experimentación en la cual se preparó un nuevo tipo de intercapa de G-Cu mediante CVD para que haga contacto y reacción con la aleación de Aluminio 6061 en un proceso brazing. En

comparación con la capa intermedia de Cu pura, se demostró que la intercapa G-Cu tenía un mejor rendimiento de soldadura fuerte para la aleación de aluminio 6061. El grafeno jugó un papel clave de retrasar eficazmente la difusión de los elementos y consecuentemente obstaculizó la intensa reacción eutéctica Al-Cu. La resistencia al cizallamiento promedio de la unión soldada por la capa intermedia de G-Cu alcanzó 74 MPa.

En este análisis de bibliografía y artículos científicos se puede establecer que para las aleaciones de Al-Li el método de soldadura por fricción es el más factible, debido a que no hay una entrada alta de calor, sin embargo en el caso del proceso TIG ocurre precipitación de fases o granos indeseables pero los cuales se pueden disolver con tratamientos térmicos post-soldadura.

Como se puede observar el proceso Brazing no se ha implementado en las aleaciones Al-Li, sin embargo con la experiencia de otros procesos se puede percatar que cumpliendo los parámetros óptimos, como temperatura, velocidad de enfriamiento, limpieza, atmosfera protectora se podrá experimentar con el proceso Brazing, siempre y cuando se obtenga un conocimiento conciso y relativo de todas las fases que se pueden hacer presentes durante el proceso, conocer cuales fases son deseables y cuales no requerimos en la microestructura.

CAPÍTULO 4 CONCLUSIONES

De acuerdo a la recopilación y análisis del marco teórico y estado del arte, se concluye que es factible el proceso de soldadura de arco de Tungsteno con protección de gas GTAW y el proceso de soldadura por fricción FSAW en las aleaciones Al-Li. El proceso de laser aun no es factible completamente ya que se debe trabajar en la mejora de la ductilidad.

El proceso Brazing como ya se mencionó en capítulos anteriores, nunca se ha implementado en las aleaciones Al-Li. Nuestra aleación de interés es la 8090 debido a su mayor aplicación en la fabricación de componentes aeroespaciales.

Existen algunas fases que son deseables en las uniones y otras que perjudican las propiedades mecánicas del material, sin embargo hay tratamientos térmicos post-soldadura, los cuales disuelven o precipitan otras fases para mejorar las propiedades mecánicas.

Con la información recopilada se puede concluir que utilizando los parámetros óptimos y conociendo todas las características de las aleaciones Al-Li 8090 se podrá experimentar el proceso Brazing en estas aleaciones.

Es de suma importancia conocer también los cuidados necesarios para llevar a cabo el proceso y proceder con un proceso de unión relativamente con excelente calidad. Evitando las distorsiones, falta de mojabilidad, medida de GAB adecuado, metal de aporte con una composición química similar al material base, fundente adecuado atmósfera protectora. Todo esto ya mencionado en el capítulo 2, pero se debe tomar en cuenta para un trabajo futuro.

El proceso Brazing tendrá muchas ventajas ya que es un proceso económico, versátil y evita una entrada de calor alta previniendo así afectaciones en el material, ya que como se sabe el Litio es un elemento altamente reactivo y explosivo, mezclado con el Cobre producirá efectos en la soldadura no deseables e incidentes en el proceso.

CAPÍTULO 5 TRABAJO FUTURO

En acuerdo que el presente trabajo es una monografía y no se realizó caso de estudio para factibilizar el proceso Brazing en las aleaciones Al-Li, se recomienda que en un futuro se realice la experimentación con una aleación 8090 y con horno de vacío, tomando en cuenta los siguientes pasos:

- Obtener por medio de un proceso de fundición la aleación 8090 de acuerdo a su composición química.
- Realizar un análisis DTA para determinar su punto de fusión.
- De acuerdo al código A 5.8 el metal de aporte más apropiado para realizar el proceso brazing para la aleación 8090 según su composición es el siguiente:
- Seleccionar una atmosfera protectora adecuada para el proceso, de preferencia Nitrógeno.
- Elección del fundente adecuado.

- Limpiar adecuadamente la superficie del material para la remoción de óxidos, grasas u otros contaminantes en el metal base antes del proceso.
- Analizar fases presentes a distintas temperaturas durante y después del proceso de soldadura.
- En caso de presentar fases quebradizas o perjudiciales para el material, definir y realizar un tratamiento post- soldadura.
- Elaborar procedimientos de inspección BPS y BPQR bajo el código AWS B2.2.

Todos estos pasos son necesarios para llevar a cabo una soldadura con el mejor control de calidad posible, implementado códigos, inspección, evaluación y calificación.

Índice de tablas

TABLA 1.1 DESIGNACIÓN DE ALEACIONES DE ALUMINIO [2].	3
TABLA 1.2 LAS TRES GENERACIONES DE ALEACIONES AL-LI: COMPOSICIONES Y DESARROLLADORES [6].	6
TABLA 2.1 ALEACIONES PARA FORJA [1].	12
TABLA 2.2 ALEACIONES PARA FUNDICIÓN [1].	12
TABLA 2.3 ATRIBUTOS PRINCIPALES DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO [18].	13
TABLA 2.4 DESIGNACIONES DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS [2].	16
TABLA 2.5 EFECTO DE LOS MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES [2].	16
TABLA 2.6 GRANDES PRODUCTORES DE ALEACIONES ALUMINIO LITIO [1].	17
TABLA 2.7 COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LA ALEACIÓN 2091 [42].	30
TABLA 2.8 COMPOSICIÓN QUÍMICA NOMINAL DE LA ALEACIÓN 2A97 [40].	31
TABLA 2.9 PARÁMETROS DE RED, LA COMPOSICIÓN Y LA DENSIDAD DE FASES EN EL SISTEMA AL-CU-LI [6].	34
TABLA 2.10 PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA ALEACIÓN AL-LI SIN TRATAMIENTO TÉRMICO [23].	42
TABLA 2.11 PROPIEDADES DE TRACCIÓN, ALEACIÓN 8090 [6].	43
TABLA 2.12 VALOR DE LA ALEACIÓN BASE (T8), AW Y WT (LAS TENSIONES SON EN MPA) [42].	45
TABLA 2.13 ALEACIONES AL-CU-LI (IN, BE) [6].	50
TABLA 2.14 EFECTO DE LOS PRECIPITADOS EN DIFERENTES ALEACIONES AL-LI RESPECTO A LA RESISTENCIA DE CORROSIÓN BAJO TENSIÓN (CBT) [30].	56
TABLA 2.15 MICROALEANTES UTILIZADOS EN LAS ALEACIONES MODERNAS BASE AL-CU-LI [30].	56
TABLA 2.16 . LÍMITES DE COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LA ALEACIÓN 8090 [39].	72
TABLA 2.17 PROPIEDADES DE TRACCIÓN Y RESISTENCIA A LA FRACTURA [39].	73
TABLA 2.18 PROPIEDADES CRIOGENICAS DE TRACCION Y TENACIDAD DE 8090 T3 [39].	74
TABLA 2.19 RANGOS DE EXFOLIACIÓN Y LÍMITES DE SCC [39].	75
TABLA 2.20 HOLGURAS ÓPTIMAS PARA LA CONFIGURACIÓN DE UNIONES [9].	84
TABLA 2.21 DESIGNACIÓN DE METAL DE APORTE PARA LA ALEACIÓN AL-LI 8090 [13].	88
TABLA 2.22 CARACTERÍSTICAS DE LOS METALES DE APORTE [9].	88
TABLA 2.23 METALES DE APORTE Y SUS APLICACIONES [13].	90

