

11161



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

**FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES
CUAUTITLAN**

**“ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD EN LA
ALEACIÓN AA6082 Y SUS PROPIEDADES
MECANICAS”**

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN INGENIERIA
P R E S E N T A E L:
ING. MARTIN ARRIAGA SOTO

262192

ASESOR: DRA. MARIA ELENA VILLAFUERTE CASTREJON

MEXICO

2000.



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.



FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLAN
COORDINACION GENERAL DE ESTUDIOS DE POSGRADO

CARTA DE VOTOS APROBATORIOS

Coordinación General de Estudios de Posgrado
FES-Cuautitlán
Presente.

Por medio de la presente nos permitimos comunicar a usted que revisamos la tesis titulada "ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD EN LA ALEACION AA6082 Y SUS PROPIEDADES MECANICAS".

que presenta el (la) alumno (a) MARTIN ARRIAGA SOTO

con número de cuenta 8815467-7 y número de expediente 100972008

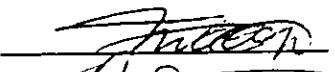
para obtener el grado de MAESTRIA EN INGENIERIA (METAL-MECANICA)

Consideramos que dicha tesis reúne los requisitos necesarios para ser discutida en el Examen de Grado correspondiente, otorgamos el voto aprobatorio.

Atentamente
"POR MI RAZA HABLARA EL ESPIRITU"

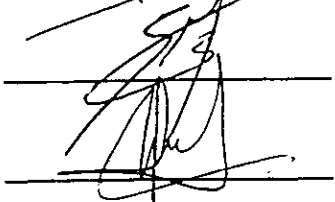
_____ a _____ de _____ del _____

NOMBRE DE LOS SINODALES

Presidente M.I. MARCO ANTONIO ALARCON RAMIREZ 

Vocal M.I. ENRIQUE CURIEL REYNA 

Secretario M.I. SERGIO DE MORAES BENITEZ 

Primer Suplente M.C. TOMAS RANGEL ORTIZ 

Segundo Suplente DRA. MARIA ELENA VILLAFUERTE CASTREJON 

Quisiera encontrar alguna forma para agradecerte todo es cariño
Y apoyo que durante todo este tiempo me has brindado.
Sé que sería imposible una forma material,
Por eso es que sólo puedo hacerlo de una manera
Compartir contigo este logro y decirte
Que ocupas un lugar muy importante en mi mente
Y en mi corazón.

Te Amo Tere.

DEDICATORIA

A MIS PADRES MARTÍN Y MARTHA
POR DARME LA VIDA Y POR INCULCARMÉ
LOS VALORES NECESARIOS QUE HICIERON
REALIDAD ESTE SUEÑO

A MIS HERMANOS OMAR, PATY,
GONZALO, ALÍCIA, MARCO ARACELI
Y FELIPE POR PERMITIRME COMPARTIR
CON USTEDES ESTE SUEÑO.

A MIS TIOS ANTÓNIO, MARCO ANTÓNIO
Y FELIX POR SUS CONSEJOS, SU SABIDURÍA
Y SU APOYO INCONDICIONAL EN TODO MOMENTO.

A TODA MI FAMILIA QUE HA SIDO
UN EJEMPLO A SEGUIR

A MIS AMIGOS ROMMY, SERGIO CORTÉS,
SAID, CESAR, SERGIO VERA, JAÍME, JAVIER,
OMAR NOVELO, ANDY, CHE, SALVADOR
Y TODAS AQUELLAS PERSONAS
QUE NO MENCIONO PERO SABEN QUE ESTÁN AHÍ.

A ESOS ESPAÑOLES QUERIDOS ISABEL,
ALÍCIA Y MANOMÉ POR HACERME SENTIR
COMO EN CASA Y POR TODO SU APOYO.

AL DR. HUMBERTO MARTÍNEZ, DR. JOSÉ CHAVEZ,
POR SUS CONSEJOS Y SUS REGAÑOS.

A TI RUBÍ. QUÉ MEJOR REGALO DE
CUMPLEAÑOS.
TE AMO HIJA.

AGRADECIMIENTOS

A la Dra. Ma. Elena Villafuerte por aceptar dirigir mi proyecto de tesis, por creer en mí, por su confianza y apoyo. Sin usted esto no hubiera sido posible.

Al Dr. José María Gómez de Salazar por compartir sus conocimientos conmigo, por ser parte esencial en este proyecto de tesis y por su valiosa amistad.

Al Dr. Alejandro Ureña por su gran apoyo en la realización de este proyecto.

Al Dr. Paul Lean quién compartió alegrías y tristezas en un país que no era el nuestro, por esa calidad humana, honestidad y rectitud. Un ejemplo a seguir.

Al M. en I. Enrique Curiel por toda su valiosa ayuda, sus consejos y su tutoría.

Al M en C. José Guzmán por su apoyo y tiempo dedicado conmigo en el microscopio electrónico de barrido.

A la Lic. Ma. Teresa Vázquez por su ayuda en las revisiones bibliográficas y artículos.

Al M. en C. Said R. Casolco por su ayuda y esa bella amistad.

A CONACyT por la beca otorgada durante el desarrollo de este proyecto.

A DGIA por la beca otorgada para realizar la estancia en la Universidad Complutense de Madrid.

A la Facultad de Estudios Superiores Cuautitlán donde realicé los estudios de maestría.

Al Instituto de Investigaciones en Materiales IIM-UNAM por permitirme el uso de sus instalaciones durante la realización de este proyecto.

A la Universidad Complutense de Madrid.

A la UNAM.

INDICE

1. INTRODUCCIÓN.....	1
2. OBJETIVOS	3
3. ANTECEDENTES	
3.1 ALEACIONES DE ALUMINIO.....	5
3.1.1 Tipos de aleaciones de aluminio.....	5
3.1.2 Aleaciones no tratables térmicamente.....	7
3.1.3 Aleaciones tratables térmicamente.....	8
3.1.4 Endurecimiento por precipitación.....	8
3.2 SOLDABILIDAD DEL ALUMINIO.....	9
3.3 ZONAS METALÚRGICAS DE LA SOLDADURA.....	12
3.3.1 Zona con estructura de colada, baño fundido (1).....	12
3.3.2 Zona de fusión parcial (2)	13
3.3.3 Zona de solubilización (3)	14
3.3.4 Zona de recocido y maduración (4)	14
3.3.5 Zona de material no afectado.....	14
3.4 COMPORTAMIENTO DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO FRENTE AL SOLDEO.....	15
3.5 IMPERFECCIONES EN UNIONES SOLDADAS DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES.....	15
3.5.1 Porosidad.....	16
3.5.2 Agrietamiento.....	16
3.5.2.1 Grietas de solidificación.....	16
3.5.2.2 Agrietamiento por licuación.....	17

3.5.2.3 Mal perfil del cordón.....	18
3.6 ALEACIÓN AA6082.....	18
3.6.1 Aplicaciones de la aleación AA6082.....	20
3.6.2 Tratamiento térmico.....	20
3.6.2.1 Solubilización.....	20
3.6.2.2 Temple.....	21
3.6.2.3 Revenido o envejecimiento.....	21
3.6.3 Soldabilidad.....	22
3.6.4 Materiales de aportación.....	23
3.6.5 Proceso de soldadura.....	23
3.7 FUNDAMENTOS DE TRANSFERENCIA POR ARCO PULSADO.....	24
4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	27
4. MATERIAL BASE.....	27
4.1.1 Características nominales de la aleación AA6082, Al-Mg-Si.....	27
4.1.1 Composición química y características mecánicas del material base soldado. Datos proporcionados por el fabricante.....	29
4.2 COMPOSICIÓN QUÍMICA Y CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LAS ALEACIONES DE APORTE ER4043 (AlSi5) y ER5356 (AlMg5). DATOS SUMINISTRADOS POR EL FABRICANTE.....	30
4.3 ENSAYOS DE SOLDADURA MIG CON ARCO PULSADO.....	31
4.3.1 Ensayos de soldadura.....	31
4.3.2 Preparación de las muestras a ser soldadas.....	41
4.3.3 Preparación superficial de las muestras.....	44

4.4	TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.....	44
4.4.1	Ensayo de tracción	44
4.4.2	Ensayos de dureza.....	47
4.5	TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE SOLUBILIZACIÓN Y ENVEJECIMIENTO.....	49
4.3.3	Material base.....	49
4.3.4	Muestras soldadas.....	50
4.6	TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.....	51
4.6.1	Microscopía óptica.....	51
4.6.1.1	Preparación de muestras.....	53
4.6.2	Microscopía electrónica de barrido (SEM – EDS).....	55
4.6.3	Microsonda electrónica (EPMA).....	56
5.	RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS.....	58
5.1	Propiedades mecánicas del material base y materiales de aporte.....	58
5.1.1	Material base de partida AA6082 (Al-Mg-Si).....	58
5.1.2	Propiedades mecánicas de los materiales de aporte.....	60
5.1.2.1	Aporte ER4043 (AlSi5).....	60
5.1.2.2	Aporte ER5356 (AlMg5).....	60
5.2	ENSAYOS DE SOLDADURA.....	62
5.2.1	Cálculo de la relación entre la velocidad de soldeo y del material de aporte (Wfs)	63
5.2.2	Uniones soldadas con una pasada de material de aporte.....	69
5.2.3	Uniones soldadas con dos pasadas de material de aporte.....	70

5.3	PREPARACIÓN DE LAS SUPERFICIES A SOLDAR.....	72
5.4	PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS UNIONES SOLDADAS.....	73
5.4.1	ENSAYO DE TRACCIÓN EN MUESTRAS CON SOBREMONTA	73
5.4.1.1	Uniones soldadas con una pasada de material de aporte.....	73
5.4.1.2	Uniones soldadas con dos pasadas de material de aporte.....	73
5.4.2	ENSAYO DE TRACCIÓN EN MUESTRAS SIN SOBREMONTA..	80
5.4.2.1	Uniones soldadas con una pasada de material de aporte.....	80
5.4.2.2	Uniones soldadas con dos pasadas de material de aporte.....	82
5.4.3	ENSAYO DE DUREZA.....	87
5.4.3.1	Uniones soldadas con una pasada de material de aporte.....	87
5.4.3.2	Uniones soldadas con dos pasadas de material de aporte.....	87
5.5	TRATAMIENTO TÉRMICO DE POSTSOLDADURA.....	91
5.5.1	Ensayo de tracción.....	91
5.5.2	Ensayo de dureza.....	94
5.6	ESTUDIO MICROESTRUCTURAL DE LAS UNIONES SOLDADAS.....	95
5.6.1	SOLDADURA CON APORTE ER5356 (AlMg5).....	95
5.6.1.1	Uniones sin tratamiento térmico.....	95
5.6.1.1.1	Baño fundido.....	95
5.6.1.1.2	Descripción de la ZAC y línea de fusión.....	97
5.6.1.1.3	Material base.....	99

5.6.1.2 Uniones con tratamiento térmico.....	101
5.6.1.2.1 Baño fundido.....	101
5.6.1.2.2 Descripción de la ZAC y línea de fusión.....	103
5.6.1.2.3 Material base.....	105
5.6.2 SOLDADURA CON APORTE ER4043 (AlSi5).....	105
5.6.2.1 Uniones sin tratamiento térmico.....	105
5.6.2.1.1 Baño fundido.....	105
5.6.2.1.2 Descripción de la ZAC y línea de fusión.....	109
5.6.2.1.3 Material base.....	110
5.6.2.1.4 Efecto de los cordones.....	111
5.6.2.2 Uniones con tratamiento térmico.....	113
5.6.2.2.1 Baño fundido.....	113
5.6.2.2.2 Descripción de la ZAC y línea de fusión.....	115
5.6.2.2.3 Material base.....	115
5.7 ESTUDIO FRACTOGRÁFICO DE UNIONES ENSAYADAS A TRACCIÓN.....	116
5.7.1 Uniones soldadas con el aporte ER5356 (AlMg5).....	116
5.7.2 Uniones soldadas con el aporte ER4043 (AlSi5).....	120
6. CONCLUSIONES.....	122
7. BIBLIOGRAFIA.....	125

ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD DE LA ALEACIÓN DE
AA6082 (Al-Mg-Si)
MEDIANTE EL PROCESO MIG CON ARCO PULSADO

1. **INTRODUCCION**

La aleación AA6082 (Al-Mg-Si) se utiliza con fines estructurales, siendo de interés debido a la combinación de su reducida densidad, resistencia mecánica y resistencia a la corrosión, lo que resulta una ventaja con respecto a otras aleaciones de aluminio e incluso con relación al acero. La aleación AA6082 en su estado de máxima resistencia mecánica (T6) tiene un límite elástico mayor que el de un acero estructural de tipo ASTM A-36 con la ventaja de tener, además, una resistencia a la corrosión y ser tres veces más ligero que el acero.

Estas aleaciones tienen aplicación en la industria, en la fabricación de embarcaciones marinas, camiones, tolvas, tanques cisternas, antenas de transmisión y estructuras metálicas; además su uso resulta ser una ventaja por su resistencia a la corrosión, en especial en medios ambientes agresivos.

En general las aleaciones de aluminio se pueden soldar por: arco eléctrico, soldadura autógena, TIG y MIG; los dos primeros son utilizados generalmente en operaciones de mantenimiento y reparación, pero si lo que se quiere es garantizar la calidad del trabajo se utilizan los procesos TIG o MIG. El proceso TIG es recomendado cuando se trabaja con planchas delgadas, por lo que queda limitado, mientras que el MIG por su mayor velocidad de deposición se prefiere en mayores espesores.

El proceso MIG presenta tres formas de transferencia: Corto circuito, globular y spray, que se dan dependiendo del rango de corriente y voltaje; la transferencia por corto circuito no es aplicable en la soldadura de aluminio, pero se caracteriza por permitir cualquier posición de soldeo, la transferencia spray tiene alta depositación pero sólo es aplicable en posición horizontal y finalmente la transferencia globular no es aplicable en operaciones de soldadura en general.

El proceso MIG Pulsado es un proceso desarrollado recientemente y consiste en suministrar la corriente controlada por pulsos, de manera que se logra un proceso mejorado, con alta depositación de material, que puede trabajar en todas las posiciones y especialmente con un menor aporte de calor.

Las ventajas del proceso de soldadura por arco pulsado se pueden resumir de la siguiente manera:

- Menor aporte térmico que produce menores deformaciones y un baño de fusión y una ZAC mas estrecha.
- Se puede soldar material mas delgado, hasta 1,5 mm de espesor.
- Al ser un arco estable hace disminuir el riesgo de defectos de soldadura.
- Mayor penetración.
- Mejor control del baño de fusión en posiciones más difíciles.
- La soldadura por fusión es un proceso de unión que modifica substancialmente estas propiedades en la junta soldada. Una soldadura mal ejecutada puede causar serios problemas en la integridad estructural de un componente fabricado con estos materiales.

2. **OBJETIVOS**

El objetivo de este trabajo, es el estudio de la soldabilidad de la aleación AA6082, utilizando el proceso de soldadura MIG con arco pulsado. Se emplearon diferentes condiciones de soldeo y se evaluaron las características de las uniones soldadas mediante diferentes técnicas. Para ello se establecieron las siguientes condiciones de operación:

- 1.1 Influencia de la limpieza (óxidos, grasas, etc.) de las juntas a soldar, usando un decapante o mediante un cepillado riguroso.
- 1.2 Influencia en el grado de porosidad de la cantidad del gas de protección (argón) en los cordones de soldadura.
- 1.3 Elaboración de tablas de referencia, para la aleación en estudio, en donde se pueda seleccionar los parámetros de soldeo adecuados para cada tipo aporte, consiguiéndose una unión con buenas características mecánicas y que presenten penetración.
- 1.4 Evaluación de dos tipos de material de aporte ER-4043 y ER-5356. Comparando resultados en propiedades mecánicas, tamaño de la ZAC, cantidad de energía aportada, etc., en muestras soldadas con estos aportes.
- 1.5 Influencia de la velocidad de soldeo (velocidad del material de aporte) en las propiedades mecánicas (resistencia, ductilidad), grado de porosidad y en la extensión de la ZAC de las uniones soldadas.

- 1.6 Evaluar como interviene en las propiedades mecánicas y en la extensión de la ZAC, la cantidad de energía aportada. Se estudiarán cordones de soldadura con una y dos pasadas de material de aporte.
- 1.7 Comprobar como afectan a la resistencia mecánica y a la ZAC, los tratamientos térmicos de postsoldadura, evaluando diferentes temperaturas y tiempos de calentamiento.
- 1.8 Determinar como influyen los tratamientos térmicos de postsoldadura que se realizaron a las uniones soldadas en la resistencia mecánica del material base.
- 1.9 Evaluar las propiedades mecánicas en muestras soldadas, cuando a las muestras se les retira la sobremonta mediante mecanizado.