Índice de figuras

FIGURA 1.1 AVIÓN MILITAR RA-SCA [6].	4
FIGURA 2.1 USO DE ALEACIONES AL-LI EN UN AVIÓN COMERCIAL [1].	18
FIGURA 2.2 USO DE ALEACIONES AL-LI FORMADO SÚPER PLÁSTICO (SPF) EN UN AVIÓN DE COMBATE [1].	19
FIGURA 2.3 TANQUE DE UN TRANSBORDADOR ESPACIAL DE AL-LI [6].	20
FIGURA 2.4 ESQUEMA REPRESENTATIVO DEL VACIADO POR ENFRIAMIENTO DIRECTO (DIRECT CHILL CASTING) O (DC CASTING) [6].	21
FIGURA 2.5 ESQUEMA ILUSTRATIVO DE LA SOLIDIFICACIÓN RÁPIDA DE UNA ALEACIÓN AL-LI [6].	21
FIGURA 2. 6 EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES SOBRE EL MÓDULO DE YOUNG EN EL ALUMINIO [6].	22
FIGURA 2.7 DIAGRAMA DE FASES BINARIO AL-LI [6].	23
FIGURA 2.8 PORCIÓN RICA DE ALUMINIO DEL DIAGRAMA AL-LI, Δ ES UNA FASE DE NO EQUILIBRIO [6].	24
FIGURA 2.9 CRECIMIENTO DE LAS (ZLPs) CON EL TIEMPO DE ENVEJECIDO A VARIAS TEMPERATURAS EN UNA ALEACIÓN CON 3% LI [6].	26
FIGURA 2.10 METALOGRAFÍAS DE (A) VISTA LONGITUDINAL, (B) DE AA2195-T0, Y (C) LONGITUDINAL, (D) VISTA EN SECCIÓN TRANSVERSAL DE AA2195-T8 [41].	27
FIGURA 2. 11 RESULTADO DE LA VISTA EN SECCIÓN TRANSVERSAL MACROSCÓPICA DE LA REGIÓN SOLDADA DE (A) AA2195-T0 Y (B) AA2195-T8 CON UNA CONDICIÓN DE 600 RPM Y 300 MM / MIN [41].	28
FIGURA 2. 12 MICROGRAFÍA SEM QUE MUESTRA LA MORFOLOGÍA DEL GRANO, EN UN PLANO NORMAL A LA DIRECCIÓN DE LAMINACIÓN, DE LA PLACA DE 2,5 MM DE ESPESOR DE LA ALEACIÓN AL 2091-T8 (REACTIVO KELLER). OBSÉRVESE LA PRESENCIA DE INCLUSIONES REDONDEADAS EN MASA [42].	30
FIGURA 2. 13 CARACTERÍSTICAS MICROESTRUCTURALES DEL METAL DE SOLDADURA EN UNA JUNTA AW [42].	30
FIGURA 2.14 DIMENSIONES DEL MATERIAL DE LA ALEACIÓN AL-LI 2A97 [40].	31
FIGURA 2.15 MODELO XRD DE ALEACIÓN 2A97AL-LI ENVEJECIDO NATURALMENTE [40].	32
FIGURA 2.16 MICROESTRUCTURA SEM DE LA ALEACIÓN AL-LI 2A97 SOLDADA CON LÁSER (A) PMZ, (B) EQZ, (C) CRISTAL COLUMNAR EN FZ, (D) DENDRITA COLUMNAR EN FZ, (E) DENDRITA EQUIAXADA EN FZ Y (F) POROSIDAD TÍPICA EN FZ [40].	32
FIGURA 2. 17 ANÁLISIS EDX DE PARTÍCULAS EN FZ DE LA JUNTA: (A) POSICIÓN DEL ANALISTA, (B) PARTÍCULAS GRANDES RICAS EN AL Y CU, Y (C) PARTÍCULAS PEQUEÑAS RICAS EN AL, ZR Y CU [40].	33

FIGURA 2.18 MICROESTRUCTURA SEM DE LA ALEACIÓN AL-LI 2A97 SOLDADA CON LÁSER (A) PMZ, (B) EQZ, (C) CRISTAL COLUMNAR EN FZ, (D) DENDRITA COLUMNAR EN FZ, (E) DENDRITA EQUIAXADA EN FZ Y (F) POROSIDAD TÍPICA EN FZ [40].	33
FIGURA 2.19 ANÁLISIS EDX DE PARTÍCULAS EN FZ DE LA JUNTA: (A) POSICIÓN DEL ANALISTA, (B) PARTÍCULAS GRANDES RICAS EN AL Y CU, Y (C) PARTÍCULAS PEQUEÑAS RICAS EN AL, ZR Y CU [40].	34
FIGURA 2.20 PROYECCIÓN DE LA SUPERFICIE DE LIQUIDUS DE LA PARTE RICA EN AL DEL SISTEMA AL-CU-LI [6].	36
FIGURA 2. 21 PRECIPITACIÓN DE LA FASE S Y DEFORMACIÓN HOMOGÉNEA DE LA ALEACIÓN AL - 2.3Li - 1.22Cu - 0.5. Mg - 0.12Zr QUE SE HA DEFORMADO Y DOBLEMENTE ENVEJECIDO DURANTE 1.5 H A 170° C Y 24 H A 190° C. ORIENTACIÓN <111>AL [6].	36
FIGURA 2.22 (IZQ.). IMAGEN TEM EN CAMPO BRILLANTE DE UNA ALEACIÓN 8090, ENVEJECIDA 20 HR A 463° K, QUE MUESTRA LA DISTRIBUCIÓN DE FASE S EN LOS SUBGRANOS Y DENTRO DE LOS GRANOS. (DER.). DISTRIBUCIÓN DE FASE S EN UNA ALEACIÓN 8090 ENVEJECIDA 20 HR A 463°K. IMAGEN TEM EN CAMPO OSCURO DEL PLANO (112) DE LA FASE S PARA LA REFLEXIÓN, DIRECCIÓN DEL HAZ [001] [6].	37
FIGURA 2.23 IMÁGENES TOMADAS CON UN DETECTOR DE ÁNGULO ELEVADO DE ELECTRONES RETRODISPERSADOS EN CAMPO OSCURO ANULAR (HAADF) [6].	39
FIGURA 2.24 VARIACIÓN DE LA DENSIDAD EN FUNCIÓN AL CONTENIDO DE LI AL IR INCREMENTANDO LA TEMPERATURA DE TRATAMIENTO EN LAS ALEACIONES AL-LI [6].	41
FIGURA 2.25 GRÁFICOS CARGA - DEFORMACIÓN DE ALEACIONES 8090 (A) SIN ENVEJECER (T3) Y (B) ENVEJECIMIENTO MÁXIMO (T - 6). EXCEPTUANDO LAS DIRECCIONES L Y LT DE LA ALEACIÓN ENVEJECIDA AL MÁXIMO, EN LAS OTRAS CONDICIONES LA ALEACIÓN EXHIBE CEDENCIA EN SIERRA Y DESLIZAMIENTO COPLANAR [6].	42
FIGURA 2.26 GEOMETRÍA Y DIMENSIONES (EN MM) DE LAS MUESTRAS DE FATIGA [42].	44
FIGURA 2.27 MICROGRAFÍA SEM QUE MUESTRA LA MICROESTRUCTURA DEL METAL DE SOLDADURA REVELADA EN UN PLANO NORMAL A LA COSTURA DE SOLDADURA DE UNA JUNTA WT (KELLER'S REAGENT ETCH). OBSÉRVESE LA AUSENCIA DE PRECIPITADOS R Y LA TENDENCIA DE LOS GRANOS METÁLICOS DE SOLDADURA A COALESCERSE [42].	45
FIGURA 2.28 DEPENDENCIA DE LA RESISTENCIA A LA FATIGA EN LA TENSIÓN APLICADA PARA LAS ALEACIONES 2091-T8, AW Y WT [42].	46
FIGURA 2. 29 DEFLEXIÓN DE LA GRIETA EN LOS LÍMITES DE GRANO EN UNA ALEACIÓN 8090 [25].	49
FIGURA 2.30 (A). VARIACIÓN DE LA DUREZA, (B) RESISTENCIA A LA TRACCIÓN Y ALARGAMIENTO CON EL TIEMPO DE ENVEJECIMIENTO DE LAS ALEACIONES A, B Y C A 160° C LA REGIÓN CURVA HACIA ARRIBA EN LA DUREZA Y LA RESISTENCIA DE LA ALEACIÓN C FUE MENOR QUE LA DE LA ALEACIÓN B, PROBABLEMENTE DEBIDO A LA BAJA DENSIDAD Y EL ENGROSAMIENTO DE Δ' Y Θ' A PESAR DE LA ELEVADA DENSIDAD DE LA FASE T1 [6].	50
FIGURA 2. 31 (A) JUNTAS DE ALEACIÓN AL-LI 2A97 SOLDADAS CON LÁSER, Y (B) CURVAS DE TENSIÓN-DEFORMACIÓN DE INGENIERÍA DE LAS JUNTAS OBTENIDAS BAJO PARÁMETROS TÍPICOS DE SOLDADURA [40].	51
FIGURA 2. 32 PERFIL DE DUREZA DE SOLDADURA Y 3 MESES DE ENVEJECIMIENTO NATURAL A LO LARGO DE LA SECCIÓN MEDIA [40].	51