3. ANTECEDENTES

El aluminio en sus minerales, era un obstáculo para los propósitos industriales debido a que es muy difícil de extraer. La producción comercial no comenzó sino hasta el segundo cuarto del siglo XIX. En 1886, el francés Paul L.T. Héroult y el americano Charles Martin Hall, descubrieron un proceso para la producción de Aluminio por electrólisis en baño fundido; este fue nombrado después como el proceso Hall-Héroult. Este proceso fijó el método para la producción del aluminio (1). Hoy en día, este proceso produce más volumen de aluminio que todos los otros procesos de metales no ferrosos combinados (1).

En 1906, el primer tratamiento térmico para aleaciones fue descubierto por Alfred Wilm (1). El descubrimiento de este tratamiento, se dice que fue accidental. En un laboratorio técnico, se prepararon muestras para realizarles pruebas de propiedades mecánicas a varias aleaciones de AlCuMg. Wilm montó desde el fin de semana estas pruebas las cuales no se tocaron hasta 48 horas después. Al término de las pruebas, Alfred Wilm descubrió una inusual alta resistencia, causada por el tratamiento térmico natural al que estuvieron sometidas las muestras durante 48 horas. Este proceso es conocido actualmente como un envejecimiento natural; más aún, el desarrollo de aleaciones de aluminio en el siglo XX, ha incrementado el potencial para el uso de aleaciones de aluminio en varias aplicaciones estructurales. Con el incremento en el uso de estas aleaciones para aplicaciones estructurales, se han publicado una gran cantidad de recomendaciones y estándares. Muchos de estos están basados en estándares similares y recomendaciones para el acero.

En la actualidad, las aleaciones de aluminio son conformadas en diferentes formas y tipos; la elección de una aleación apropiada esta determinada por una combinación de factores como son: propiedades mecánicas, costos, soldabilidad, formabilidad, laminación, resistencia a la corrosión, conductividad térmica y eléctrica, etc. (2).

En años recientes, se probó que el aluminio, para muchas aplicaciones en estructuras de carga, tiene ventajas comparadas con el acero; estas son sobre todo, debido a la resistencia a la corrosión y al factor que se reduce el peso de un 30% al 60% comparado con el acero.

3.1 ALEACIONES DE ALUMINIO

El aluminio y sus aleaciones se utilizan en construcción por su ligereza y características de resistencia a la corrosión y soldabilidad (3). Aun cuando normalmente su resistencia mecánica es baja, algunas de las aleaciones más complejas poseen propiedades mecánicas equivalentes a las de los aceros (4)(5).

3.1.1 Tipos de aleaciones de aluminio

El aluminio puro es un metal relativamente deformable y con el fin de mejorar sus propiedades mecánicas se añaden pequeñas cantidades de elementos aleantes. Las aleaciones se agrupan con referencia a los principales elementos aleantes, (**figura 3.1**). Sólo se expondrán las aleaciones para forja puesto que son las que más se destinan a trabajos de soldeo. Para nombrar a las aleaciones comerciales específicas se utiliza una designación formada por cuatro dígitos, el primer dígito identifica el grupo de la aleación, el segundo dígito indica una modificación de la aleación inicial o el límite de impurezas en el caso de aluminio no aleado (6)(7).

Además, las aleaciones se pueden clasificar de acuerdo con los métodos mediante los cuales los elementos aleantes permiten el desarrollo de las propiedades mecánicas, aleaciones tratables o no tratables térmicamente.

3.1.2 Aleaciones no tratables térmicamente

La resistencia mecánica del material depende de su estado de endurecimiento tanto por deformación como por solución sólida de elementos aleantes, tales como el magnesio y el manganeso. Estos elementos de aleación se encuentran principalmente en las series de aleaciones 1XXX, 3XXX y 5XXX. Cuando se sueldan, estas aleaciones pueden perder las propiedades del endurecimiento por deformación, en la zona afectada por el calor (ZAC) próxima a la unión.

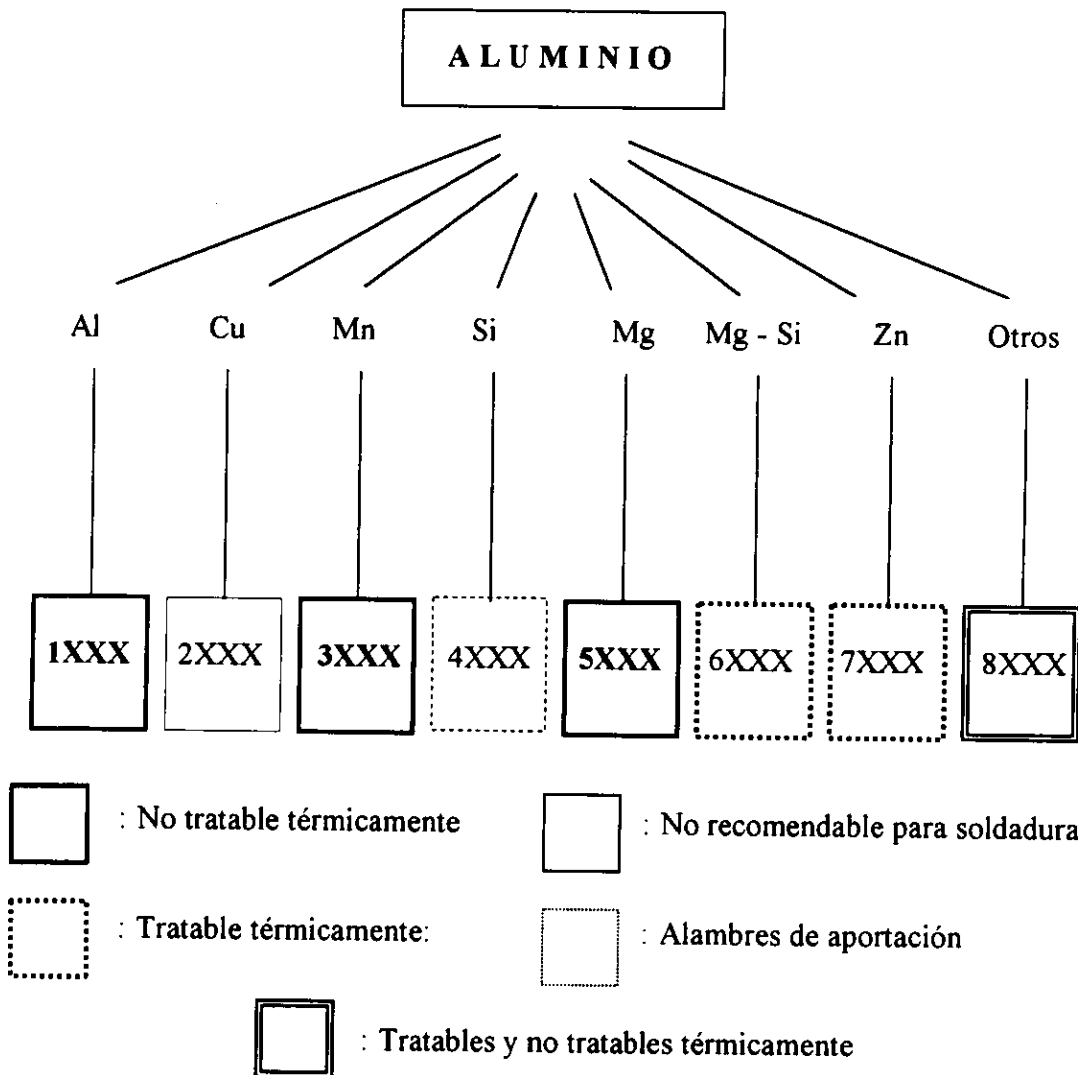


Figura 3.1: Designación de las principales aleaciones de aluminio para forja y elementos aleantes más comunes.

3.1.3 Aleaciones tratables térmicamente

La dureza y resistencia mecánica del material dependen de la composición de la aleación y del tratamiento térmico (un tratamiento térmico de disolución y un temple seguido de envejecimiento, bien natural o bien artificial, proporcionan una dispersión de los elementos aleantes). Los principales elementos aleantes se encuentran en las series de materiales 2XXX, 6XXX, 7XXX y 8XXX. La soldadura por fusión redistribuye los elementos endurecedores en la ZAC, con lo que se reduce localmente la resistencia mecánica del material.

3.1.4 Endurecimiento por precipitación.

La resistencia de un metal se controla por la generación y la movilidad de las dislocaciones. El incremento de la resistencia de una aleación por envejecimiento se debe a la integración de la fase precipitada dispersa con las dislocaciones. Por consiguiente, la precipitación de una segunda fase coherente nos ofrece el mecanismo de refuerzo quizá más versátil de que se dispone.

Para poder comprender la naturaleza de este mecanismo de refuerzo, se debe examinar la interacción de las dislocaciones con una segunda fase dispersa. La interacción de las dislocaciones deslizantes con las partículas dispersas incrementará el refuerzo cortante crítico resuelto por una cantidad que se denominará $\Delta\tau$ como una función de los parámetros que caracterizan la interacción dislocación-partícula. Se pueden dividir las interacciones dislocación-partícula en tres grupos, dependiendo de la manera por medio de la cuál las dislocaciones penetran las partículas dispersas. Las dislocaciones pueden 1) enlazar partículas, 2) cortar las partículas ó 3)deslizarse transversalmente alrededor de las partículas.

A) Enlazamiento de Partículas

La idea básica del enlazamiento de partículas puede comprenderse de acuerdo a las dislocaciones de los puntos en donde se encuentran partículas de precipitados. En estos puntos se arqueará una dislocación cuando se frena en los puntos en donde encuentra partículas de precipitado. A medida que se incrementa el esfuerzo cortante aplicado, la dislocación se dobla tanto que empieza a encontrarse en puntos tales como A y B en el tiempo t_2 . Se sabe que el sentido de la dislocación en el punto A será opuesto al que tiene en el punto B. En consecuencia, al encontrarse estos segmentos de dislocación se aniquilarán, haciendo que la dislocación principal se separe de la región enlazada, en el tiempo t_3 . Cada vez que una dislocación pasa por una partícula de precipitado por este mecanismo de enlazamiento, deja un lazo alrededor de cada precipitado t_4 . Este mecanismo fue presentado originalmente por E Orowan en 1948 ** y a menudo se le conoce como el mecanismo de Orowan.

** E. Orowan, in Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys, Institute of Metals, Londres, 1948, pág. 451.

3.2 SOLDABILIDAD DEL ALUMINIO

El aluminio y sus aleaciones, debido a sus propiedades tecnológicas, se utilizan en la realización de un importante número de estructuras soldadas. Dentro de estas propiedades destacan:

- Bajo peso específico, que permite obtener una elevada relación resistencia/peso.
- Resistencia a la corrosión, debido a la estabilidad de la capa de Al_2O_3 que se forma superficialmente.
- Resistencia y tenacidad elevadas a bajas temperaturas.
- Alta conductividad térmica y eléctrica.
- Existencia de aleaciones soldables sin merma importante de sus características mecánicas.

La soldabilidad del aluminio y sus aleaciones no es tan satisfactoria como la del acero, como consecuencia de las características inherentes al metal, que hacen de su soldadura una técnica distinta a la de los metales férreos (8).

La soldabilidad de un metal o aleación es su capacidad para ser soldado en unas condiciones de fabricación específicas, conforme a una determinada estructura y con un comportamiento satisfactorio en el servicio asignado (9). La soldabilidad es una propiedad compleja, en la que intervienen la compatibilidad metalúrgica de un material con un proceso específico de soldadura que permite obtener uniones libres de defectos sin constituyentes o fases indeseables. No todas las aleaciones de aluminio, ni muchas de las técnicas de unión utilizadas en la soldadura de aleaciones férreas son aplicables para obtener una adecuada soldabilidad en estos materiales. Esto es debido a una serie de características que pueden resumirse en:

- Existencia de una capa superficial de Al_2O_3 delgada, pero muy estable y adherente, con punto de fusión de $2,050\text{ }^\circ\text{C}$, insoluble en metal sólido y en el líquido, que constituye una barrera a la unión y, que por tanto, habrá de eliminarse para la obtención de soldaduras de calidad.
- Alta conductividad térmica, tres o cuatro veces mayor que la de un acero de bajo contenido de carbono. Esto significa que el calor debe aportarse con una rapidez cuatro veces mayor en las aleaciones de aluminio para conseguir un mismo aumento local de temperatura.
- Doble coeficiente de dilatación lineal que el acero, con el consiguiente peligro de deformación durante la soldadura.

- Conductividad eléctrica muy alta; en soldadura por resistencia deberá aportarse más corriente para producir el mismo efecto que en el acero.
- Amplio intervalo de solidificación en algunas aleaciones (hasta 60 °C), que facilita la precipitación de eutécticos en borde de grano y favorece la aparición de microfisuras.
- Calor específico doble que el del acero y calor latente de fusión un 30 % superior, lo que indica de nuevo la necesidad de usar elevadas potencias de calentamiento.
- Temperatura de fusión baja (660 °C para el aluminio puro), siendo necesaria menor cantidad de calor que en el acero para alcanzar el intervalo de fusión.
- Pérdida del tratamiento térmico de envejecimiento en las aleaciones tratables térmicamente, a no ser que sean autotemplables, con la consiguiente pérdida de características mecánicas en la unión.

La soldabilidad de una aleación de aluminio no se puede definir generalmente con claridad, al intervenir un conjunto de factores, como son el método de soldadura, tipo de aleación, metal de aportación, prestaciones requeridas, etc., que juntos garantizan la estabilidad de la construcción soldada, característica que puede considerarse desde tres apartados :

- Soldabilidad metalúrgica
- Soldabilidad operativa
- Soldabilidad constructiva

El primer apartado depende principalmente del material base, el segundo consiste en la técnica de unión empleada y finalmente del diseño (10).

Una determinada aleación de aluminio tendrá una buena soldabilidad cuando las propiedades de la unión soldada sean similares a las del metal base, lo que presupone dos condicionamientos. Por un lado, que el material de la zona fundida tenga unas propiedades similares a las del metal base y, por tanto, que la zona afectada térmicamente tenga, asimismo, las mismas propiedades. Las aleaciones de aluminio tratadas térmicamente experimentan una modificación de sus propiedades mecánicas durante la soldadura, tanto en la zona afectada térmicamente como en la zona fundida (11).

En conclusión la soldabilidad del aluminio y sus aleaciones es menor que la de otros materiales y las aleaciones presentan cierta disminución de propiedades por pérdida de aleantes y/o de su tratamiento térmico (12).

En la **(figura 3.2)** pueden apreciarse las diferentes zonas que aparecen en la soldadura de una aleación de aluminio. Las transformaciones metalúrgicas dentro de esas zonas, durante la soldadura, dependerán básicamente de la composición de la aleación (13)(14).

3.3 ZONAS METALÚRGICAS DE LA SOLDADURA

Consideraremos analíticamente la soldabilidad a partir del estudio de las distintas zonas esquematizadas en la **(figura 3.2.)**

3.3.1 Zona con estructura de colada, baño fundido (1)

En esta zona el metal ha sido fundido y posteriormente ha solidificado. Su estructura será similar a la de los productos moldeados pero mucho más fina, debido a la elevada velocidad de enfriamiento de esta zona, favorecida por la buena conductividad térmica del aluminio.

Durante la solidificación de la zona fundida pueden producirse segregaciones intergranulares de compuestos intermetálicos de bajo punto de fusión que se encontraban en solución sólida antes de la soldadura. La importancia de esta segregación depende de la composición de la aleación y de la velocidad de solidificación.

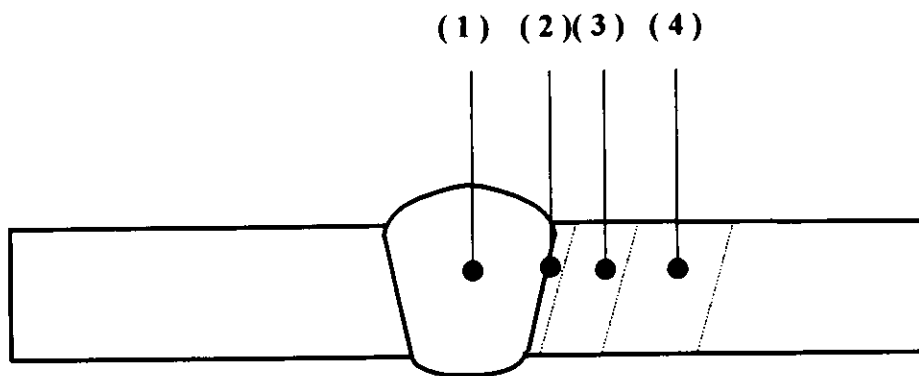


Figura 3.2: Esquema de las diferentes zonas que aparecen en las uniones soldadas de las aleaciones de aluminio.

3.3.2 Zona de fusión parcial (2)

En esta zona el metal base se funde parcialmente, alcanzado una temperatura superior a la de los tratamientos térmicos convencionales. Las aleaciones no tratables térmicamente, con pequeños intervalos de solidificación, quedan poco afectadas, siendo las características mecánicas de esta zona similares a las del metal base en estado recocido.

En las aleaciones tratables térmicamente pueden producirse, durante la solidificación, precipitaciones parciales de aleantes con formación de compuestos intermetálicos en los bordes de grano, dependiendo las características mecánicas del material.

De igual forma, en ambos casos puede producirse la fusión de eutécticos, dependiendo el riesgo de agrietamiento de la cantidad y de la localización de estas zonas fundidas.

3.3.3 Zona de solubilización (3)

Esta zona, sólo aparece en las aleaciones tratables térmicamente. Durante el calentamiento, los elementos aleantes son puestos total o parcialmente en solución sólida, para luego precipitar durante el enfriamiento, en proporción variable y en función de la velocidad del mismo. Esta zona presenta, pues, una precipitación incontrolada de aleantes, tanto en límite de grano como en el interior, siendo en general perjudicial, por lo que conviene limitarla lo más posible mediante altas velocidades de soldeo.

3.3.4 Zona de recocido y maduración (4)

En las aleaciones conformadas se considera zona de recocido la expuesta a temperaturas comprendidas entre 250° y 400 °C (y hasta 540 °C en las no tratables térmicamente), por lo que si el metal tiene acritud la pierde en función de la temperatura alcanzada. El recocido podrá ser total, de recristalización o crecimiento de grano.

En las aleaciones tratables térmicamente, además de los cambios estructurales debidos a la acritud inicial del material, el calentamiento puede causar una precipitación o coalescencia de aleantes. En consecuencia, y de acuerdo con la historia térmica y mecánica del material, esta zona presentará endurecimiento, ablandamiento o ambos en función de las temperaturas alcanzadas en cada punto del material.

3.3.5 Zona de material no afectado

La temperatura alcanzada en esta zona es muy baja y el material no sufre modificaciones significativas.

3.4 COMPORTAMIENTO DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO FRENTE AL SOLDEO

De acuerdo con el análisis realizado, pueden clasificarse como aleaciones con buena soldabilidad prácticamente todos los grupos de aleaciones no tratables térmicamente, excepto las de Al-Mg con alto contenido de magnesio, y de entre las aleaciones envejecidas, a los grupos de Al-Mg-Si y Al-Zn-Mg sin cobre.

Dentro del grupo de las aleaciones con soldabilidad restringida se tienen, a las aleaciones envejecibles de los grupos Al-Cu (excepto Al-6Cu), Al-Zn-Mg-Cu y Al-Li (excepto Al-Li-Mg, desarrollada por los soviéticos y que parecen presentar una buena soldabilidad) (15).

Puede observarse que las aleaciones bonificables de características mecánicas más elevadas, a excepción de algún grupo, son las que presentan mayores dificultades para su soldeo. Este hecho limita la aplicación de estas aleaciones en la realización de conjuntos soldados, obligando a utilizar técnicas de unión alternativas cuando son necesarias estructuras fabricadas con estos materiales.

3.5 IMPERFECCIONES EN UNIONES SOLDADAS DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES

En las uniones soldadas del aluminio y sus aleaciones podemos encontrar con los siguientes defectos: porosidad, agrietamiento, mal perfil del cordón e inclusiones.

3.5.1 Porosidad

La causa principal de la porosidad es la absorción de hidrógeno por el baño de fusión, lo que origina que se formen pequeños poros en el metal de soldadura durante su solidificación.

El hidrógeno presente en la soldabilidad es a consecuencia de los contaminantes como la humedad y los hidrocarburos presentes en la superficie del metal base o de los metales de aportación, así como en el vapor de agua presente en la atmósfera creada con el gas de protección.

Incluso contenidos en el ámbito de trazas pueden sobrepasar la concentración umbral necesaria para que las burbujas nucleen en el baño de fusión; el aluminio es uno de los metales más susceptibles a la formación de porosidad.

Con el fin de reducir al mínimo el riesgo de aparición de porosidad, debe llevarse a cabo una estricta limpieza tanto de la superficie del material a soldar como del alambre de aportación (16).

3.5.2 Agrietamiento

3.5.2.1 Grietas de solidificación

En las aleaciones de aluminio, el agrietamiento se produce a causa de las tensiones que se generan en la unión soldada debido a la elevada dilatación térmica (dos veces la del acero) y a la contracción que el material experimenta durante la solidificación, aproximadamente un 5 % mayor que en las uniones realizadas sobre acero.

Las grietas de solidificación se forman en el centro del cordón y, durante ésta, se suelen extender a lo largo de la línea central del mismo. Este tipo de grietas también se

presenta en los cráteres de soldadura, al final de la operación. Las principales causas de aparición de grietas de solidificación son:

- Combinación inadecuada de metal de aportación - metal base.
- Forma incorrecta de la unión.
- Soldar en condiciones de intenso embridamiento.

El riesgo de que se produzca agrietamiento, se puede reducir utilizando un metal de aportación diferente al base, resistente al agrietamiento (usualmente que forme parte de las series de aleaciones 4XXX o 5XXX). El inconveniente de esta práctica es que la unión que resulte puede tener una resistencia mecánica más baja que la del metal base y no responder adecuadamente al tratamiento térmico posterior. El cordón debe ser suficientemente grueso para soportar las tensiones de contracción. Asimismo, el grado de embridamiento sobre la unión se debe reducir al mínimo utilizando una preparación adecuada de la unión, así mismo un montaje preciso y una secuencia correcta de soldadura.

3.5.2.2 Agrietamiento por licuación

El agrietamiento por licuación se produce en la ZAC, cuando en los límites de grano se forman películas de bajo punto de fusión. Estas películas no pueden soportar las tensiones de contracción que se generan cuando el metal de soldadura solidifica y se enfría. Las aleaciones que se pueden tratar térmicamente, series 6XXX, 7XXX y 8XXX, son más susceptibles a este tipo de agrietamiento ⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾.

Este riesgo se puede reducir utilizando un metal de aportación cuya temperatura de fusión sea más baja que la del metal base; por ejemplo las aleaciones de la serie 6XXX se sueldan con metal de aportación de la serie 4XXX. Sin embargo, para soldar aleaciones con elevado contenido de magnesio (por ejemplo la AA5083) no se debe utilizar metal de aportación de la serie 4XXX, ya que en los límites de la zona de

fusión se puede formar una cantidad excesiva de siliciuro de magnesio (Mg_2Si), con lo que disminuye la ductilidad y aumenta la sensibilidad al agrietamiento.

3.5.2.3 Mal perfil del cordón

El ajuste incorrecto de los parámetros de soldadura o una inadecuada técnica de soldeo pueden introducir imperfecciones en el perfil de la unión, tales como falta de fusión o de penetración y mordeduras. La elevada conductividad térmica del aluminio y la rapidez de solidificación del baño de fusión hacen que estas aleaciones sean especialmente susceptibles a la presencia de imperfecciones en el perfil (19).

3.6 ALEACIÓN AA6082

Las aleaciones de la serie 6XXX son aleaciones de Aluminio-Silicio-Magnesio, estos dos últimos forman un compuesto siliciuro de magnesio (Mg_2Si), que a su vez forma un sistema eutéctico simple con el aluminio. Estas aleaciones se caracterizan por ser tratables térmicamente, mediante el mecanismo de endurecimiento por precipitación (envejecimiento) con lo que se logra mejorar significativamente su resistencia mecánica.

La relación estequiométrica para formar Mg_2Si es de Mg: Si 1.73:1. El contenido de Mg se encuentra entre 0.6 – 1.2 % y el contenido de Si está entre 0.35-1.3 %. En algunas aleaciones pueden ser incluidos cantidades de Mn, Cu y Cr en su composición química (20)(21).

Las aleaciones de aluminio se utilizan en muchas aplicaciones en las que se requiere una combinación de elevada resistencia y bajo peso. La construcción naval es un sector en el que es particularmente deseable un peso ligero. De hecho, el primer barco de aluminio se construyó en 1891, y en 1953 el primer buque de aluminio soldado (22).

Las dos aleaciones de aluminio más utilizadas en la construcción naval son la AA5083 (AlMg4.5Mg) para chapas y la AA6082 (AlSi1Mg) para extrusión (23) (24).

La aleación AA6082 también se utiliza con fines estructurales, siendo de interés debido a la combinación de reducida densidad, su resistencia mecánica y su resistencia a la corrosión, lo que resulta una ventaja con respecto a otras aleaciones de aluminio e incluso con relación al acero. (Tabla 3.1) (25).

Aleación	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	Ductilidad $L_0 : 50mm$ (%)	Resistencia a la Corrosión	Densidad (gr/cm ³)
AA6061-T4	140	235	21	Buena	2.7
AA6061-T6	270	310	14	Buena	2.7
AA6082-T4	170	260	19	Buena	2.7
AA6082-T5	275	325	11	Buena	2.7
AA6082-T6	310	340	11	Buena	2.7
Acero ASTM A-36	250	400	23	Mala	7.8

Tabla 3.1: Características de la aleación AA6082 frente a otras aleaciones.

La aleación AA6082, en su estado de máxima resistencia mecánica T6, tiene el límite elástico mayor que el de un acero estructural de tipo ASTM A-36 con la gran ventaja de tener una buena resistencia a la corrosión y ser tres veces más ligero que el acero.

3.6.1 Aplicaciones de la aleación AA6082

Estructuras ligeras para vagones de ferrocarril, construcciones navales, plataformas marítimas, puentes civiles y militares, bicicletas y sus accesorios, calderería, estructuras para vehículos, sistemas hidráulicos, equipamiento de minas, torres, tecnología nuclear, etc.

Estas aleaciones tienen un gran potencial de aplicación en la industria en la fabricación de embarcaciones marinas por su resistencia a la corrosión, en medios ambientes agresivos.

3.6.2 Tratamiento térmico

Las características mecánicas de las aleaciones de endurecimiento estructural dependen de tratamientos térmicos tales como puesta en solución (o solubilización), temple y maduración (natural o artificial). En ciertos casos pueden completarse con estirado en frío en determinada fase del tratamiento.

3.6.2.1 Solubilización

Para las aleaciones de la familia 6XXX, se hacen a temperatura del orden de 530 °C. Esta temperatura se eleva cuando la aleación está cargada de los elementos aleantes; magnesio y silicio. La duración de mantenimiento a temperatura depende del espesor de los productos.

Durante el mantenimiento prolongado a temperaturas elevadas, los compuestos intermetálicos del tipo Mg_2Si , se redisuelven y la aleación forma entonces una solución sólida homogénea.

3.6.2.2 Temple

Se trata de un enfriamiento muy rápido del metal que se hace normalmente por inmersión o ducha en agua fría a la salida del horno en la laminación o en la prensa de extrusión, cuando el temple se hace a la salida de la hilera. El enfriamiento brutal del metal tiene por efecto impedir la precipitación de los compuestos intermetálicos.

3.6.2.3 Revenido o envejecimiento

Después del temple la solución sólida sobresaturada está en un estado metaestable. La vuelta al equilibrio, es decir la precipitación de los compuestos intermetálicos que provocan el endurecimiento estructural, se puede hacer de dos maneras:

- Por maduración a temperatura ambiente (envejecimiento natural), estado T4.
- Por revenido, es decir un calentamiento de varias horas entre 160° y 180 °C para la serie 6XXX. El revenido (maduración artificial) acelera la precipitación. Se realiza inmediatamente después del temple (26).

Las aleaciones de aluminio, como la AA6082, que es endurecible por tratamiento térmico, mejoran sus propiedades mecánicas al promover en la matriz de aluminio la precipitación de segundas fases (Mg_2Si) que distorsionan localmente la red cristalina e impiden el movimiento de los planos de deslizamiento, provocando con ello el endurecimiento del material. La cinética de precipitación, el tamaño de los precipitados y por tanto, el nivel de endurecimiento, dependerá de la temperatura del tratamiento. Cuanto más alta sea la temperatura más rápido será el endurecimiento pero menor el valor máximo de resistencia mecánica alcanzada. Por ello si se quiere alcanzar altos valores de resistencia a la tracción se emplean temperaturas de envejecimiento lo mas bajas posibles.

Un proceso de soldadura eleva localmente la temperatura del material hasta llegar a fundirlo, por ello es de esperar que una región de la zona afectada térmicamente haya sido expuesta a temperaturas por encima de la correspondiente al tratamiento térmico de envejecimiento. El resultado será que en la unión soldada las propiedades mecánicas del material serán inferiores a las del material base endurecido por precipitación (27) (28) (29).

3.6.3 Soldabilidad

Para realizar la soldadura del aluminio se debe tener especial cuidado en la preparación de la junta, la superficie del metal base debe recibir una preparación especial retirando la capa de alúmina ya sea por métodos químicos o mecánicos, los productos contaminantes principalmente grasas, agua y aceites deben ser eliminados ya que su presencia durante la operación de soldeo originarían defectos como grietas, porosidades, etc.

En ocasiones es necesario un precalentamiento adecuado ($100^{\circ} - 300^{\circ} \text{C}$), que depende del espesor de la plancha, esto se debe a que el aluminio a pesar de tener un bajo punto de fusión requiere de un alto aporte de calor para poder fundirse (calor específico de fusión) y, a su vez, tiene una gran conductividad térmica, de manera que de no tener la temperatura adecuada, la pérdida de calor por transferencia a través de la plancha traería consigo problemas de fusión incompleta en el cordón de soldadura.

El precalentamiento es necesario cuando, manteniendo los valores indicativos para los parámetros de soldadura, no se consigue una penetración suficiente, es decir cuando el calor aportado se elimina tan rápidamente que no se pueden fundir los bordes de la junta y el material de aportación (30).

La aleación AA6082 pertenece al tipo de aluminios forjados tratables térmicamente, de manera que son endurecidos por envejecimiento para mejorar sus propiedades

mecánicas y es así como son comercializados. Durante el proceso de soldadura se presenta una zona afectada por el calor (ZAC) en donde la resistencia mecánica puede verse afectada, debido a la disolución de todos los precipitados y a la eliminación de su condición de envejecido. En estas condiciones, sería necesario recurrir a un tratamiento térmico de postsoldadura para tratar de uniformizar las propiedades mecánicas del material.

3.6.4 Materiales de aportación

Existen tres principales tipos de materiales de aportación: Aluminio sin elementos de aleación (Al > 99 %); aluminio silicio, con un contenido en Si entre 4 y 12 % (a veces con contenidos de 0.2 a 0.6 % de Mg); aluminio magnesio, con un contenido en Mg entre 3 a 6 % (aleado además con elementos como Mn, Si, Zr y Ti) ⁽³¹⁾⁽³²⁾⁽³³⁾⁽³⁴⁾.

3.6.5 Proceso de soldadura

En general las aleaciones de aluminio se pueden soldar por: Arco eléctrico, soldadura autógena, TIG (Tunsten Inert Gas) y MIG (Metal Inert Gas); los dos primeros son utilizados generalmente en operaciones de mantenimiento y reparación, pero si lo que se quiere es garantizar la calidad del trabajo se utilizan los procesos TIG o MIG. El proceso TIG es recomendado cuando se trabaja con planchas delgadas, por lo que queda limitado, mientras que el MIG por su mayor velocidad de deposición se prefiere en mayores espesores.

En el proceso **MIG** existen tres formas de transferir el material de aporte: Corto circuito, globular y arco pulverizado o en spray, que se dan dependiendo del rango de corriente y voltaje; la transferencia por cortocircuito no es aplicable en la soldadura de aluminio, pero se caracteriza por permitir cualquier posición de soldeo; la transferencia spray tiene alta deposición pero sólo es aplicable en posición horizontal y, finalmente, la transferencia globular no es aplicable en operaciones de soldadura en general, **(Tabla 3.2)**.

Una forma de lograr elevadas tasas de depositación de material de aporte, similares a las de transferencia en “spray”, pudiéndose soldar en cualquier posición, es trabajar con una corriente pulsada (arco pulsado).

TRANSFERENCIA	APLICACIÓN
Transferencia “spray”	Es la transferencia normal en el soldeo MIG del aluminio.
Transferencia globular	No se utiliza porque sólo se consigue una fusión incompleta.
Transferencia por corto-circuito	No se utiliza porque no permite una buena fusión ni buena limpieza persistiendo la capa de óxido.
Transferencia por arco pulsado	Se utiliza para soldeo en cualquier posición.