FIGURA 2.33 RESULTADO DE LA MEDICIÓN DE MICRO-DUREZA EN LA ZONA DE PEPITA SOLDADA CON 600 RPM DE AA2195-T0 Y (B) AA2195-T8 [41].	52
FIGURA 2. 34 COMPARACIÓN DE LA RESISTENCIA A LA TRACCIÓN Y EL ALARGAMIENTO ENTRE (A) MUESTRA SOLDADA CON SIN TRATAMIENTO, Y (B) MUESTRAS SIN ÓXIDO EN DIFERENTES PARÁMETROS DE SOLDADURA DE AA2195-T8 (UNIDAD: MPA,%) [41].	53
FIGURA 2.35 VISTA LATERAL DE LA CORROSIÓN POR EXFOLIACIÓN [27].	55
FIGURA 2. 36 EFECTO DE LA TEMPERATURA Y DEL TIEMPO DE ENVEJECIMIENTO SOBRE LA RESISTENCIA DE CEDENCIA DE UNA ALEACIÓN AL-4%Cu [2].	59
FIGURA 2.37 (A) Y (B) CONDICIÓN DE SUBENVEJECIMIENTO; (C) Y (D) CONDICIÓN DE PICO DE ENVEJECIMIENTO; (E) Y (F) CONDICIÓN DE SOBRENVEJECIMIENTO [21].	60
FIGURA 2.38 PARTE RICA EN ALUMINIO DEL DIAGRAMA DE FASES AL-CU QUE MUESTRA LAS TRES ETAPAS EN EL TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIDO Y SUS MICROESTRUCTURAS [2].	61
FIGURA 2.39 (A) VISTA LATERAL DE LA MICROESTRUCTURA DE UNA ALEACIÓN AL-LI 1420 (B) CONTENIDO RELATIVO DE HIDROGENO SEGÚN LA PROFUNDIDAD DE LA LÁMINA [35].	63
FIGURA 2. 40 PIEZA SOLDADA CON EL PROCESO FSW DE UNA ALEACIÓN AL-CU-LI 2198 [37].	64
FIGURA 2. 41 PERFIL DE DUREZA A TRAVÉS DE SOLDADURA POR FRICCIÓN - AGITACIÓN EN UNA ALEACIÓN 2195 EN LAS CONDICIONES DE SOLDADURA Y ENVEJECIDO NATURAL DESPUÉS DE LA SOLDADURA. [38]	65
FIGURA 2.42 A) ALEACIÓN 2090 B); ALEACIÓN 8090; C) ALEACIÓN 2195. REPRESENTACIÓN MICROESTRUCTURAL DE ZONAS DE FUSIÓN POR SOLDADURA AUTÓGENA. [38]	65
FIGURA 2.43 AW: COMO FUE SOLDADO, AW*: COMO FUE SOLDADO/ REFORZAMIENTO ELIMINADO, AW/A: ENVEJECIDO POS SOLDADURA, AW/ST/A: TRATAMIENTO DE SOLUCIÓN Y ENVEJECIDO POS SOLDADURA [38].	66
FIGURA 2. 44 RESISTENCIA DE UNIÓN SOLDADA Y EFICIENCIA PARA LA ALEACIÓN 8090 USANDO VARIOS PROCESOS Y METALES DE APORTE. [38]	67
FIGURA 2.45 RESISTENCIA DE UNIÓN SOLDADA Y EFICIENTE PARA LA ALEACIÓN 2090 USANDO VARIOS PROCESOS Y METALES DE APORTE [38].	68
FIGURA 2. 46 (A) FOTOGRAFÍA DEL PROCESO FSW, (B) VISTA TRANSVERSAL TÍPICA DE LA MUESTRA FSW, (C) UBICACIÓN DE LA OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA, Y (D) DISPOSICIÓN DE LA UBICACIÓN DEL TERMOPAR PARA LA MEDICIÓN DE LA TEMPERATURA. [41]	70
FIGURA 2.47 METALOGRAFÍAS DE (A) VISTA LONGITUDINAL, (B) DE AA2195-T0, Y (C) LONGITUDINAL, (D) VISTA EN SECCIÓN TRANSVERSAL DE AA2195-T8 [41].	70
FIGURA 2. 48 RESULTADO DE LA MEDICIÓN DE LA TEMPERATURA EN DIFERENTES LUGARES DE LA FIGURA 1 (D), MEDIDA DURANTE LA SOLDADURA POR FRICCIÓN CON 600 RPM Y 300 MM / MIN [41].	71
FIGURA 2. 49 MICROESTRUCTURA DE LÁMINAS 8090: A) ESTRUCTURA DE GRANO RECRISTALIZADO. B) ESTRUCTURA DE GRANO SIN RECRISTALIZAR [39].	75
FIGURA 2. 50 PINTURA DEL MURAL DE UNA TUMBA EN TEBAS, EGIPTO, EN EL AÑO DE 1475 A.C. [10].	79

FIGURA 2.51 DISEÑO PARA CALCULAR LA LONGITUD DE LA VUELTA DE LA UNIÓN SOLDADA [12].	85
FIGURA 2. 52 CONFIGURACIÓN DE UNIÓN [12].	85
FIGURA 2. 53 CAPILARIDAD DE LAS UNIONES SOLDADAS [11].	86
FIGURA 2. 54 CONDICIONES DE HUMEDECIMIENTO EN UNIONES SOLDADAS [11].	87
FIGURA 2.55 CICLO TÉRMICO DE BRAZING EN HORNO [11].	92
FIGURA 2.56 CURVAS DE PRESIÓN DE BRAZING AL VACÍO [14].	94
FIGURA 2.57 MORFOLOGÍAS PRESENTES EN EL PROCESO BRAZING [11].	95

ILUSTRACIONES

ILUSTRACIÓN 1. CURVA DE ENFRIAMIENTO DE UN METAL PURO, ABDE IDEAL, ABCDE REAL [15].	114
ILUSTRACIÓN 2. CRISTAL EN CRECIMIENTO EN FORMA DE DENDRITA [15].	115
ILUSTRACIÓN 3. ENERGÍA DE ACTIVACIÓN PRESENTE EN RELACIÓN AL MOVIMIENTO DE LOS ÁTOMOS EN UN METAL. A) EN LA POSICIÓN 1 EN EL PLANO (111) SE ENCUENTRA LA DIFUSIÓN DEL ÁTOMO A DE COBRE EN UNA RED CRISTALINA DE COBRE A LA POSICIÓN 2, ESTO SE DARÁ SI SE DISPONE DE SUFICIENTE ENERGÍA DE ACTIVACIÓN COMO SE MUESTRA EN B) [16].	116
ILUSTRACIÓN 4. DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DE UNA SOLUCIÓN SOLIDA INTERSTICIAL [16].	116
ILUSTRACIÓN 5. DIFUSIÓN DE ÁTOMOS EN ESTADO ESTACIONARIO EN UN GRADIENTE DE CONCENTRACIÓN. COMO EJEMPLO SE TIENE EL HIDROGENO EN ESTADO GASEOSO DIFUNDIÉNDOSE A TRAVÉS DE UNA LÁMINA DE PALADIO [16].	117
ILUSTRACIÓN 6. ESTOS SON LOS PERFILES DE CONCENTRACIÓN DE UN ELEMENTO A, A DIFERENTES TIEMPOS A LO LARGO DEL SOLIDO EN DIRECCIÓN X. ANTES DE QUE COMIENZE LA DIFUSIÓN DEL SOLIDO YA TIENE UNA CONCENTRACIÓN ESTABLE DEL ELEMENTO A, Co [16].	119
ILUSTRACIÓN 7. DIAGRAMA BINARIO DE LA REACCIÓN INVARIANTE EUTÉCTICA [17].	120
ILUSTRACIÓN 8. PERFIL DE VARIACIÓN DE COMPOSICIÓN SOLIDO-LIQUIDO EN FUNCIÓN DE LA INTERCAPA DEL PROCESO BRAZING [17].	121
ILUSTRACIÓN 9. HOMOGENIZACIÓN DE LA REGIÓN LIQUIDA [17].	122
ILUSTRACIÓN 10. SOLIDIFICACIÓN ISOTÉRMICA [17].	123
ILUSTRACIÓN 11. SECUENCIA Y FORMACIÓN DE LA ZONA ISOTÉRMICA EN EL CORDÓN DE SOLDADURA [17].	124
ILUSTRACIÓN 12. EL DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DE LA PREPARACIÓN DE INTERCAPA G-CU [17].	126
ILUSTRACIÓN 13. A) ESPECTRO RAMAN DE GRAFENO. EL PICO PRINCIPAL ES ETIQUETADO. B) IMAGEN TEM Y ESTAS CORRESPONDEN A HRTEM IMAGEN DE GRAFENO. C) EL SAED PATRÓN DE GRAFENO [17].	127
ILUSTRACIÓN 14. SEM DE LAS UNIONES CON EL PROCESO BRAZING A) INTERCAPA CU PURO B) INTERCARA G-CU C) RESISTENCIA A LA CIZALLADURA DE LA UNIÓN [17].	127

ILUSTRACIÓN 15. DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DE LA MICROESTRUCTURA DE LA INTERFACE A) ESTRUCTURA DE MONTAJE B) DIFUSIÓN ATÓMICA C) FORMACIÓN DE LA INTERFACE [17].	129
---	-----

Índice de ecuaciones

ECUACIÓN 1) $X = (Y - T - WL)$	84
ECUACIÓN 2) $J = -D Dcdx$	117
ECUACIÓN 3) $dCxd t = ddx(DdCxdx)$	118
ECUACIÓN 4) $Cs - CxCs - Co = erf(x2Dt)$	118
ECUACIÓN 5) $Z = \gamma s\sqrt{4Dsts}$	123
ECUACIÓN 6) $\gamma s = COL - CL\alpha CL\alpha - CaL \times \exp - \gamma s^2 1 + erf(\gamma s) \times 1\sqrt{\pi}$	123
ECUACIÓN 7) $CaL = Ms(TMA - T)$	124
ECUACIÓN 8) $CL\alpha = ML (TMA - T)$	124
ECUACIÓN 9) $CL\alpha - CiCL\alpha - CaL = MsML - Ms - CiML - Ms * TMA - T$	124