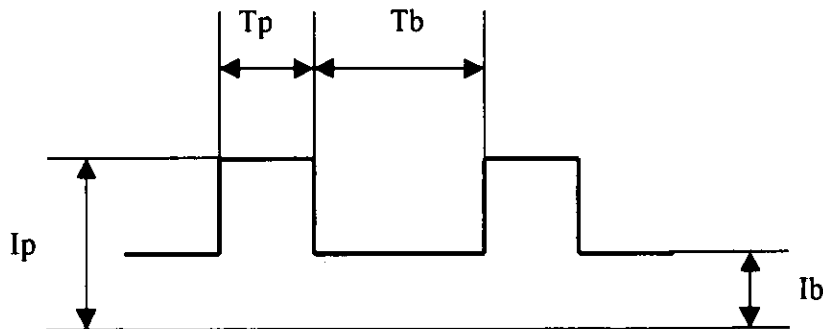
Tabla 3.2 : Tipos de transferencia en el soldeo MIG del aluminio y sus aleaciones (35).

3.7 FUNDAMENTOS DE TRANSFERENCIA POR ARCO PULSADO

El sistema MIG-MAG por arco pulsado fue desarrollado con el fin de facilitar la modalidad de transferencia por spray (spray transfer) a niveles de corriente relativamente bajos.

El arco se mantiene gracias a una corriente de base (I_b) de reducido valor (40 – 50 A), induciéndose la transferencia de material mediante un aumento controlado e instantáneo de la corriente de soldadura (I_p), (**figura 3.3**).

En general, la forma de la onda de corriente es cuadrada, pudiéndose regular tanto la duración y la altura del impulso como la frecuencia del mismo. La corriente de impulso y su duración controlan el desprendimiento de las gotas formadas en la punta del hilo, y la frecuencia, el número de las mismas transferidas hacia el material base por segundo.



I_p : Corriente de pulso máxima **T_p** : Tiempo de la corriente de pulso máxima

I_b : Corriente de base **T_b** : Tiempo de base

Freq : Número de pulsos por segundo

Slope Time : Inclinación del flanco del pulso

K_a y K_i : Factores de regulación de la longitud del arco

Figura 3.3: Fase de transferencia por arco pulsado.

Esta mejora del control del material transferido, conseguida con las técnicas de arco pulsado, permite la reducción práctica de proyecciones mejorando el aspecto superficial de las soldaduras (36).

El proceso **MIG pulsado** es un proceso que consiste en suministrar la corriente controlada por pulsos, de manera que se logra un proceso mejorado, con alta deposición de material, que puede trabajar en todas las posiciones y especialmente con

un menor aporte de calor. Las ventajas del proceso de soldadura por arco pulsado se pueden resumir de la siguiente manera:

- Menor aporte térmico que produce menores deformaciones y un baño de fusión y una ZAC mas estrecha.
- Se puede soldar material más delgado, hasta 1,5 mm de espesor.
- Al ser un arco estable hace disminuir el riesgo de defectos de soldadura.
- Mayor penetración.
- Mejor control del baño de fusión en posiciones más difíciles.

4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 MATERIAL BASE

Para llevar a cabo el objetivo propuesto, que es el estudio de la soldabilidad en la aleación AA6082 y el estudio de sus propiedades mecánicas, utilizando para ello técnicas de soldadura que originen fusión del material soldado, como es la soldadura MIG, se planteó la siguiente metodología de trabajo:

4.1.1 Características nominales de la aleación AA6082, Al-Mg-Si

En las (Tablas 4.1, 4.2, 4.3 y 4.4) se indican las características típicas de la aleación en estudio, así como las temperaturas y tiempos necesarios para su tratamiento térmico.

%	Mg	Si	Mn	Fe	Cr	Cu	Zn	Ti	Otros		Al
Mínimo	0.60	0.70	0.40	----	----	----	----	----	Otros	Total	----
Máximo	1.20	1.30	1.00	0.50	0.25	0.10	0.20	0.10	0.05	0.10	resto

Tabla 4.1: Composición química nominal

Módulo Elástico (MPa)	Densidad (g/cm ³)	Intervalo de Fusión (°C)	Coef. de Dilatación (1 / 10 ⁶ K)
70 000	2.71	575 - 650	23.1

Tabla 4.2: Propiedades típicas a temperatura ambiente 20 °C

Estado	Características a la Tracción			Dureza Brinell (HB)
	σ_{\max} (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	
O	130	60	27	35
T1	260	170	14	70
T4	260	170	19	70
T5	325	275	11	90
T6	340	310	11	95

Tabla 4.3: Propiedades mecánicas típicas a temperatura ambiente (20 °C)

Estado	Tratamiento de Solución	Medio De Temple	Maduración Artificial	Maduración Natural
T4	530°C +/- 5°C	agua a 40°C	-----	8 días mínimo
T6	530°C +/- 5°C	agua a 40°C	8 hr a 175+/-5 °C ó 6 hr a 185°C+/-5 °C	-----

Tabla 4.4: Temperaturas y tiempos de tratamientos térmicos

Otras temperaturas de tratamientos térmicos recomendados

- Intervalo de temperatura de forja : 350 °C - 500 °C
- Recocido total : 420 °C con enfriamiento lento hasta 250 °C
- Recocido contra acritud : 340 °C

4.1.2 Composición química y características mecánicas del material base soldado. Datos proporcionados por el fabricante

La aleación AA6082 se recibió en forma de chapón laminado de 2 m x 1 m y de 3 mm de espesor con un tratamiento térmico T6; fue suministrado por la empresa española ALU-STOCK S.A.

Elemento	Mg	Si	Mn	Fe	Cu	Cr	Zn	Ti
%	0.86	0.91	0.56	0.40	0.03	0.02	0,02	0.03

Tabla 4.5: Composición química

Resistencia y alargamiento		
$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	δ (%)
341	304	13

Tabla 4.6: Resistencia y alargamiento en estado T6.

4.2 COMPOSICIÓN QUÍMICA Y CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LAS ALEACIONES DE APORTE ER4043 (AlSi5) Y ER5356 (AlMg5). DATOS SUMINISTRADOS POR EL FABRICANTE

Para la elección del material de aporte, hay que tomar en cuenta la composición del material base y los requerimientos exigibles al producto acabado. Para las aleaciones tratadas térmicamente como es el caso de la aleación AA6082, se deben emplear materiales de aporte con mayor contenido de silicio (Si) o de magnesio (Mg), con objeto evitar una posible fisuración en caliente. Los dos aportes empleados, ER4043 y ER5356, contienen respectivamente 5% de Si y 5% de Mg en peso.

También hay que tener en consideración que, si el material soldado va a ser sometido a un anodizado posterior, no se debe emplear aleaciones tipo AlSi ya que se apreciara una diferencia de color entre el material base y la zona soldada (gris oscuro).

A continuación se muestra en las tablas la composición química de los materiales de aporte empleados y las propiedades mecánicas de estos depositados, (Tablas 4.7 y 4.8).

Tipo de Aporte	Mg	Si	Fe	Mn	Zn	Al
ER4043	0.003	4.95	0.125	0.002	0.008	Resto
ER5356	5.00	0.20	0.20	0.15	----	Resto

Tabla 4.7: Composición química de los materiales de aporte

Propiedades mecánicas del material depositado	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	Dureza	
		(HB)	(HV)
ER4043	165	55 - 62	56 - 64
ER5356	265	70 - 80	72 - 82

Tabla 4.8: Propiedades mecánicas del metal de aporte depositado

4.3 ENSAYOS DE SOLDADURA MIG CON ARCO PULSADO

4.3.1 Ensayos de soldadura

Todos los cordones de soldadura se realizaron empleando el proceso MIG por arco pulsado. Dado que la aplicación de este procedimiento de soldeo no es tan generalizado, especialmente si se utilizan aleaciones de aluminio, como un primer paso, se llevó a cabo la puesta a punto del proceso, realizando ensayos previos de soldadura sobre aleaciones de aluminio de diferentes espesores. El objetivo principal fue el de familiarizarse con la técnica del proceso y la propia máquina de soldeo.

El equipo de soldadura empleado fue una máquina ARISTO 500, (**figura 4.1**), la cuál está controlada por un microprocesador que permite modificar los datos del proceso de soldeo a aplicar, a partir de los cuales la propia máquina calcula los parámetros restantes (control sinérgico). Los cordones de soldaduras se hicieron con la máquina trabajando en el modo sinérgico, en donde sólo es necesario introducir el tipo de proceso de soldadura (MIG), tipo de arco (pulsado), tipo de aleación del aporte (AlMg

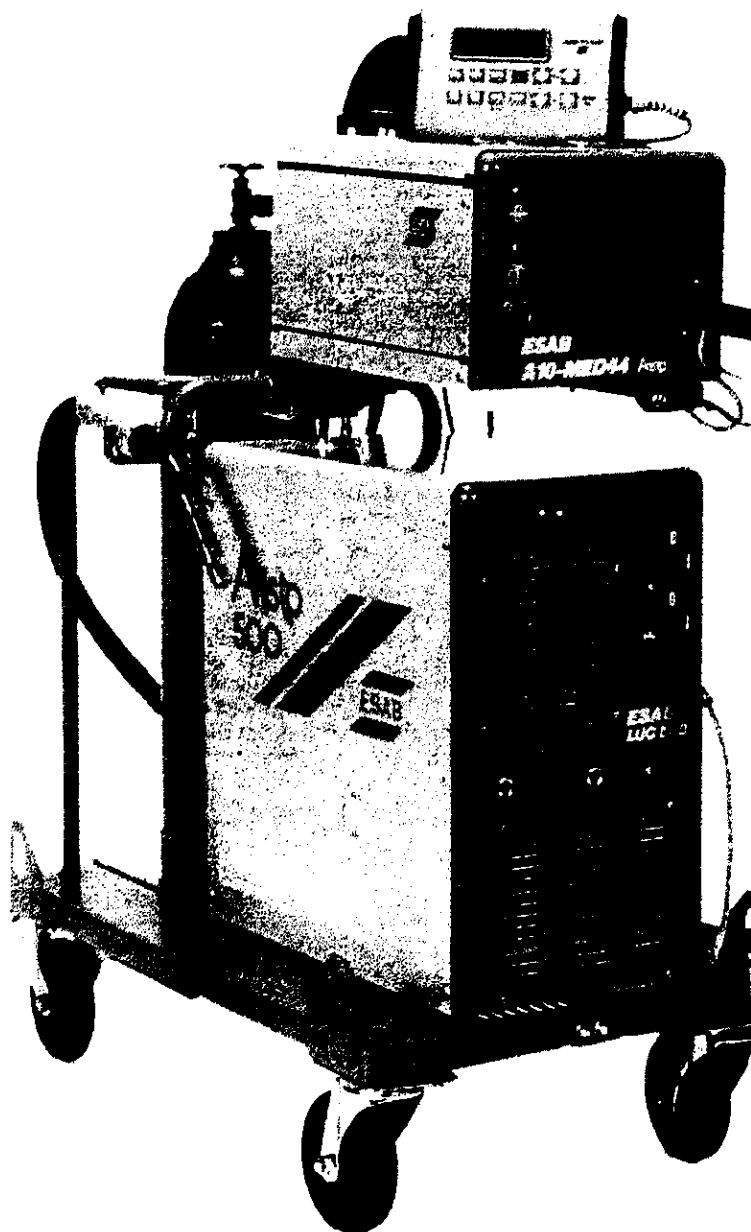


Figura 4.1: Equipo de soldadura ARISTO 500.

ó AlSi), gas de protección a usar (argón), diámetro del alambre de aportación (1.2 mm) y la velocidad del alambre de aportación (variable). El resto de parámetros de soldeo como corriente de pulso máxima, tiempo del pulso, corriente base y frecuencia los calcula la máquina automáticamente.

Para la selección inicial de los parámetros de soldeo se emplearon datos obtenidos de la bibliografía, a partir de ellos se fueron buscando las condiciones óptimas de soldeo para cada caso. Se hicieron una gran cantidad de cordones de soldadura, utilizando diferentes valores de energía térmica bruta aportada (E.B.A.), con el fin de obtener la mínima energía necesaria para obtener uniones satisfactorias en cada condición de soldeo.

$$\text{E.B.A. (J/mm)} = \frac{V (V) * I (A)}{\text{Vel. Soldeo (cm/min)}} * 6$$

En donde,

V : voltaje de soldadura. A mayor amperaje mayor voltaje.

I : amperaje de soldadura, esta relacionado con la velocidad del alambre de aportación (Wfs).

Vel. Soldeo : velocidad de soldeo, velocidad de avance del electrodo.

Como una primera evaluación a las muestras soldadas, se hizo una inspección visual a cada una de ellas, con el objeto de observar si presentaban discontinuidades como falta de penetración, proyecciones, porosidad, fisuración, etc., aceptando o rechazando la muestra. Posteriormente al considerarse la unión soldada como aceptable se procedió a analizar una sección transversal al cordón, se hizo el corte manualmente mediante un arco de sierra, a las dimensiones de 50 mm de longitud y 6 mm de ancho, en cuyo centro se ubicaba el cordón. Posteriormente se desbastó hasta el papel abrasivo número 1,200 y mediante inspección visual se observó si la unión presentaba falta de fusión, penetración, poros, etc.

Una vez optimizados los parámetros de soldadura para un determinado nivel mínimo de aporte térmico, se obtuvieron las muestras soldadas necesarias para el estudio. Para ello, se hicieron uniones con diferentes condiciones de soldeo en muestras de la aleación de aluminio AA6082 de 3 mm de espesor; como materiales de aporte utilizaron las aleaciones ER-4043 y ER-5356 (1.2 mm de diámetro), mediante el proceso MIG con arco pulsado. Los parámetros de soldadura, así como de las condiciones de soldeo, están resumidos en las (**Tablas 4.9, 4.10, 4.11, 4.12 y 4.13**). Se modificó la velocidad de soldeo, del aporte, la cantidad del gas de protección y la preparación de las superficies a unir. Además, se emplearon dos tipos de juntas.

Se utilizó como gas de protección argón, variando la cantidad aportada de gas entre 16 a 20 l/min, para un rango de intensidad promedio comprendido entre 90 y 210 A ⁽³⁷⁾.

Se hicieron uniones con una y dos pasadas de material de aporte empleando una separación de 0.9 mm y de 1.2 mm respectivamente, en juntas tipo "I", (**figura 4.2**). También se hicieron uniones con dos pasadas de material de aporte en muestras con juntas tipo "V", sin separación entre planchas, (**figura 4.3**).

PARÁMETROS DE SOLDEO EMPLEADOS EN LAS MUESTRAS ANALIZADAS**SOLDADURA MIG, ARCO PULSADO, UNA PASADA DE APORTE**

METAL BASE	: AA6082 (Al-Mg-Si)	JUNTA	: Tipo " I "
MATERIAL DE APORTE	: ER-4043 (AlSi5)	SEPARACIÓN	: 0.9 mm
GAS DE PROTECCIÓN	: Argón	BACKING	: Acero inoxidable (A)

Muestra N°	Velocidad Soldeo (cm/min)	Velocidad Aporte (m/min)	Caudal (l/min)	Promedio		CONDICIONES DE ARCO PULSADO						
				Amperaje	Voltaje	I _p (A)	I _b (A)	T _p (ms)	F _{res} (Hz)	Slope Time	K _a (%)	K _i (%)
10Si-1I	37	5.5	16	108	22.5	220	56	2.0	180	9	44	0
5Si-1I	38	5.5	16	112	22.5	220	56	2.0	180	9	44	0
1Si-1I	46	6.5	16	136	23.5	220	76	2.0	222	9	32	0
6Si-1I	63	8.0	18	168	25.0	220	116	2.0	284	9	14	0
11Si-1I	79	9.5	20	198	26.5	220	192	2.0	284	9	10	0
7Si-1I	80	10.0	20	208	27.0	220	220	2.0	284	9	10	0

Superficies de unión cepilladas con escobilla de acero inoxidable y limpieza final con acetona.

Tabla 4.9

PARÁMETROS DE SOLDEO EMPLEADOS EN LAS MUESTRAS ANALIZADAS**SOLDADURA MIG, ARCO PULSADO, DOS PASADAS DE APORTE**

METAL BASE : AA6082 (Al-Mg-Si)
MATERIAL DE APORTE : ER-4043 (AlSi5)
GAS DE PROTECCIÓN : Argón

JUNTA : Tipo " V "
SEPARACIÓN : 0.0 mm
BACKING : Acero inoxidable (D)

Muestra N°	Velocidad Soldeo (cm/min)	Velocidad Aporte (m/min)	Caudal (l/min)	Promedio		CONDICIONES DE ARCO PULSADO							Observación
				Amperaje	Voltaje	I _p (A)	I _b (A)	T _p (ms)	F _{res} (Hz)	Slope Time	Ka (%)	Ki (%)	
3Si-2V	66	5.0	16	100	22.0	220	48	2.0	160	9	50	0	1.cordón raíz
	53	5.0	16	100	22.0	220	48	2.0	160	9	50	0	2.cordón cara
4Si-2V	86	6.0	17	124	23.0	220	64	2.0	202	9	38	0	1.cordón raíz
	68	6.0	17	124	23.0	220	64	2.0	202	9	38	0	2.cordón cara
12Si2V	57	4.5	17	88	21.5	220	40	2.0	138	9	57	0	1.cordón raíz
	53	5.0	17	100	22.0	220	48	2.0	160	9	50	0	2.cordón cara
13Si2V	73	5.5	20	108	22.5	220	56	2.0	180	9	44	0	1.cordón raíz
	78	6.5	20	136	23.5	220	76	2.0	222	9	32	0	2.cordón cara

Superficies de unión cepilladas con escobilla de acero inoxidable y limpieza final con acetona.

Tabla 4.10

PARÁMETROS DE SOLDEO EMPLEADOS EN LAS MUESTRAS ANALIZADAS
SOLDEO MIG, ARCO PULSADO, UNA PASADA DE APORTE

METAL BASE : AA6082 (Al-Mg-Si) JUNTA : Tipo " I "

MATERIAL DE APORTE : ER-5356 (AlMg5) SEPARACIÓN : 0.9 mm

GAS DE PROTECCIÓN : Argón BACKING : Acero inoxidable (A)

Muestra Nº	Velocidad Soldeo (cm/min)	Velocidad Aporte (m/min)	Caudal (l/min)	Promedio		CONDICIONES DE ARCO PULSADO						
				Amperaje	Voltaje	I _p (A)	I _b (A)	T _p (ms)	F _{freq} (Hz)	Slope Time	Ka (%)	Ki (%)
3Mg-1I	40	6.5	12	96	21.0	260	44	2.4	120	9	51	0
8Mg-1I	40	6.5	18	92	21.0	260	44	2.4	120	9	51	0
10Mg1I	40	6.5	18	96	21.0	260	44	2.4	120	9	51	0
(*)1Mg-1I	50	7.5	10	111	21.7	260	52	2.4	140	9	40	0
2Mg-1I	50	7.5	10	111	21.7	260	52	2.4	140	9	40	0
4Mg-1I	60	8.5	12	140	22.5	260	56	2.4	158	9	28	0
5Mg-1I	72	9.5	14	156	23.5	260	68	2.4	178	9	16	0
6Mg-1I	83	10.5	15	172	24.2	260	84	2.4	196	9	10	0
9Mg-1I	83	10.5	20	168	24.2	260	84	2.4	196	9	10	0
11Mg1I	83	10.5	20	168	24.2	260	84	2.4	196	9	10	0
7Mg-1I	94	11.5	16	188	25.3	260	100	2.4	216	9	10	0

(*) Superficies de unión decapadas, cepilladas con escobilla y limpieza final con acetona.
 Superficies de unión cepilladas con escobilla de acero inoxidable y limpieza final con acetona.

Tabla 4.11

PARÁMETROS DE SOLDEO EMPLEADOS EN LAS MUESTRAS ANALIZADAS

SOLDEO MIG, ARCO PULSADO, DOS PASADAS DE APORTE

METAL BASE : AA6082 (Al-Mg-Si)
MATERIAL DE APORTE : ER-5356 (AlMg5)
GAS DE PROTECCIÓN : Argón

JUNTA : Tipo " I "
SEPARACIÓN : 1.2 mm
BACKING : Acero inoxidable (D)

Muestra Nº	Velocidad Soldeo (cm/min)	Velocidad Aporte (m/min)	Caudal (l/min)	Promedio		CONDICIONES DE ARCO PULSADO							Observaciones
				Amperaje	Voltaje	I _p (A)	I _b (A)	T _p (ms)	F _{freq} (Hz)	Slope Time	K _a (%)	K _i (%)	
1Mg-2I	38	6.0	17	88	20.5	260	40	2.4	112	9	57	0	1. cordón
	48	6.0	17	88	20.5	260	40	2.4	112	9	57	0	2. cordón
2Mg-2I	38	8.0	19	124	22.2	260	56	2.4	150	9	34	0	1. cordón
	48	9.0	20	140	23.0	260	64	2.4	168	9	22	0	2. cordón
3Mg-2I	38	7.0	18	104	21.3	260	48	2.4	130	9	46	0	1. cordón
	48	7.0	18	104	21.3	260	48	2.4	130	9	46	0	2. cordón
4Mg-2I	38	7.0	18	104	21.3	260	48	2.4	130	9	46	0	1. cordón
	48	7.0	18	104	21.3	260	48	2.4	130	9	46	0	2. cordón

Preparación de las superficies a soldar : cepilladas con escobilla de acero inoxidable y limpieza final con acetona.

Tabla 4.12

PARÁMETROS DE SOLDEO EMPLEADOS EN LAS MUESTRAS ANALIZADAS
SOLDEO MIG, ARCO PULSADO, DOS PASADAS DE APORTE

METAL BASE	: AA6082 (Al-Mg-Si)	JUNTA	: Tipo " V "
MATERIAL DE APORTE	: ER-5356 (AlMg5)	SEPARACIÓN	: 0.0 mm
GAS DE PROTECCIÓN	: Argón	BACKING	: Acero inoxidable (D)

Muestra N°	Velocidad Soldeo (cm/min)	Velocidad Aporte (m/min)	Caudal (l/min)	Promedio		CONDICIONES DE ARCO PULSADO							Observaciones
				Amperaje	Voltaje	I _p (A)	I _b (A)	T _p (ms)	F _{req} (Hz)	Slope Time	K _a (%)	K _i (%)	
1Mg-2V	65	6.0	17	88	20.5	260	40	2.4	112	9	57	0	1. cordón raíz
	52	6.0	17	88	20.5	260	40	2.4	112	9	57	0	2. cordón cara
2Mg-2V	57	6.0	17	88	20.5	260	40	2.4	112	9	57	0	1. cordón raíz
	51	6.0	17	88	20.5	260	40	2.4	112	9	57	0	2. cordón cara
12Mg-2V	38	5.5	19	112	22.5	220	56	2.0	220	9	44	0	1. cordón raíz
	48	6.5	19	136	23.5	220	76	2.0	222	9	32	0	2. cordón cara
13Mg-2V	63	8.0	19	168	25.0	220	116	2.0	284	9	14	0	1. cordón raíz
	84	10.0	19	208	27.0	220	220	2.0	284	9	10	0	2. cordón cara

Preparación de las superficies a soldar : cepilladas con escobilla de acero inoxidable y limpieza final con acetona.

Tabla 4.13

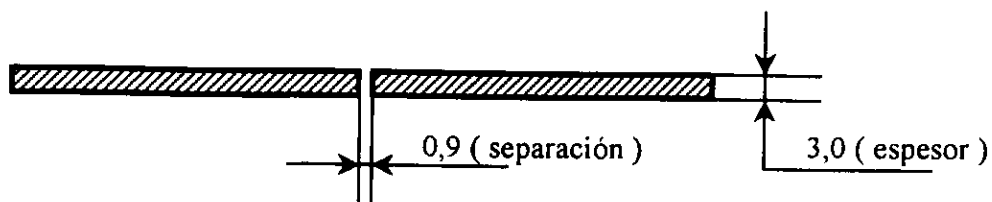


Figura 4.2 : Junta tipo " I ", para uniones con una y dos pasadas de material de aporte.

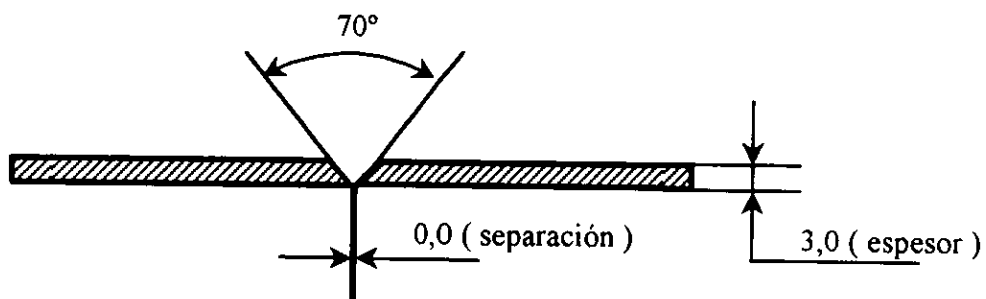


Figura 4.3 : Junta tipo " V ", usada en uniones con dos pasadas de material de aporte.

Nota : Medidas dadas en milímetros

En nuestro caso, por condiciones del equipo de soldeo empleado, la velocidad máxima de soldadura que se puede utilizar es de 100 cm/min. Así mismo, la mínima intensidad con la que se puede soldar es de 90 A (limitado por el diámetro del aporte), debido a que un menor amperaje no tendría la suficiente fuerza para mantener el arco estable y fundir el aporte. Por otro lado, por recomendación del fabricante, la máxima intensidad aplicable al electrodo es de 250 A. El amperaje está regulado por la velocidad del alambre de aportación (Wfs); si la velocidad del aporte aumenta aumentará el amperaje, **(figura 4.4)**.

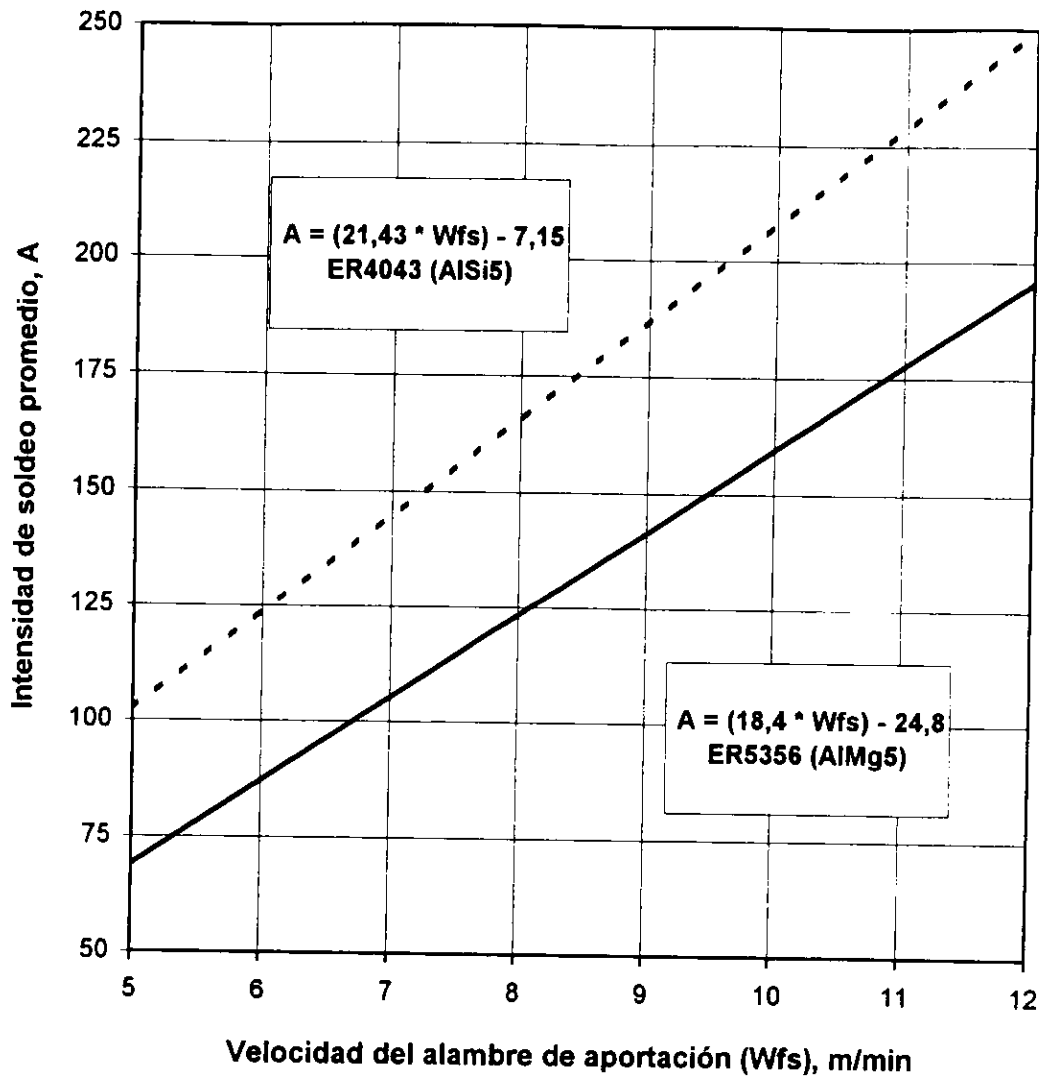
De manera similar, a mayor amperaje de soldeo mayor será el voltaje y no dependerá de la longitud del arco, pues se regula automáticamente, manteniéndose prácticamente constante durante todo el proceso de soldeo. En la **figura 4.5**, se aprecia como al aumentar la velocidad del alambre de aportación (incremento del amperaje de soldadura), le corresponde un incremento en el voltaje de soldeo.

Hay que tener en cuenta en este trabajo, que cuando nos referimos a un valor de intensidad para un determinado proceso de soldeo por arco pulsado, se está haciendo referencia a un valor de intensidad promedio. Esto es debido a que en el proceso por arco pulsado se trabaja con dos tipos de corriente, una llamada de pulso máxima y otra menor conocida como corriente de base. La intensidad varía dentro de estos dos valores de acuerdo a una determinada frecuencia. En el capítulo 3 se hace referencia a este aspecto con mayor detalle.

4.3.2 Preparación de las muestras a ser soldadas

Para la elaboración de las probetas de soldadura se realizó la siguiente secuencia:

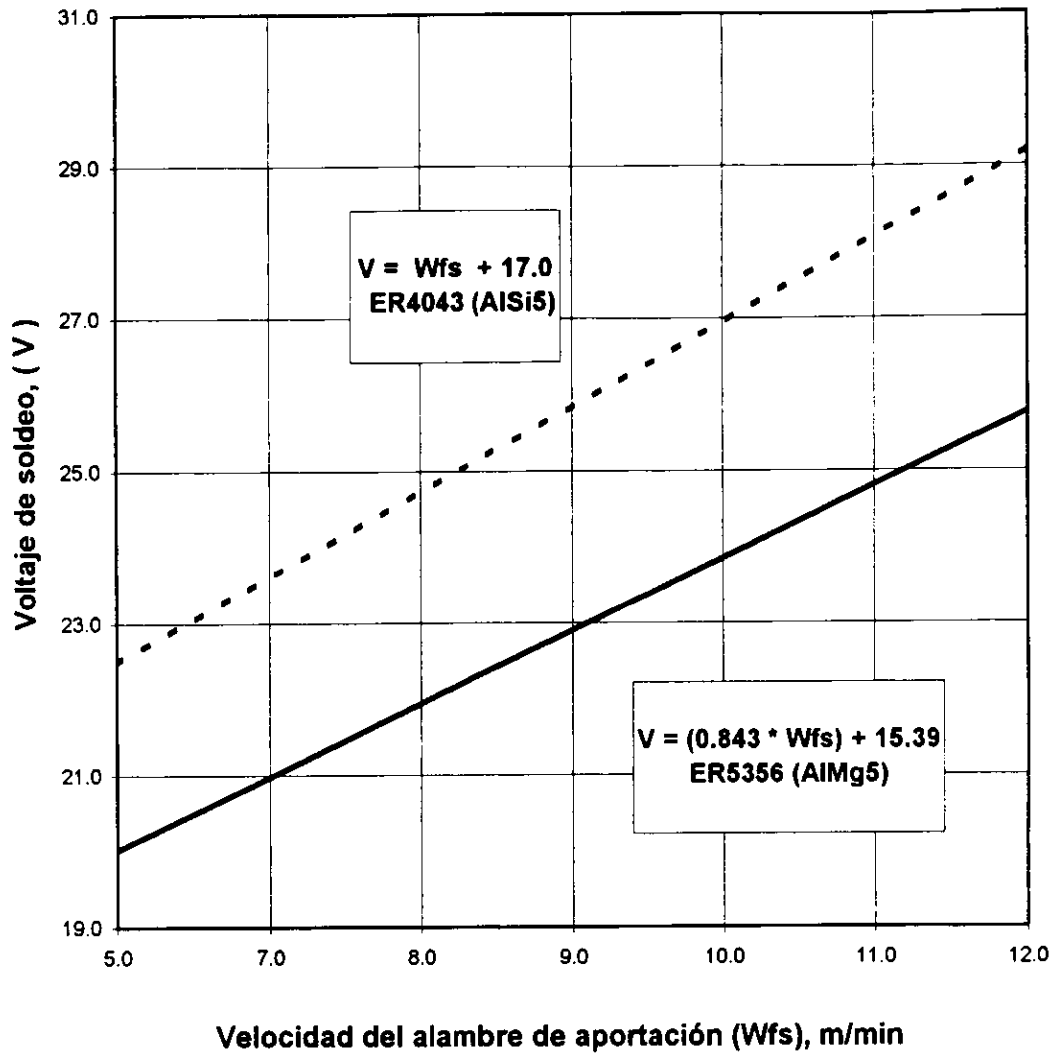
- a) Corte de las planchas de aluminio mediante cizalla, a las medidas de 150 mm x 300 mm y de 100 mm x 150 mm, con el fin de obtener los dos tipos de muestras.