BIBLIOGRAFÍA

- [1] V. 2 ASM International Handbook, "Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials," *ASM Met. Handb.*, vol. 2, p. 1300, 1990.
- [2] D. R. Askeland and P. P. Phulé, "Ciencia e ingeniería de los materiales," pp. 669–721, 2004.
- [3] M. L. y M. C. de T. S. F. y S. F. de I.-T. Ibon Serrano y Roberto Osés de IK4-Ideko; Begoña Canflanca, "Materiales metálicos de uso frecuente en aeronáutica: aleaciones ligeras Al-Li," *Artículo extraído del Inf. sobre el Procesado Mater. Metálicos en Aeronáutica Elabor. por el SICC Hegan*, 2012.
- [4] P. J., "Light Alloys, from traditional alloys to nanocrystals," in *Light Alloys, from traditional alloys to nanocrystals*, Elsevier, Ed. Burlington, MA, 2006, p. P. 153-154, 170-171.
- [5] E. a Starke, *Chapter 1 - Historical Development and Present Status of Aluminium-Lithium Alloys*. Elsevier Inc., 2013.
- [6] C.) Botero, Yesica(Universidad de Antioquia. Medellín, "Aleaciones Aluminio-Litio," *Rev. Colomb. Mater. No. 8*, pp. 79-97, no. 8, pp. 79–97, 2013.
- [7] T. H. E. Volume, C. Were, D. Leroy, T. A. Siewert, S. Liu, and G. R. Edwards, "ASM Handbook, Welding, Brazing and Soldering.," in *Volume 6*, ASM Intern., USA, 1993.
- [8] American Welding Society, "Jefferson Welding Encyclopedia," *Jefferson Welding Encyclopedia*. Miami, FL 33126 USA, 1997.
- [9] L. E. Disossidanti and P. E. R. Saldare, "Brazing, consejos para la soldadura ®," vol. 34, no. 93, 1996.
- [10] American Welding Society, *Aluminum Brazing Handbook*, Fifth Edit. Miami, FL 33126 USA, 2007.
- [11] S. Metco, "An Introduction to Brazing Fundamentals , Materials , Processing," no. 3, pp. 10–24, 2011.
- [12] A. American and N. Standard, "Standard for Brazing Procedure and Performance," 2004.
- [13] AWS A5.8M/A5.8:2011-AMD 1, *Specification For Brazing Filler Metals For Brazing And Braze Welding*, no. January. 1992.
- [14] R. L. Peaslee and R. L. Holdren, "Reviewers," no. D, pp. 21–66.
- [15] "Introducción a la Metalurgia física (Sydney Avner)." .
- [16] W. F. Smith, *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales*, Cuarta edi. México, D.F.: ISBN 970-10-5638-8 Traducido, 2006.

- [17] "Diffusion Brazing in the Nickel-Boron System," no. October, pp. 365–376, 1992.
- [18] C. F., "No Title," *Manuf. Technol. Aerosp. Struct. Mater.*, vol. Elsevier I, p. P. 153-154, 170-171, 2006.
- [19] S. I. y O. R. de I. Ideko, "Materiales metálicos de uso frecuente en aeronáutica: aleaciones ligeras Al-Li," *Artic. extraído del Inf. sobre el Procesado Mater. Metálicos en Aeronáutica*, 2012.
- [20] S. H. Davy, H. C. Oersted, P. Heroult, and C. M. Hall, "Introduction to the welding of aluminium 1.1," 1910.
- [21] F. D. E. C. Físicas, *Universidad complutense de madrid*. 2002.
- [22] American Society for Metals, "Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials," in *ASM Handbook, Volume 2*, USA:ASM International, 1990, pp. 171–667.
- [23] M. Properties, "Características microestructurales y propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio.," vol. 8, 1988.
- [24] A. A. G. and P. R. Prasad, N. E., "Mechanical behaviour of aluminium-lithium alloys," in *Sadhana, Vol. 28*, 2003, p. 209.
- [25] W. E. and G. H. N. Quist, "Aluminum Alloys- Contemporary Research and Applications," in *Treatise on Materials Science and Engineering, Vol. 31*, V. A. K. and R. H. Doherty, Ed. London, 2002, p. 223.
- [26] S. C. Gupta, R. K., Nayan, N., Nagasireesha, G., and Sharma, "Development and Characterization of Al-Li alloys," in *Materials Science and Engineering, Vol. A 420*, 2006, p. 228.
- [27] J. J. Thompson, "Exfoliation Corrosion Testing of Aluminum-Lithium Alloys," in *ASTM International*, 1992, p. 70.
- [28] K. Nisancioglu, "Corrosion of aluminium alloys," *Proc. 3rd Int. Conf. Alum. Alloy.*, vol. Vol. 3, no. Trondheim, Norway, p. 239, 1992.
- [29] R. et al Grilli, "Localised Corrosion of a 2219 Aluminum Alloy Exposed to a 3.5 a Solution," in *Corrosion Science, Vol. 52*, 2010, p. 2855.
- [30] H. Y. H. and P. A. S. Hollingsworth, E. H., "Aluminium alloys," in *Corrosion and Corrosion Protection Handbook*, Philip A. Schwitzer, Ed. 1983, p. 135.
- [31] O. C. et. Al Gamboni, "Effect of Salt-water Fog on Fatigue Crack Nucleation of Al and Al-Li Alloys," in *Materials Research, Vol. 17, No. 1*, 2014, p. 250.
- [32] V. V. Zakharov, "Aluminum Alloys: Some Problems of the Use of Aluminumlithium Alloys," in *Metal Science and Heat Treatment, Vol. 20*, 2003, p. 49.
- [33] V. V Zakharov, "Nonferrous Metals and Alloys: Thermal Stability of Al-Li Alloys," in *Metal Science and Heat Treatment, Vol. 41*, 1999, p. 39.
- [34] Noble, B., S. J. Harris, S. Katsikis, K. Dinsdale, "Low Temperature Thermal Stability of Quaternary Al-Li-Cu-Mg Alloys," in *Materials Science Forum, Vols. 519-521*, 2006, p. 209.
- [35] R. V. Ilyushenko, "Weldability of Commercial Aluminium-Lithium Alloys," in *Aluminum, Vol. 69*, 1993, p. 364.
- [36] P. and W. T. Vilaca, "Friction stir welding technology," in *Structural Connections for Lightweight Metallic Structures, Vol.8*, and P. de C. P. Moreira, L. da Silva, Ed. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2012, p. 85.

- [37] V. Calogero, "A Weldability Study of a Al – Cu – Li 2198 Alloy," in *Metallurgist*, Vol. 57, pp. 11–12.
- [38] A. Kostrivas and J. C. Lippold, "Weldability of Li-bearing aluminium alloys," *Int. Mater. Rev.*, vol. 44, no. 6, pp. 217–237, 1999.
- [39] A. P. P. Chandler Harry, Flint Veronica, Davidson Grace M, L.Boring Randall, . Powers Cheryl L, *Practices and Procedures for Nonferrous Alloys*, 276 (1996). 1996.
- [40] B. Fu, G. Qin, X. Meng, Y. Ji, Y. Zou, and Z. Lei, "Microstructure and mechanical properties of newly developed aluminum-lithium alloy 2A97 welded by fiber laser," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 617, no. 1, pp. 1–11, 2014.
- [41] H. S. Lee, J. H. Yoon, J. T. Yoo, and K. No, "Friction stir welding process of aluminum-lithium alloy 2195," *Procedia Eng.*, vol. 149, no. June, pp. 62–66, 2016.
- [42] I. G. Solórzano, F. A. Darwish, M. C. de Macedo, and S. O. de Menezes, "Effect of weld metal microstructure on the monotonic and cyclic mechanical behavior of tig welded 2091 Al-Li alloy joints," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 348, no. 1–2, pp. 251–261, 2003.

ANEXO I

Principios de Solidificación.

La solidificación o cristalización es el paso de líquido a sólido de una aleación y esto conlleva la formación de una o varias fases cristalinas. Este proceso ocurre en las siguientes etapas:

- Formación de núcleos
- Crecimiento del cristal

Los átomos en el estado líquido no tienen un orden definido, estos átomos no se mantienen formados, debido a que continuamente se rompen y se van formando otros nuevos. El tiempo de vida de estos átomos depende de la temperatura y tamaño de grupo o radio crítico. A una mayor temperatura, mayor energía cinética de los átomos y menor la vida del grupo. En comparación con los grupos grandes de átomos, los grupos pequeños son muy inestables, debido a que al perderse uno solo se puede destruir el grupo. Cuando el líquido se va enfriando el movimiento de átomos disminuye, incrementando la vida del grupo y dará lugar a un número mayor de grupos estables.

La velocidad con la que se mueven los átomos se encuentra directamente relacionada con la energía cinética y a una función de la temperatura. La distancia de los átomos está relacionada con la energía potencial. La energía potencial será mayor si se encuentren los átomos más separados.