VARIACIÓN DE INTENSIDAD CON LA VELOCIDAD DEL APORTE**SOLDEO MIG CON ARCO PULSADO****OBSERVACIONES :**

A : Intensidad de soldado promedio en amperios.

Diámetro del alambre de aportación : 1,2 mm.

Figura 4.4

VARIACIÓN DEL VOLTAJE CON LA VELOCIDAD DEL APORTE**SOLDADURA MIG CON ARCO PULSADO****OBSERVACIONES :**

V : Voltaje de soldado.

Diámetro del alambre de aportación : 1,2 mm.

Figura 4.5

- b) Elaboración de las juntas, en el caso de una tipo “I” no es necesario mecanizarla, pues con el corte a cizalla se obtiene una junta adecuada, (**figura 4.2**). Para la junta tipo “V” es necesario realizar un chaflán en uno de los extremos de la muestra, a 35°, (**figura 4.3**).

4.3.3 Preparación superficial de las muestras

La preparación superficial de las juntas a soldar se hizo mediante dos técnicas:

- a) Desengrase con acetona, seguido de un fresado químico por inmersión durante 15 minutos, en el decapante industrial “Turco Smut GO-Nº4” (agua destilada 100 ml, H₂SO₄ 7 ml y 4 g de turco 4) y cepillado con escobilla de acero inoxidable. Posteriormente se hizo una limpieza final con acetona.
- b) Cepillado fuerte con escobilla de acero inoxidable seguido de una limpieza final con acetona.

4.3 TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN MECÁNICA

Las técnicas de caracterización que se presentan son: ensayos de tracción y ensayo de dureza, los cuales se describen a continuación:

4.4.1 Ensayos de tracción

Una vez realizada la inspección visual inicial y cuando ésta daba por buena una unión soldada, se llevaron a cabo ensayos de tracción preliminares, con objeto de tener la certeza de haber alcanzado penetración total y que la soldadura no presenta porosidad elevada o escoria en el interior del cordón. Para ello, se prepararon dos muestras que se obtuvieron de una sección transversal al cordón a partir de los 20 mm de un extremo de la unión, con una longitud total de 100 mm y de 10 mm de ancho.

Por lo general, cuando una unión soldada presente falta de penetración, ésta se romperá por el material de aporte (centro del cordón), analizando la superficie de fractura, se podrá apreciar la falta de penetración, además de otros tipos de discontinuidades como es el caso de porosidad o rechupes interdendríticos, si los contiene.

Una vez confirmada que una muestra soldada poseía la calidad suficiente, es decir, no presentaba defectos, se cortaron probetas en dirección transversal al cordón de soldadura, (**figura 4.6**), para llevar a cabo los ensayos de tracción. Normalmente, se prepararon tres muestras para cada condición de ensayo de soldadura así como de tratamiento térmico. El objetivo era determinar su resistencia mecánica y su ductilidad.

Se utilizaron tres tipos de probetas, (**figura 4.7**). La primera probeta tiene dimensiones normalizadas con una longitud entre marcas de 100 mm y un ancho de 15 mm. La segunda y tercera no lo están. Una de ellas tiene 200 mm de longitud total y 15 mm de ancho, con una longitud entre marcas de 100 mm, la otra es de menor longitud y ancho, siendo esta de 100 mm de longitud total, 10 mm de ancho y una longitud entre de marcas de 50 mm.

El equipo utilizado para los ensayos de tracción es una máquina universal, *Servosis* de 100 kN modelo *MIC-100*, el cuál lleva acoplado un sistema de control y registro informático. La velocidad de carga solicitación aplicada en todos los ensayos fue de 0,8 mm/s, lo que significa trabajar con velocidad de deformación de $1,33 \times 10^{-4}$ y $2,67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ según la longitud de calibración empleada a cada probeta (100 y 50mm, respectivamente).

$$\dot{\epsilon} = (0,8 / 100) / 60 \text{ s} = 8 / 6 * 10^{-4} = 1,33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$$

$$\dot{\epsilon} = (0,8 / 50) / 60 \text{ s} = 8 / 3 * 10^{-4} = 2,67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$$

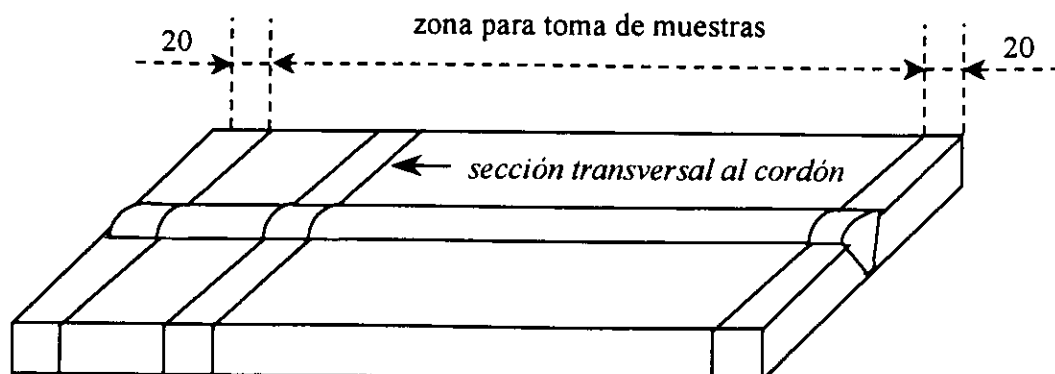


Figura 4.6 : Zona de obtención de probetas para los ensayos.

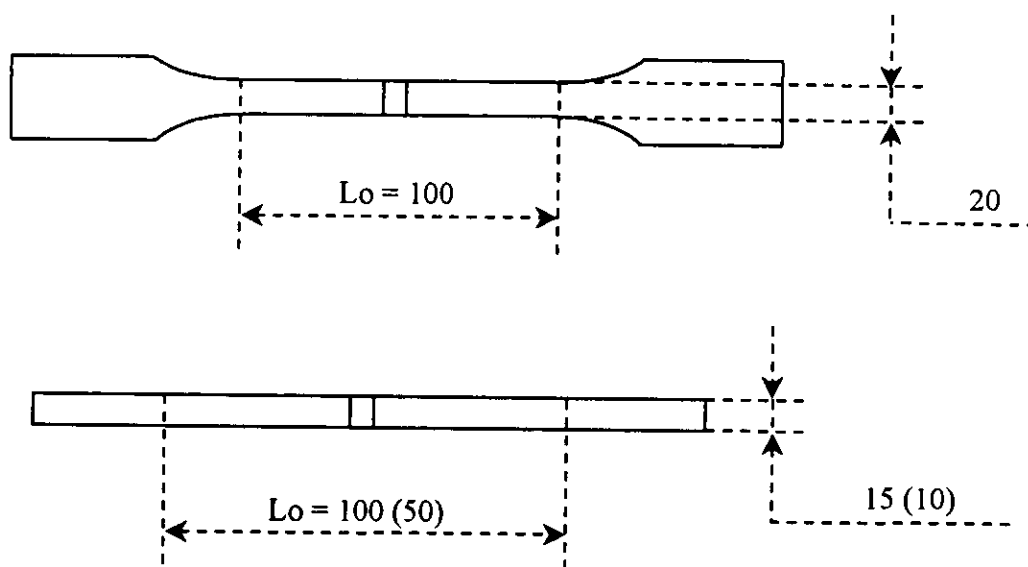


Figura 4.7 : Probetas usadas en los ensayos de tracción

Nota : Medidas dadas en milímetros.

La toma de muestras para cualquiera de los tipos de ensayos empleados, se realizó dentro de una zona comprendida entre los 20 mm a cada extremo de la chapa soldada. El material comprendido dentro de estos 20 mm más exteriores, ha sido descartado para cualquier tipo de análisis.

4.4.2 Ensayos de dureza

Se hicieron ensayos de dureza Vickers para determinar la variación de la dureza en una sección transversal al cordón y obtener la extensión longitudinal de la ZAC, para las diferentes condiciones de soldeo y de tratamiento térmico de postsoldadura empleadas.

Se prepararon probetas de una parte de la sección transversal al cordón (**figura 4.6**) cortándolas en una cortadora de disco abrasivo, refrigerando rigurosamente para no sobrecalentar las muestras y no afectar su microestructura y como consecuencia de ello su dureza. Después, las muestras fueron desbastadas a mano en papel abrasivo hasta el número 1,200, obteniéndose una superficie adecuada para este ensayo.

Las muestras tienen una longitud promedio, que es transversal al cordón, de 60 mm, que abarca desde un extremo del material base, pasando por la zona afectada por el calor y el baño fundido, hasta el otro extremo del material base, (**figura 4.8**). Las huellas de dureza se hicieron cada 2 mm en la mitad de la sección transversal, iniciando la medida a partir del centro de la unión (baño fundido) hacia ambos extremos.

Se utilizó un durómetro Vickers *Akasi MVK-II*. Las condiciones del ensayo de dureza para todos los casos fueron: carga de 5 kg y tiempo de aplicación de la carga de 15 segundos.

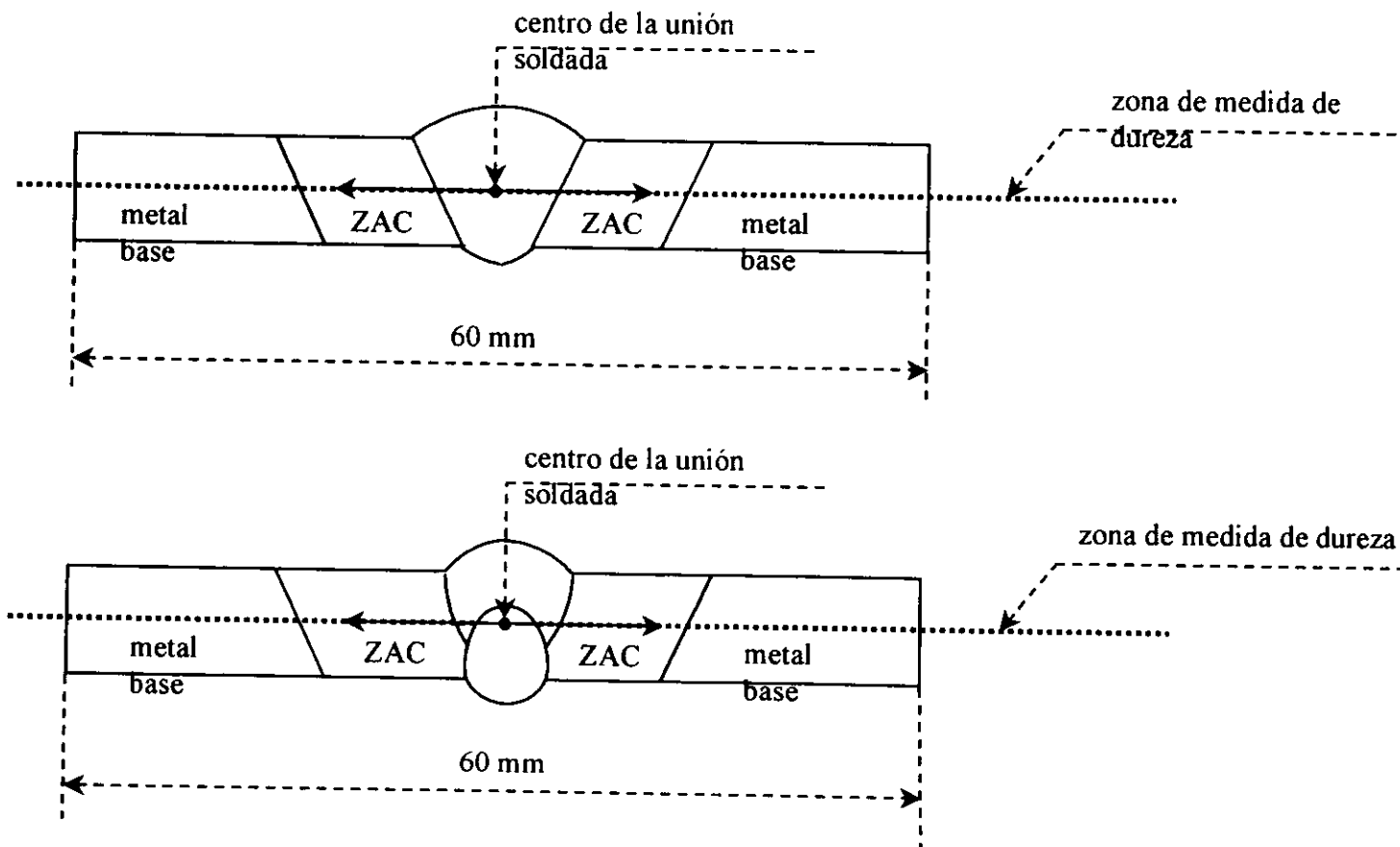


Figura 4.8 : Muestras para ensayos de dureza, sección transversal al cordón de soldadura.

4.4 TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE SOLUBILIZACIÓN Y ENVEJECIMIENTO

4.5.1 Material base

El material base tiene una temperatura de solubilización de 530 °C y una temperatura de envejecimiento artificial de 175 °C o 185 °C, según se aplique 6 u 8 horas, siendo estas temperaturas y tiempos, los recomendados por el fabricante. Este tratamiento térmico se aplicó al material base, con el objeto de verificar los valores de resistencia y ductilidad con los datos nominales del fabricante y corresponden a un T6.

Así mismo, se llevaron a cabo tratamientos térmicos similares a los realizados sobre las uniones soldadas, con temperaturas y tiempos diferentes al tratamiento T6 recomendado para el metal base, (Tabla 4.14).

Tipo de Tratamiento térmico	Solubilizado			Envejecimiento artificial		
	Temp.	Tiempo	Enfria-	Temp.	Tiempo	Enfria-
	(°C)	(horas)	Miento	(°C)	(horas)	miento
T6-53	530	3	agua	175	8	Aire
T6-56	560	3	agua	175	8	Aire

Tabla 4.14: Parámetros de los tratamientos térmicos realizado al material base.

4.5.2 Muestras soldadas

Se hicieron tratamientos térmicos de postsoldadura con objeto de mejorar la resistencia y ductilidad de las uniones soldadas, pues estas propiedades eran inferiores al del material base con un tratamiento T6.

Las uniones soldadas, se sometieron a tratamientos de postsoldadura con temperaturas y tiempos similares a los recomendados para el material base correspondientes a un T6, también se diseñaron y utilizaron otros tratamientos de postsoldadura, empleando temperaturas y tiempos diferentes para la solubilización, estos ciclos fueron diseñados con el fin de mejorar las características mecánicas de la unión que proporciona un tratamiento T6 correspondiente al material base, como lo muestra la **Tabla 4.15**.

Tipo de Tratamiento Térmico	Aporte	Solubilizado			Envejecimiento artificial		
		Temp.	Tiempo	Enfria- miento	Temp.	Tiempo	Enfria- miento
		(°C)	(horas)		(°C)	(horas)	
T6-52	ER4043	520	4	agua	175	8	aire
T6-535	ER4043	535	4	agua	175	8	aire
T6-53	ER5356	530	1 y 3	agua	175	8	aire
T6-54	ER5356	540	3	agua	175	8	aire
T6-56	ER5356	560	3	agua	175	8	aire

Tabla 4.15: *Parámetros de los tratamientos térmicos realizado a las uniones soldadas.*

En la elección de la temperatura de solubilización se tomo como referencia, además del tipo del material base soldado, las características de la aleación de aluminio empleada como material de aporte. Esto es debido a que se debe emplear una temperatura máxima de solubilización que esté por debajo de la de inicio de fusión, (línea solidus), para evitar la fusión de los límites de grano en el material depositado. Los diagramas de equilibrio (**figuras 4.9, 4.10**) muestran las temperaturas mencionadas, en donde para la aleación ER-4043 con 5% de Si en peso, su línea solidus está a 577°C y para la aleación ER-5356 con 5% de Mg en peso, se encuentra a 590°C ⁽³⁸⁾.

Además, se realizaron tratamientos de postsoldadura adicionales sometiendo a muestras soldadas con el aporte ER-5356 a 200°C durante 1, 2 y 3 horas, con enfriamiento en aire.

4.6 TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

4.6.1 Microscopía óptica

Se hizo el análisis metalográfico en las uniones soldadas, para las diferentes condiciones de ensayo como tipo de aporte térmico y tipo de tratamiento de postsoldadura.

El estudio se hizo en una sección transversal al cordón de soldadura, para ello se selecciono la muestra de una sección comprendida dentro de los 50 mm desde cada extremo de la unión.