Cuando un metal puro se encuentra en su punto de congelación en el que ambos estados líquido y sólido, se encuentran a la misma temperatura, la energía cinética en ambos estados será la misma, pero habrá una variación significativa en su energía potencial. A esta variación de energía potencial entre

sólido y líquido se le conoce como calor latente de fusión. Los átomos en el sólido se encuentran más cercanos por lo que se produce la solidificación con una liberación de energía. Aun así, se requiere de una energía para la formación de una superficie entre el sólido y el líquido.

Los materiales puros en el estado de congelación, el calor de fusión no libera energía suficiente para crear una frontera estable, y en este caso se requiere de un subenfriamiento para la formación de núcleos estables. El subenfriamiento necesario puede describirse por la presencia de impurezas sólidas que reducen la cantidad de energía superficial requerida (Ilustración 1).

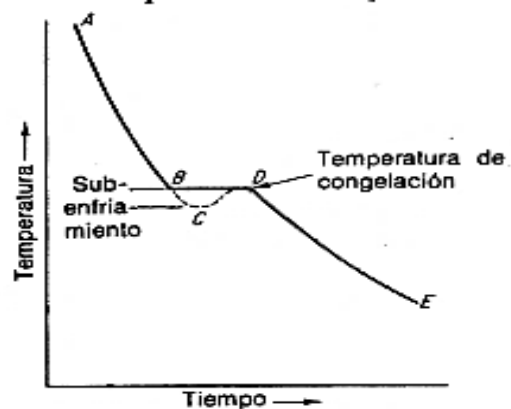


Ilustración 1. Curva de enfriamiento de un metal puro, ABDE ideal, ABCDE real [15].

Cuando la temperatura del metal disminuye por debajo de su punto de congelación, da la formación de núcleos estables en distintos puntos del líquido. Cuando se continúa enfriando, más núcleos comienzan a congelarse y se unen a aquellos núcleos ya formados o forman por sí mismos nuevos núcleos.

Cuando los átomos se unen entre sí en diferentes direcciones a lo largo del cristal, es cuando el cristal está creciendo en tres dimensiones, en consecuencia da lugar a una estructura con apariencia de árbol, la cual es denominada como dendrita (Ilustración 2). Finalmente, al disminuir la cantidad del líquido, las separaciones entre las ramificaciones de la dendrita se llenarán y al continuar creciendo lo obstruirá mutuamente de sus vecinos.

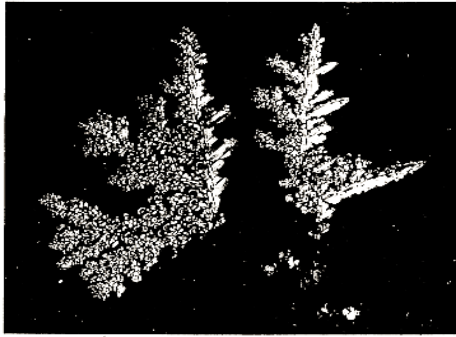


Ilustración 2. Cristal en crecimiento en forma de dendrita [15].

Mecanismo de difusión.

La difusión es el mecanismo por el cual los átomos se transportan a través de la materia. El movimiento atómico en los sólidos se encuentra limitado por su enlace en posiciones de equilibrio. En este proceso las vibraciones térmicas permiten el movimiento de los átomos, por lo tanto las reacciones en estado sólido en los metales conllevan movimientos atómicos [16].

Hay dos tipos de mecanismos de difusión de átomos en una red cristalina, que se mencionan a continuación:

- **Mecanismo de difusión sustitucional o por vacancias:** Los átomos se mueven en la red cristalina de una posición atómica a otra si llegan a obtener suficiente energía de activación. La energía de activación proviene de vibraciones térmicas y si existen vacancias u otros defectos cristalinos en la red hacia las que los átomos puedan desplazarse. Cuando se incrementa la temperatura en un metal, hay más vacantes y por lo tanto más energía térmica y esto conlleva a obtener mayor velocidad de difusión a temperaturas elevadas (Ilustración 3).

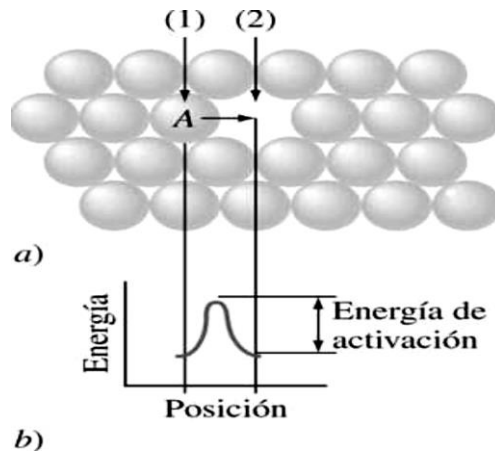


Ilustración 3. Energía de activación presente en relación al movimiento de los átomos en un metal. a) En la posición 1 en el plano (111) se encuentra la difusión del átomo A de cobre en una red cristalina de cobre a la posición 2, esto se dará si se dispone de suficiente energía de activación como se muestra en b) [16].

Mecanismo de difusión intersticial: Este mecanismo se lleva a cabo cuando los átomos se mueven de un sitio intersticial a otro intersticio vecino sin desplazarse a ningún otro átomo de la red. Para que sea operativo el mecanismo, el tamaño de los átomos, debe ser más pequeño en comparación con los átomos de la matriz (Ilustración 4).

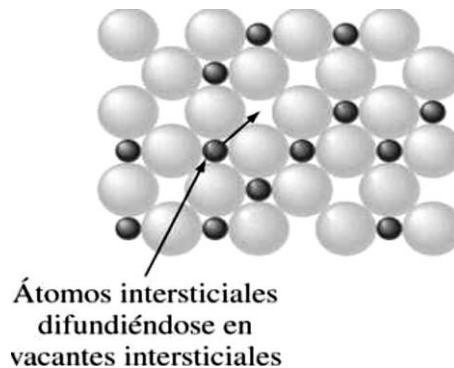


Ilustración 4. Diagrama esquemático de una solución sólida intersticial [16].

Hay dos tipos de difusión que son difusión en estado estacionario y difusión en estado no estacionario, que se describen a continuación.

Difusión en estado estacionario: Las condiciones en estado estacionario son en las que pasan en la dirección x entre dos planos atómicos paralelos perpendiculares separados por una distancia x (Ilustración 5). En la cual en el

plano 1 la concentración es C_1 y en el plano 2 la concentración es C_2 , por lo que se refiere a que con el tiempo no existe una variación en la concentración de átomos del soluto (Ilustración 5). Este proceso de difusión tiene lugar cuando el gas hidrogeno se difunde a través de una lámina metálica.

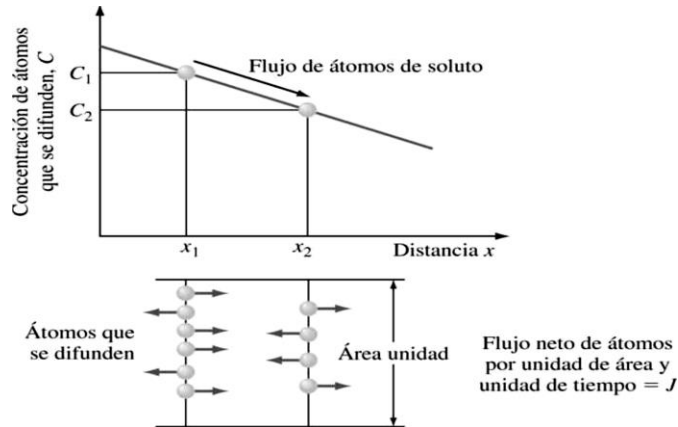


Ilustración 5. Difusión de átomos en estado estacionario en un gradiente de concentración. Como ejemplo se tiene el hidrogeno en estado gaseoso difundiéndose a través de una lámina de paladio [16].

Para representar este tipo de difusión se utiliza la ecuación de la primera ley de Fick y establece que no existe cambio en el sistema respecto al tiempo, el flujo total de átomos por difusión es igual al coeficiente de difusión D por el gradiente de difusión Dc/dx .

Ecuación 2)
$$J = -D \frac{Dc}{dx}$$

Dónde:

J = Flujo o corriente neta de átomos.

D = Constante de proporcionalidad (conductividad atómica)

$\frac{dC}{dx}$ = Gradiente de concentración.

Los valores del coeficiente de difusión dependen de algunos factores, entre los cuales están:

- Tipo de mecanismo de difusión. Cuando la difusión es intersticial sustitucional.
- La temperatura a la cual ocurre la difusión. Cuando la temperatura aumenta, el coeficiente de difusión también aumenta.

- El tipo de estructura cristalina de la red. Se tiene que tomar en cuenta el factor de empaquetamiento de la celda, debido a que a menor empaquetamiento, más se podrán acomodar los átomos intersticiales.
- El tipo de defectos cristalinos. Las estructuras más amplias dan lugar a una difusión con mayor rapidez, así que un exceso de vacantes incrementara la velocidad de difusión.
- La concentración de las especies que se difunden. A mayores concentraciones de átomos de soluto que se difunden, afectan al coeficiente de difusión.

Difusión en estado no estacionario: Generalmente el estado estacionario no se presenta en materiales de ingeniería, el más común es el estado no estacionario, en el cual la concentración del soluto va a variar con el tiempo de un punto a otro. Para estos casos, en el que el coeficiente de difusión es independiente del tiempo, se utiliza la ecuación de la segunda ley de Fick, la cual establece que la velocidad del cambio de composición es igual al coeficiente de difusión multiplicado por la velocidad del cambio de gradiente de concentración (Ilustración 6) [16].

Ecuación 3)
$$\frac{dCx}{dt} = \frac{d}{dx} \left(D \frac{dCx}{dx} \right)$$

El diferencial de la ecuación queda dado por:

Ecuación 4)
$$\frac{Cs - Cx}{Cs - Co} = \text{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right)$$

Dónde:

Cs= Concentración superficial del gas que difunde en la superficie.

Co= Concentración inicial uniforme del elemento en el sólido.

Cx= Concentración del elemento a la distancia x de la superficie en el tiempo t.

X= Distancia desde la superficie.

D= Coeficiente de difusión del soluto que se difunde.

t= tiempo

erf es una función matemática llamada función del error.

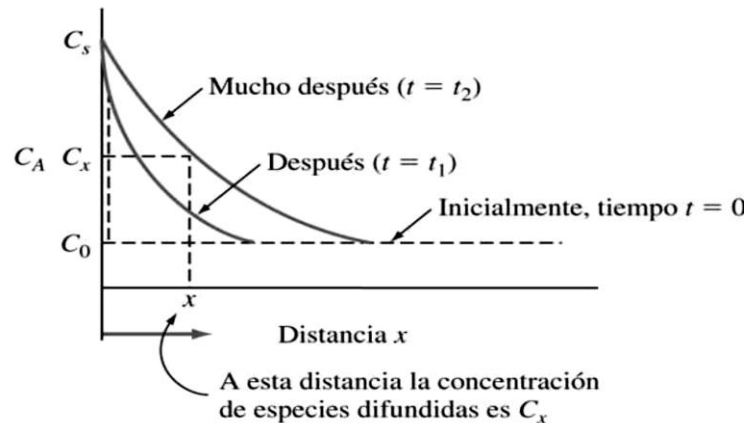


Ilustración 6. Estos son los perfiles de concentración de un elemento A, a diferentes tiempos a lo largo del sólido en dirección x . Antes de que comience la difusión del sólido ya tiene una concentración estable del elemento A, C_0 [16].

La teoría de difusión y leyes de Fick es de gran apoyo para entender el comportamiento de difusión de los átomos de los elementos de la aleación Al-Li 8090 al momento de aplicar el proceso de soldadura Brazing, durante el contacto del metal base con el metal de aporte.

Difusión del proceso Brazing.

Como se mencionó anteriormente, el uso del proceso Brazing conlleva a muchas ventajas como la microestructura y composición química del cordón de soldadura no son muy diferentes al metal base. Para la selección del metal de aporte es importante que la composición química tenga la capacidad de formar una reacción eutéctica por difusión con el material base. Para que inicie la difusión se requiere que el metal de aporte alcance su punto de fusión, para que por medio de mojabilidad ocurra la difusión entre el metal de aporte el metal base. Posteriormente el metal de aporte se disuelve y en consecuencia se homogeniza la zona en estado de fusión. El proceso continúa con una difusión en estado sólido, cuidando las concentraciones de soluto y el tiempo que se requiere para solidificar.

Para que se favorezca en el proceso la formación del eutéctico, la literatura sugiere el proceso de Brazing por fase líquida transitoria (TLP), el cual presenta las siguientes etapas [17].

Fusión de capa intermedia y tiempo de disolución

Según la literatura, se menciona a detalle el efecto de los elementos altamente difusivos durante el proceso de soldadura Brazing llegando a considerar el punto invariante eutéctico (Ilustración 7).

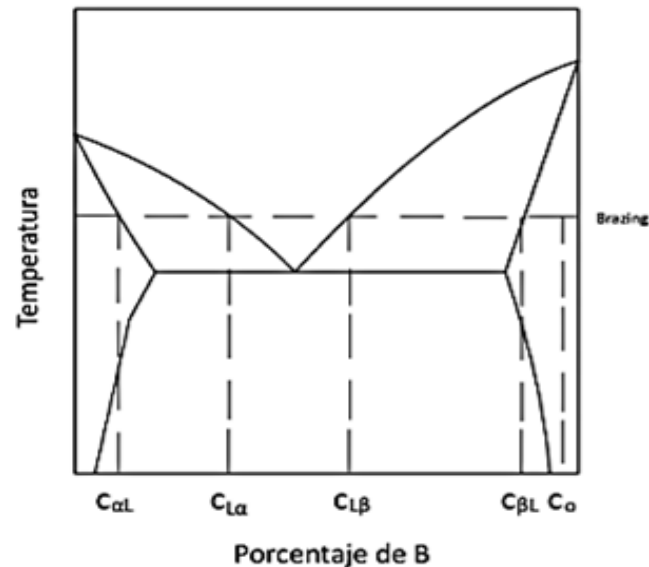


Ilustración 7. Diagrama binario de la reacción invariante eutéctica [17].

Es importante aclarar que se parte de una composición química inicial del metal base (Ilustración 8) (a). Al momento de introducir calor inicia la difusión, se forma una capa estrecha de líquido en cada lado de la intercara, obteniendo un perfil de composición química diferente (Ilustración 8) (b). En este punto del proceso aparecen dos regiones con sólidos disueltos en una fase líquida que incrementa el espesor, mientras que la intercara sólida disminuye. Cuando la intercara del sólido es consumida, se obtiene una zona líquida de composición que va desde $C_{L\alpha}$ a $C_{L\beta}$.

En la (Ilustración 8) se muestra la variación de la composición sólido-líquido en función de la intercara. Del punto (a) al punto (c) Fusión de capa intermedia; (d) Disolución del material de sustrato; (e) Solidificación isotérmica [17].

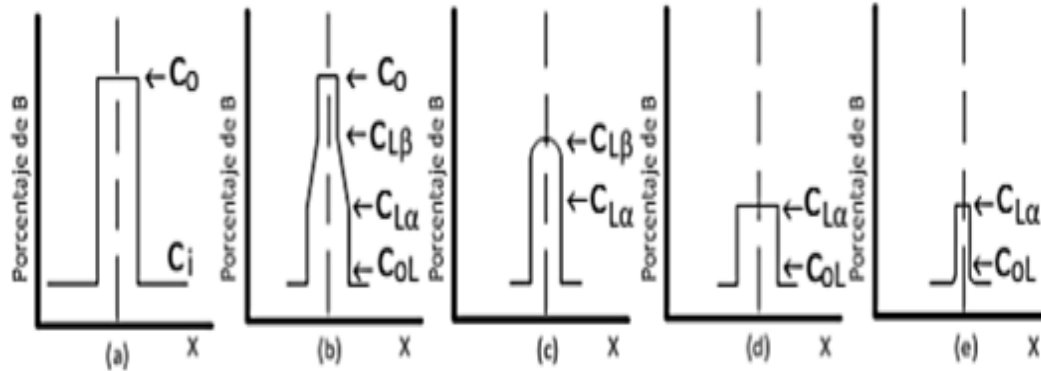


Ilustración 8. Perfil de variación de composición solido-liquido en función de la intercapa del proceso Brazing [17].

En el momento en que la capa líquida se encuentra en contacto con el metal base, aumenta la velocidad de difusión de los elementos presentes. En esta etapa los elementos presentes en la fase líquida se difunden en el metal base, mientras que los elementos del metal base se mueven hacia la fase líquida y en consecuencia se homogeniza la región. La difusión depende de las propiedades atómicas de cada elemento en el sólido como en el líquido. La tasa de transferencia de masa, es una función de los gradientes de concentración de los elementos de aleación.

Existen dos pasos para que ocurra la transferencia de masa isotérmica del sólido al líquido.

En el primer paso, se produce una reacción superficial en la que los átomos migran del estado sólido al líquido (Ilustración 9). En el segundo paso, los átomos acumulados en la zona junto a la interfaz solido-liquido migraran a la parte del líquido [17].

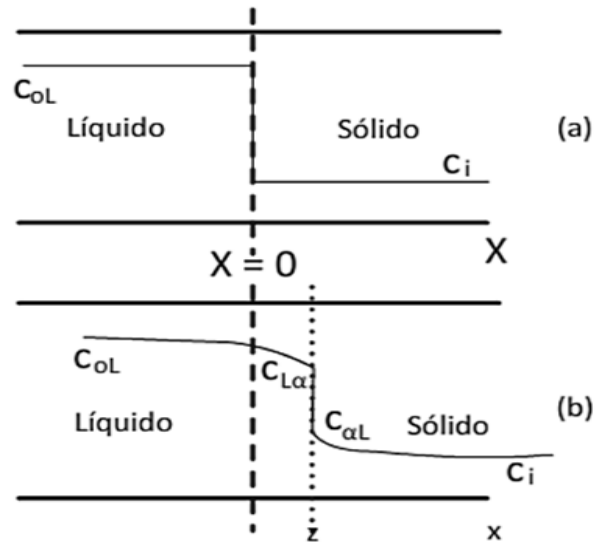


Ilustración 9. Homogenización de la región líquida [17].