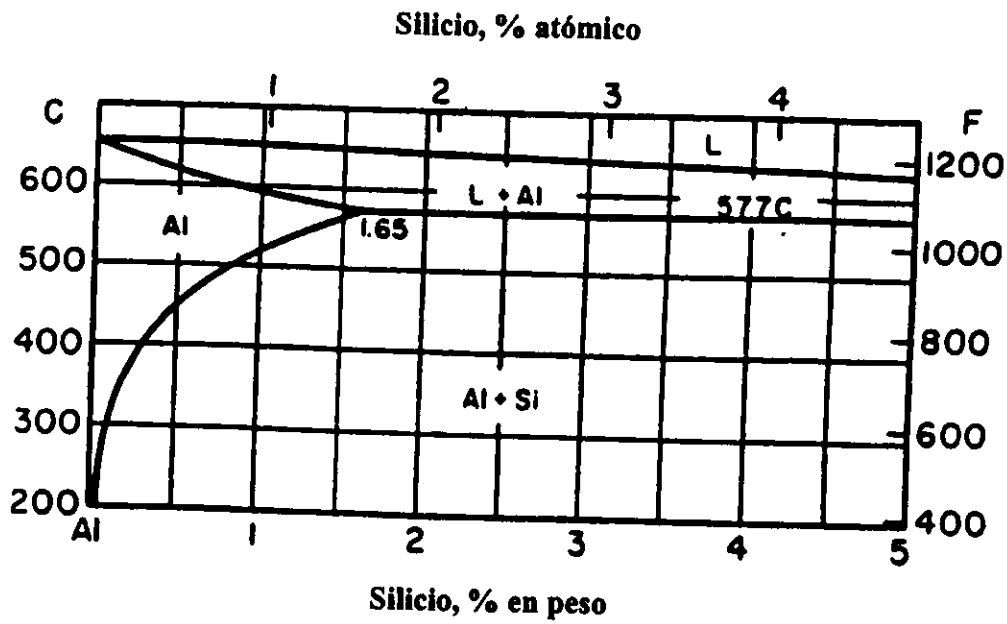


Figura 3.9

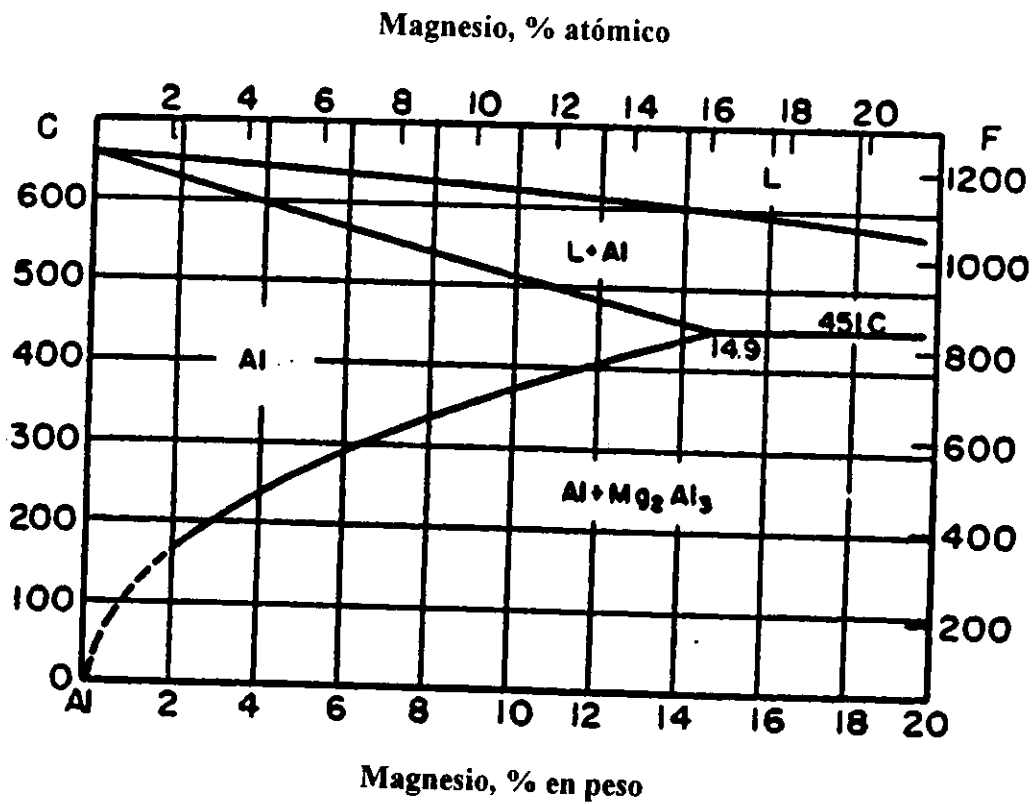


Figura 3.10

4.6.1.1 Preparación de muestras

La preparación de las muestras se llevó a cabo de la siguiente manera:

- corte de las muestras mediante un disco abrasivo, empleando abundante refrigeración.
- con el objeto de mejorar el manejo de las muestras, durante las etapas de preparación como son de desbaste, pulido, ataque metalográfico y análisis microestructural, estas se embutieron en una resina de tipo poliéster.
- desbaste progresivo en papel abrasivo números 320, 400, 500, 600 y 1200, refrigerando con agua.
- pulido en un disco giratorio con alúmina gruesa de 6 - 3 μm y a continuación pulido con alúmina fina de 0,05 μm . Finalmente se hizo el pulido empleando Masterpolish. (gel de Sílice-Alúmina) de la casa Buheler.
- para la limpieza de las muestras pulidas, antes de realizar el ataque metalográfico, se introducen un baño de ultrasonidos con acetona

- se utilizaron dos tipos de reactivos:

. sosa	: agua destilada	50 ml
	NaOH	2.23 g
. Keller	: HF al 40%	5.0 ml
	HCl al 35%	7.5 ml
	NO ₃ H al 60%	12.5 ml
	agua destilada	475 ml

- el tiempo de ataque metalográfico es variable, debido a que depende de la reactividad de la microestructura de cada probeta, por esta razón el control de la operación, se llevó a cabo de forma escalonada, observando al microscopio en cada paso hasta conseguir el nivel de ataque óptimo.
- se hicieron tres tipos de ataques metalográficos: en un primer ataque, se empleó la sosa, sumergiendo la muestra y agitando suavemente, para favorecer un ataque homogéneo, durante 30 segundos, luego se lavaron y se secaron para después observarse en el microscopio. Se continuo con esta secuencia hasta conseguir un resultado satisfactorio.
- el segundo ataque se hizo con el reactivo de ataque Keller, siguiendo la misma secuencia que el caso anterior, con diferencia en el tiempo de inmersión de la muestra, siendo en este caso de 15 segundos.
- por último, se empleó una combinación de ambos reactivos, primero se atacó a la muestra con sosa progresivamente cada 30 segundos hasta lograr cierto grado de ataque; este ataque se visualizó en el microscopio, luego se utilizó el reactivo Keller como ataque final, hasta lograr el ataque adecuado.

Una vez preparadas metalográficamente las probetas, se llevaron al microscopio para su observación, utilizando un banco metalográfico óptico *Neophot-21 Carl Zeiss*, que permite alcanzar hasta 1500 aumentos. Dicho banco posee una cámara fotográfica *Ricoh* acoplada, con el que se puede obtener imágenes de las zonas más interesantes de la microestructura.

Se examinaron las zonas más representativas de la unión soldada como es la ZAC, zona de dilución o penetración y el baño fundido. Así mismo, se cuantificó el grado de porosidad.

4.6.2 Microscopía electrónica de barrido (SEM - EDS)

Las muestras observadas por microscopía óptica, también se analizaron por microscopía electrónica de barrido, con el fin de ampliar y profundizar el análisis. Las muestras, después de analizarse por microscopía óptica, se sobreatacaron y luego fueron recubiertas con una fina película de oro ($\sim 200 \text{ \AA}$), con un sistema de "sputtering", posteriormente se fijaron en el portamuestras con pegamento conductor de grafito.

Además, se utilizó esta técnica para la observación de las superficies de fractura de las probetas ensayadas a tracción. Esto es posible ya que esta técnica permite una gran resolución vertical o profundidad de foco. Para la correcta observación de las superficies de rotura (estudio fractográfico), es necesario proceder simplemente a la limpieza de las muestras con acetona y desengrasarlas y fijarlas a los portamuestras con cinta adhesiva de grafito.

El equipo SEM empleado es un microscopio electrónico *Jeol JSM-35C* de 60 \AA de resolución que tiene acoplado un microanalizador EDS (espectómetro de dispersión de energía) *Kevex 7000-Röntech* conectado a un PC que permite determinar la composición de las distintas fases que se están observando.

4.6.3 Microsonda electrónica (EPMA)

Se utilizó un microanalizador de electrones (EPMA) para la identificación de los elementos que constituyen una muestra y estudiar su distribución, así como para la observación de sus morfologías.

Los análisis se hicieron iluminando la superficie de la muestra con un haz de electrones finamente focalizado y midiendo la dispersión de longitudes de onda de rayos-X de la muestra. Además, se cuantifican los electrones secundarios y retrodifundidos de la muestra.

Una característica sobresaliente del EPMA es su capacidad de analizar un amplio intervalo de elementos y observar desde áreas ultramicrométricas hasta áreas extensas sobre la superficie de la muestra.

Los análisis hechos mediante EPMA utilizaron un sistema de espectrometría de dispersión de longitudes de onda de rayos-X (WDS), para obtener resultados precisos.

Las características del WDS son:

- Alta sensibilidad de detección en el análisis de trazas de elementos.
- Alta precisión de análisis cuantitativo.
- Alta resolución para rayos-X adyacentes.
- Alta sensibilidad en la detección de elementos ligeros.

El equipo utilizado fue un JXA-8900, serie M. Las características de este equipo son:

- Utiliza bajo voltaje de aceleración, alta corriente y un diámetro pequeño de ensayo. Además, las muestras se analizan y observan con una profundidad de foco de ± 1 mm (5 veces superior a los valores convencionales).
- Elevada precisión y gran velocidad en el movimiento de la muestra y en la posibilidad de análisis. La muestra se puede mover y analizar a una velocidad de 0,5 μm por paso.

Las principales especificaciones del equipo usado son:

- Detecta elementos desde ${}_{5}\text{B}$ hasta ${}_{92}\text{U}$.
- El intervalo de espectrometría de rayos-X del WDS es de 0.087 a 9.3 nm.

5. RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

5.1 Propiedades mecánicas del material base y materiales de aportación

5.1.1 Material base de partida AA6082 (Al-Mg-Si)

La aleación de aluminio AA6082, de acuerdo a la información proporcionada por el fabricante, fue suministrada en forma de chapa de 3mm con un tratamiento térmico T6, (solubilizado a 530°C y envejecido a 175°C durante 8 horas).

Sobre este material se hicieron ensayos mecánicos obteniéndose una resistencia promedio a la tracción, de 343 MPa y un alargamiento hasta rotura del 11 %, medidos en una longitud calibrada de 100 mm. Dicho material presenta una dureza promedio de 115 HV (105 HB).

Se hicieron tratamientos térmicos en el material base y se comprobó que los valores de resistencia y dureza obtenidos anteriormente, corresponden con los del estado T6, tratamiento térmico de solubilizado a 530°C por 1 hora y envejecimiento a 175°C durante 8 horas, (**Tabla 5.1**).

Cuando al material base se le somete a un tratamiento térmico T6, pero empleando temperaturas y tiempos de solubilización mayores a las especificadas por el fabricante (530°C y 560°C) y envejecimiento artificial durante 8 horas a 175°C, las propiedades de resistencia mecánica, ductilidad y dureza, prácticamente no cambian, con respecto al estado de suministro, (**Tabla 5.1**).

Al aplicar un tratamiento térmico T6 al material base, se debe emplear 530°C como temperatura de solubilización durante 1 hora, ya que con estas condiciones se alcanza la mayor resistencia de esta aleación, además de ser menos costoso y más rápido, se obtienen las mayores resistencias en propiedades mecánicas que con el empleo de temperaturas y tiempos de solubilización mayores.

**RESULTADOS DEL ENSAYO DE TRACI3N Y DUREZA DEL MATERIAL BASE AA6082 (Al-Mg-Si)
MUESTRAS CON Y SIN TRATAMIENTO T3RMICO**

Datos de la Muestra				Carga	Tensi3n	Alargamiento			% Sm3x M.Base	% Sm3x M. Base Promedio	Tensi3n Promedio (MPa)	Dureza HV
Muestra N3mero	Espesor (mm)	Ancho (mm)	3rea (mm ²)	Fm3x (N)	Sm3x (MPa)	Lo (mm)	dL (mm)	d (%)				
1MB-STT	2.94	19.7	57.9	19424	335	100	11.0	11.0	98	100	343	115
2MB-STT	2.94	20.0	58.8	20601	350	100	10.0	10.0	102			
1MB-T6-53	2.94	14.2	41.7	14617	350	100	11.5	11.5	102	100	342	114
3MB-T6-53	2.94	14.1	41.5	13832	334	100	10.5	10.5	97			
1MB-T6-56	2.94	16.2	47.6	16660	350	100	13.0	13.0	102	99	340	116
2MB-T6-56	2.94	15.6	45.9	15190	331	100	10.5	10.5	97			

OBSERVACIONES :

MB-STT : material base en estado de suministro, sin tratamiento t3rmico.

MB-T6-53 : solubilizado a 530 °C durante 3 horas y envejecido a 175 °C por 8 horas.

MB-T6-56 : solubilizado a 560 °C durante 3 horas y envejecido a 175 °C por 8 horas.

Tabla 5.1

5.1.2 Propiedades mecánicas de las aleaciones de aporte

5.1.2.1 Aporte ER-4043 (AlSi5)

Tomando como referencia los datos proporcionados por el fabricante, en donde nos dice que la resistencia a la tracción del material de aporte depositado es de 165 Mpa y su dureza se encuentra entre los valores de 56-64 HV, se hicieron ensayos de tracción en los materiales de aporte suministrado por ESAB GROUP S.A., obteniéndose una resistencia para esta aleación de 173 MPa y un alargamiento de 1.3 % antes de la rotura. (Tabla 5.2). De los valores obtenidos una vez efectuados los ensayos, se puede apreciar que este material de aporte se encuentra trefilado, con deformación plástica en frío.

Después de efectuados los ensayos de soldadura, se obtuvo un valor de dureza promedio en el metal depositado de 61 HV. Este valor se encuentra dentro del parámetro de los datos referenciales proporcionados por el fabricante.

5.1.2.2 Aporte ER-5356 (AlMg5)

La resistencia mecánica del material depositado, basándose en datos proporcionados por el fabricante, tiene 265 MPa de promedio y el alargamiento hasta rotura es 18 %. Su dureza se encuentra entre los valores de 72 - 82 HV.

De los ensayos de dureza Vickers efectuados al material ER-5356, se obtuvo un valor de dureza promedio del material depositado en las uniones soldadas de 72 HV; este es el valor mínimo de los parámetros proporcionados por el fabricante.

Se hicieron ensayos de tracción en estado de suministro y se obtuvo una resistencia de 458 MPa y un alargamiento de 4.6 % antes de rotura. De los valores obtenidos experimentalmente, se puede apreciar que este material de aporte se encuentra trefilado, con deformación plástica, (Tabla 5.2).

RESULTADOS DEL ENSAYO DE TRACCIÓN DE LOS MATERIALES DE APORTE
MATERIALES DE APORTE EN ESTADO DE RECEPCIÓN

Datos de la Muestra			Carga	Tensión	Alargamiento			% Smáx M. Base	% Smáx M. Base Promedio	Tensión Promedio (MPa)
Aporte Tipo	Dámetro (mm)	Área (mm ²)	Fmáx (N)	Smáx (MPa)	Lo (mm)	dL (mm)	d (%)			
ER4043	1.18	1.09	216	197	100	1.2	1.2	58	51	173
	1.18	1.09	186	170	100	1.4	1.4	50		
	1.18	1.09	167	152	100	1.2	1.2	44		
ER5356	1.17	1.08	470	438	100	4.8	4.8	128	133	456
	1.17	1.08	510	474	100	4.6	4.6	138		
	1.17	1.08	490	456	100	4.8	4.8	133		

OBSERVACIONES :

Propiedades de los materiales de aportación en estado de suministro (antes de ser empleados en los ensayos de soldadura).

Tabla 5.2

5.2 Ensayos de soldadura

Se hicieron un gran número de uniones soldadas utilizando diferente tipo de aporte térmico, con el fin de cubrir un intervalo de energía, se obtuvo la mínima energía necesaria para lograr uniones satisfactorias como penetración total y que no presenten descuelgues ni concavidad excesiva.

Se logró obtener la mínima cantidad de energía bruta aportada (E.B.A.) necesaria para cuatro condiciones de soldeo, como uniones con una misma geometría de bordes, junta tipo "Y" o tipo "V", tipo de aporte y separación, (Tabla 5.3). Si se deseara variar la velocidad del material de aporte o la de soldeo, es necesario que la energía suministrada sea la misma (E.B.A.); con este procedimiento se obtendrían uniones soldadas con similares características mecánicas para cada condición del soldeo.