Homogenización de la unión.

Cuando la unión se mantiene al punto del solidus del Brazing, se activa el proceso de difusión en los elementos del metal base. Esto permite una distribución uniforme de los elementos de aleación. Es por eso que la microestructura y composición final se asemejan a la del metal base [17].

Solidificación Isotérmica

Cuando la concentración del líquido alcanza la $C_{L\alpha}$ cambian las condiciones de la difusión y la concentración del soluto. Es por esa razón que los átomos del soluto difunden completamente hacia el metal base. Esto provocara un cambio de composición química en la unión y elevara el punto de fusión del líquido. Ahí es donde dará inicio la solidificación isotérmica revirtiendo la dirección del movimiento del fluido. Cuando haya mayor difusión en la capa líquida, poco a poco desaparecerá (Ilustración 10).

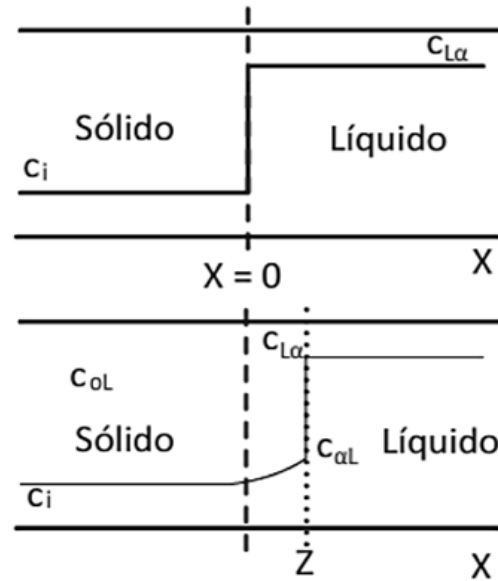


Ilustración 10. Solidificación Isotérmica [17].

A lo contrario de las etapas anteriores, la solidificación isotérmica que se produce en la zona del líquido, es un proceso lento. En esta etapa es donde inicia la difusión en estado sólido del Brazing.

Hay que tomar a consideración los siguientes puntos para el análisis de la solidificación isotérmica:

- Difusión unidimensional
- Líquido estático
- Coeficiente de difusión constante
- Equilibrio en la interface
- Zona constante de interface solido-liquido

El desplazamiento de los átomos de la interface solido-liquido, Z y el tiempo de solidificación t_s se establecen mediante las siguientes ecuaciones.

Ecuación 5) $Z = \gamma_s \sqrt{4D_s t_s}$

Ecuación 6)
$$\gamma_s = \frac{c_{oL} - c_{L\alpha}}{c_{L\alpha} - c_{\alpha L}} \times \frac{\exp(-\gamma_s^2)}{1 + \text{erf}(\gamma_s)} \times \frac{1}{\sqrt{\pi}}$$

Dónde:

C_{OL} = Concentración inicial

Ecuación 7) $C_{\alpha L} = M_s(T_{MA} - T)$

Ecuación 8) $C_{L\alpha} = M_L(T_{MA} - T)$

Dónde:

M_s = Pendiente de la línea de solidus

M_L = Pendiente de la línea de liquidus

T_{MA} = Temperatura de fusión del metal A

Utilizando las ecuaciones, se obtiene la siguiente ecuación:

Ecuación 9)
$$\frac{C_{L\alpha} - C_i}{C_{L\alpha} - C_{\alpha L}} = \frac{M_s}{M_L - M_s} - \frac{C_i}{(M_L - M_s)(T_{MA} - T)}$$

En la (Ilustración 11) se muestra una secuencia de solidificación de la zona isotérmica del cordón de soldadura del sistema Ni-Ni₃B-Ni. Se tiene una comparación entre (a) y (b) que no tienen una zona isotérmica, ya que en el metal solidificado muestra que se genera una gran cantidad de líquido durante el proceso de soldadura Brazing. Esto indica que se obtuvo mayor micro segregación y esto provocó una disminución en las propiedades mecánicas. Por otro lado, (Ilustración 11) (c) se muestra la formación de la zona isotérmica sin presentar microsegregación. Este tipo de solidificación tiene valores en propiedades mecánicas parecidas al metal base [17].

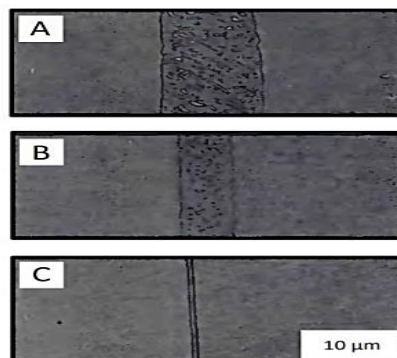


Ilustración 11. Secuencia y formación de la zona isotérmica en el cordón de soldadura [17].

ANEXO II

Capa intermedia compuesta de cobre mejorado con grafeno para la reacción de contacto con una aleación de aluminio 6061

En el presente trabajo se experimentó el proceso brazing en una aleación de Al 6061, usando una capa intermedia de nano partículas de Cu y debido a la formación de grietas y agujeros por la intensa reacción eutéctica de Al-Cu, se reportaron nuevos tipos de compuestos de Cu mejorado con grafeno (G-Cu) intercapa preparada por CVD (deposición química de vapor). Los resultados muestran que la intercapa G-Cu es propicia para retardar la intensidad de la reacción eutéctica Al-Cu. La resistencia de cizalladura de la unión por brazing con la intercapa G-Cu alcanza hasta 74 Mpa [17].

Desarrollo experimental

- Nanopartículas de Cu con un peso de 0.35g (± 0.02 g) (finura >99.9%) fueron insertadas dentro de un horno tubular de cuarzo.
- El tamaño de las nanopartículas de Cu claviformes está en el intervalo de 10-40 nm y las partículas pueden presentar una ligera oxidación superficial. Además, el espesor de la capa intermedia de Cu puro se midió a ~ 70 nm (Ilustración 12).

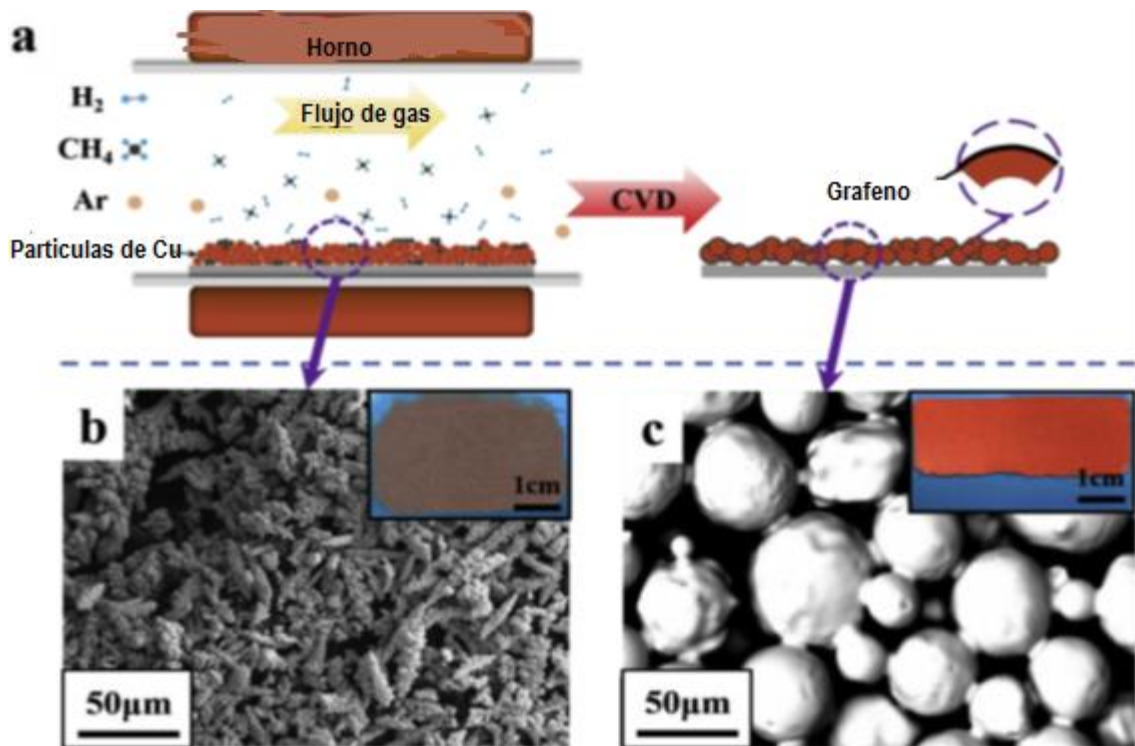


Ilustración 12. El diagrama esquemático de la preparación de intercalación G-Cu [17].

Resultados

- La (Ilustración 13) exhibe el espectro representativo de Raman de la obtención de grafeno.
- Esto revela que la presencia de desorden inducido por la banda D a 1343 cm^{-1} , G-band a 1580 cm^{-1} relacionado con las vibraciones de los átomos de C en el plano sp^2 , y banda 2D a 2709 cm^{-1} Correspondiente a la dispersión Raman de doble resonancia de segundo orden desde la zona de granos.
- Desde los resultados del análisis Raman, el pico débil D indica un ligero desorden mientras que la relación de intensidad de D y G (L_D / L_G) de 0.253 demostrando que el grafeno obtenido tuvo un alto grado de grafitización.

- La banda 2D exhibe un pico simétrico agudo con una anchura completa a la mitad máximo de 45 cm y la relación de intensidad de los picos 2D y G (L_D / L_G) es 1.182. esto sugiere que el espesor promedio de la obtención del grafeno varié de 2 a 10 capas atómicas.

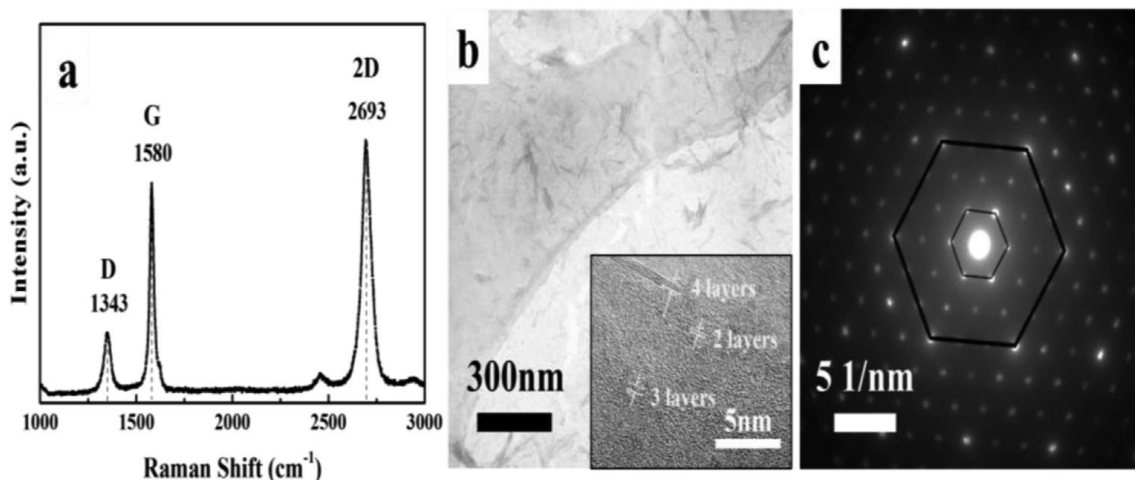


Ilustración 13. a) Espectro Raman de grafeno. El pico principal es etiquetado. b) Imagen TEM y estas corresponden a HRTEM imagen de grafeno. c) El SAED patrón de grafeno [17].

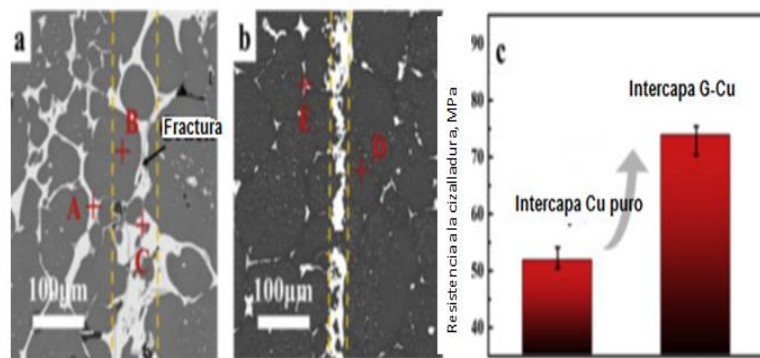


Ilustración 14. SEM de las uniones con el proceso Brazing a) Intercapa Cu puro b) Intercara G-Cu c) Resistencia a la cizalladura de la unión [17].

Tabla 1. EDS resultados del análisis composicional de las uniones [17].

Posición	Composición (at%)		Fase
	Al	Cu	
A	62.5	37.44	Al ₂ Cu
B	98.05	1.95	Añ (s.s)
C	86.92	13.08	A-Al+ Al ₂ Cu
D	97.48	2.52	Al (s.s)
E	64.65	35.35	Al ₂ Cu

- (Ilustración 14) a y b muestran la microestructura interfacial típica de las uniones soldadas con intercara de Cu puro y capa intermedia de G-Cu, respectivamente. Los resultados de EDS de las zonas A-E se enumeran en la (Tabla 1), mostrando que el cuerpo de las uniones está compuesto principalmente por Al (s, s) y Al_2Cu .
- Cuando usamos la intercara de Cu puro, la microestructura de la interface fue compleja, como se muestra en la (Ilustración 14) a. Varias grietas y agujeros fueron formados en la interface del brazing. En adición, la distribución de los granos quebradizos de gran tamaño de Al_2Cu presentan extremada distorsión. De hecho la intercara de Cu puro y aluminio 6061 muestra que tiene una larga área de contacto.
- La resistencia a la cizalladura media de la unión soldada con la capa intermedia de G-Cu alcanzó 74 MPa (Ilustración 14) c. Desde la microestructura de la unión discutida anteriormente, nosotros podemos dibujar un diagrama esquemático del mecanismo brazing para mejorar su comprensión, como se ilustra en la (Ilustración 15).
- Antes de la soldadura fuerte, la capa intermedia de G-Cu se intercaló entre las muestras de aluminio 6061 y el área de contacto entre Al y Cu fue enormemente reducida por las barreras de grafeno, como se muestra en la (Ilustración 15) a.
- Además, los átomos metálicos no podrían pasar perpendicularmente a través del plano basal de una red de grafeno perfecta y la difusión mutua de átomos de Cu y Al podría ocurrir meramente en los defectos de grafeno, como se muestra en la (Ilustración 15) b.
- Las partículas de tamaño relativamente pequeño, en lugar de bulks, eran más propensas a formarse en la costura, llevando al refinamiento del grano de las fases Al_2Cu , como se muestra en la (Ilustración 15) c [17].

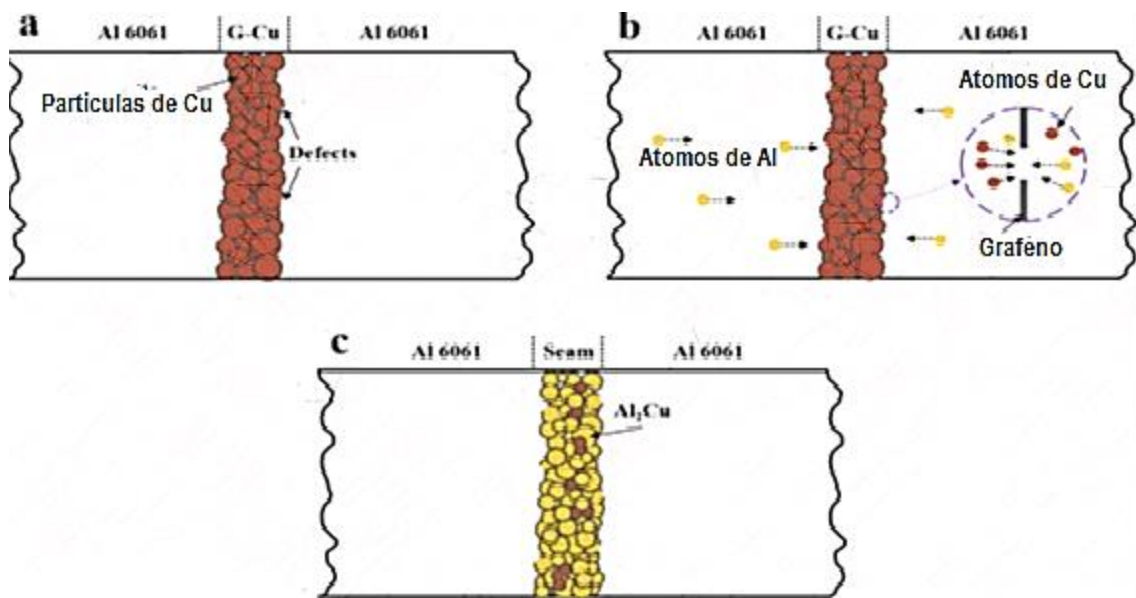


Ilustración 15. Diagrama esquemático de la microestructura de la interface a) estructura de montaje b) difusión atómica c) formación de la interface [17].

Simultáneamente, podrían permanecer pequeñas partículas de Cu, lo que también contribuyó a formar fases uniformemente distribuidas de Al₂Cu. Ambos factores mencionados son conducentes al fortalecimiento de la unión en cierta medida. En general, es de destacar que el grafeno jugó un papel clave en la mejora de la microestructura interfacial y las propiedades mecánicas de la unión [17].