Tipo de aporte	Tipo de junta	Separación (mm)	Número de pasadas	EBA mínima (J/mm)
ER4043	" I "	0.9	1 de cara	400
	" V "	0.0	1° de raíz	200
			2° de cara	250
ER5356	" I "	0.9	1 de cara	310
	" V "	0.0	1° de raíz	190
			2° de cara	210

Tabla 5.3

De los resultados obtenidos, se elaboraron las **Tablas** de referencia **5.4** y **5.5**, para el aporte tipo ER-4043 y las **Tablas** **5.6** y **5.7** para el aporte ER-5356, para soldeo mediante una o dos pasadas de material de aporte respectivamente.

A partir de estas tablas, se pueden seleccionar los parámetros de soldeo como son: velocidad del material de aportación y de soldeo, empleando siempre la mínima cantidad de energía determinada en cada caso; se realizaron pruebas adicionales de soldadura variando la velocidad del aporte y la de soldeo, con el objeto de verificar los valores propuestos en estas tablas. En todos los casos se obtuvieron cordones de soldadura con penetración total y con propiedades mecánicas dentro del intervalo de los datos referenciales proporcionados por el fabricante.

5.2.1 Cálculo de la relación entre la velocidad de soldeo y del material de aporte (Wfs)

Para calcular la relación entre la velocidad de soldeo y la velocidad del material de aporte, debemos tomar como punto de partida la fórmula dada para el cálculo de la energía bruta aportada (E.B.A.)

$$\text{E.B.A. (J/mm)} = \frac{V(V) * I(A)}{\text{Vel. Soldero (cm/min)}} * 6$$

PARÁMETROS DE SOLDADURA MIG CON ARCO PULSADO
MATERIAL BASE AA 6082 Y APORTE ER4043
SOLDEO CON UNA PASADA DE APORTE

Espesor de plancha : 3.0 mm

Gas de protección : Argón

Diámetro del aporte : 1.2 mm

Caudal : 16 - 20 litros/min

Junta : Tipo " I "

Backing : Acero inoxidable (A)

Separación : 0.9 mm

E.B.A. prom = 400 J/mm

Velocidad Aporte (m/min)	Velocidad Soldeo (cm/min)	Intensidad Promedio (A)	Voltaje Promedio (V)	E. B. A. (J/mm)
5.0	33	99	22.0	400
5.5	37	110	22.5	400
6.0	42	121	23.0	400
6.5	46	131	23.5	400
7.0	51	142	24.0	400
7.5	56	153	24.5	400
8.0	61	163	25.0	400
8.5	67	174	25.5	400
9.0	72	185	26.0	400
9.5	78	195	26.5	400
10.0	83	206	27.0	400
10.5	89	217	27.5	400
11.0	95	227	28.0	400

OBSERVACIONES :

- * Amperaje recomendado para el aporte usado de 1.2mm : 90 - 250 A
- * Velocidad de soldeo de máquina máxima 100 cm/min.
- * Velocidad de alimentación del aporte de máquina máxima Wfs = 22 m/min.

Tabla 5.4

PARÁMETROS DE SOLDADURA MIG CON ARCO PULSADO
MATERIAL BASE AA 6082 Y APORTE ER4043
SOLDEO CON DOS PASADAS DE APORTE

Espesor de plancha : 3.0 mm

Gas de protección : Argón

Diámetro del aporte : 1.2 mm

Caudal : 16 - 20 litros/min

Junta : Tipo "V", sin separación

Backing : Acero inoxidable (D)

Velocidad Aporte (m/min)	Velocidad Soldeo (cm/min)	Intensidad Promedio (A)	Voltaje Promedio (V)	E.B.A. (J/mm)
4.5	58	89	21.5	200
5.0	66	100	22.0	200
5.5	75	111	22.5	200
6.0	84	121	23.0	200
6.5	93	132	23.5	200

Primera Pasada (Cordón de Raíz)

Velocidad Aporte (m/min)	Velocidad Soldeo (cm/min)	Intensidad Promedio (A)	Voltaje Promedio (V)	E.B.A. (J/mm)
5.0	53	100	22.0	250
5.5	60	111	22.5	250
6.0	67	121	23.0	250
6.5	75	132	23.5	250
7.0	82	143	24.0	250
7.5	90	154	24.5	250
8.0	99	164	25.0	250

Segunda Pasada (Cordón de Cara)

OBSERVACIONES :

- * Amperaje recomendado para el aporte usado de 1.2mm : 90 - 250 A
- * Velocidad de soldeo de máquina máxima 100 cm/min.
- * Velocidad de alimentación del aporte de máquina máxima Wfs = 22 m/min.

Tabla 5.5

PARÁMETROS DE SOLDADURA MIG CON ARCO PULSADO
MATERIAL BASE AA6082 Y APORTE ER5356
SOLDEO CON UNA PASADA DE APORTE

Espesor de plancha : 3.0 mm

Gas de protección : Argón

Diámetro del aporte : 1.2 mm

Caudal : 16 - 20 l/min

Junta : Tipo "I"

Backing : Acero inoxidable (A)

Separación : 0.9 mm

E.B.A.prom = 310 J/mm

Velocidad Aporte (m/min)	Velocidad Soldeo (cm/min)	Intensidad Promedio (A)	Voltaje Promedio (V)	E.B.A. (J/mm)
6.0	34	86	20.5	310
6.5	39	95	21.0	310
7.0	43	104	21.4	310
7.5	48	113	21.7	310
8.0	53	122	22.2	310
8.5	57	132	22.5	310
9.0	63	141	23.0	310
9.5	68	150	23.5	310
10.0	73	159	23.9	310
10.5	79	168	24.2	310
11.0	85	178	24.8	310
11.5	91	187	25.3	310

OBSERVACIONES :

Amperaje recomendado para el aporte usado de 1.2mm : 90 - 250 A

Velocidad de soldeo de máquina máxima 100 cm/min.

Velocidad de alimentación del aporte de máquina máxima $Wfs = 22$ m/min.

Tabla 5.6

PARÁMETROS DE SOLDADURA MIG CON ARCO PULSADO
MATERIAL BASE AA6082 Y APORTE ER5356
SOLDEO CON DOS PASADAS DE APORTE

Espesor de plancha : 3.0 mm

Gas de protección : Argón

Diámetro del aporte : 1.2 mm

Caudal : 16 - 20 l/min

Junta : Tipo " V ", sin separación

Backing : Acero inoxidable (D)

Velocidad Aporte (m/min)	Velocidad Soldeo (cm/min)	Intensidad Promedio (A)	Voltaje Promedio (V)	E.B.A. (J/mm)
6.0	55	86	20.5	190
6.5	63	95	21.0	190
7.0	70	104	21.4	190
7.5	78	113	21.7	190
8.0	86	122	22.2	190
8.5	94	132	22.5	190

Primera Pasada (Cordón de Raíz)

Velocidad Aporte (m/min)	Velocidad Soldeo (cm/min)	Intensidad Promedio (A)	Voltaje Promedio (V)	E.B.A. (J/mm)
6.0	50	86	20.5	210
6.5	57	95	21.0	210
7.0	64	104	21.4	210
7.5	70	113	21.7	210
8.0	78	122	22.2	210
8.5	85	132	22.5	210
9.0	93	141	23.0	210
9.5	101	150	23.5	210

Segunda Pasada (Cordón de Cara)

OBSERVACIONES :

Amperaje recomendado para el aporte usado de 1.2mm : 90 - 250 A

Velocidad de soldeo de máquina máxima 100 cm/min.

Velocidad de alimentación del aporte de máquina máxima $Wfs = 22$ m/min.

Tabla 5.7

Tomando en cuenta, que la velocidad del alambre de aportación (Wfs) es el parámetro que está relacionado directamente con la intensidad y el voltaje de soldeo, ambos aumentan si (Wfs) se incrementa. La variación de la intensidad de soldeo y el voltaje, con respecto a la velocidad del alambre de aportación (Wfs), es lineal. En la **Tabla 5.8**, se muestra la variación de estos parámetros con Wfs .

Tipo de aporte	Intensidad de soldeo (A)	Voltaje de soldeo (V)
ER4043	$21.43 * Wfs - 7.15$	$Wfs + 17.0$
ER5356	$18.4 * Wfs - 24.8$	$0.843 * Wfs + 15.39$

Tabla 5.8: Variación de Intensidad y Voltaje de soldeo

Reemplazando el voltaje y el amperaje en la ecuación que permite determinar el E.B.A., se obtiene la relación entre la velocidad de soldeo en cm/min y la del alambre de aportación en m/min.

Para el aporte **ER-4043** se tiene,

$$\text{Vel. Soldeo} = (6 / \text{E.B.A.}) (I) * (V)$$

$$\text{Vel. Soldeo} = (6 / \text{E.B.A.}) (21.43 * Wfs - 7,15) (Wfs + 17,0)$$

$$\text{Vel. Soldeo} = (128.58 / \text{E.B.A.}) (Wfs^2 + 16.67 Wfs - 5.67) \dots\dots \text{ecuación 5.1}$$

de la misma forma para el aporte **ER5356** tenemos que,

$$\text{Vel. Soldeo} = (6 / \text{E.B.A.}) (18.4 * Wfs - 24,8) * (0,843 * Wfs + 15,39)$$

$$\text{Vel. Soldeo} = (93.06 / \text{E.B.A.}) * (Wfs^2 + 16.91 Wfs - 24,61) \dots\dots \text{ecuación 5.2}$$

De las **ecuaciones 5.1 y 5.2**, podemos concluir que si se desea variar la velocidad de soldeo, se deberá variar también la velocidad del alambre de aportación, de manera que siempre se suministre la misma cantidad de energía bruta calórica.

Es necesario mencionar que, si se seleccionan dos muestras para ensayos de tracción de dos puntos muy separados dentro de una probeta, se puede apreciar que las muestras presentan una diferencia en su resistencia mecánica de acuerdo a los ensayos efectuados; esto se debe a dos causas fundamentales que ocurren durante el proceso de soldeo; primero, que el material de aporte en algún momento del proceso de soldadura no se esté depositando en el centro de la unión y tiende a depositarse en un lado de la junta, segundo, cuando se hace una separación de bordes para este ensayo de 0.9 mm, durante el proceso de soldeo, las planchas en el otro extremo del inicio de la soldadura tiendan a juntarse, variando con ello la penetración, lo que provoca una dispersión de las propiedades desde un extremo al otro.

5.2.2 Uniones soldadas con una sola pasada de material de aporte

La mínima cantidad de energía bruta calorífica que es necesaria para soldar la chapa de 3 mm de la aleación de aluminio tipo AA6082, depende del tipo de material de aporte empleado. Usando la aleación ER4043 la cantidad de energía sería de 400 J/mm y con la aleación ER5356 de 310 J/mm, (**Tabla 5.3**). En todos los ensayos se utilizó una junta tipo “ I ” con una separación entre bordes de 0.9 mm.

El exceso de energía calorífica requerido cuando se emplea la aleación ER-4043 como material de aporte, se debe a una mayor cantidad de energía que se consume en el electrodo; esto es porque a mayor conductividad térmica se consume mas energía para fundir el aporte

Otra diferencia que se comprobó entre los dos materiales de aporte es: primero, que durante el proceso de soldeo y usando el material de aporte ER-4043 el arco es más estable y no se producen proyecciones, lo cuál se debe a que este aporte es más fluido debido al Si contenido; segundo, el cordón tiene un mejor acabado superficial.

Con el empleo del aporte ER-5356 durante el proceso de soldeo, se presentan proyecciones (chisporroteo), además, el cordón de soldadura no tiene un mejor acabado como el que se consigue utilizando el aporte ER-4043.

5.2.3 Uniones soldadas con dos pasadas de material de aporte

El objetivo de hacer uniones soldadas mediante dos pasadas de material de aporte en lugar de una, es la de disminuir el nivel de energía calorífica aportada a las uniones., por lo tanto, se hicieron ensayos de soldadura usando juntas tipo "I", variando la separación entre juntas hasta de un máximo de 1.2 mm con el que se obtenía en este caso, los mejores resultados. Con el siguiente procedimiento, se dio una primera pasada de material de aporte por un lado de la junta; así mismo, se procedió a dar una segunda pasada por el lado opuesto; en ambos casos se utilizó como alambre de aportación la aleación ER-5356. Para las condiciones de ensayo utilizadas no se obtuvo penetración total en ninguna de las muestras. Finalmente, se llegó a aportar hasta 210 J/mm de energía bruta calorífica en una de las pasadas, no se siguió aumentando la energía, debido a que nos acercamos a los 310 J/mm de energía calorífica que es el mínimo necesario para soldar usando una sola pasada de material para ese aporte, pues uno de los objetivos más importante era el de soldar aportando la menor energía calorífica posible, con penetración total.

Para lograr penetración total y disminuir el calor aportado se optó por usar juntas tipo "V". Las pruebas iniciales se hicieron empleando muestras con talón, (**Figura 5.1**), con ello se lograba disminuir la energía aportada, con el fin de disminuir aún más el aporte energético se optó, por usar una junta tipo "V" sin talón, (**Figura 5.2**), así se logró disminuir el calor bruto aportado.

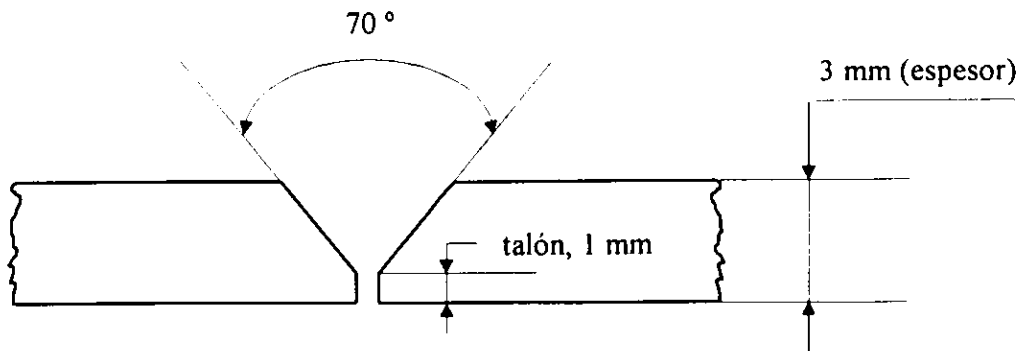


Figura 5.1: Junta tipo " V " con talón y una separación entre planchas de 0.5 mm. Muestra usada en ensayos preliminares, en cordones con dos pasadas de material de aporte

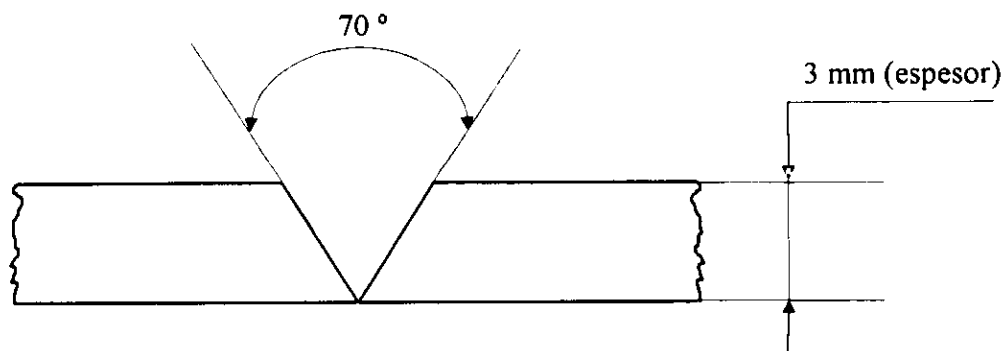


Figura 5.2: Junta tipo " V " sin talón, sin separación entre planchas. Muestras usadas para las soldaduras con dos pasadas de material de aporte.

En el caso del aporte ER-4043 se hizo el primer cordón, en la raíz, usando 200 J/mm de energía bruta aportada y el segundo con 250 J/mm, disminuyendo la energía calorífica máxima aportada en 37.5% comparando con una sola pasada. Con la aleación ER5356 como aporte, es necesario 170 J/mm para el cordón de raíz y 190 J/mm para el cordón de cara, en este caso se disminuyó la cantidad de energía máxima aportada en un 38.7%.

Hay que tener en cuenta que es muy diferente el aportar una gran cantidad de energía de una sola vez, en una sola pasada, que aportar menores cantidades en dos pasadas, debido a que, en un tratamiento térmico se influye en la rapidez de los cambios microestructurales del material debido a un proceso de difusión, con la temperatura y en menor proporción con el tiempo de permanencia a esa temperatura. Entonces, si lo que se quiere es aumentar la rapidez del tratamiento térmico, lo ideal para lograr este aumento de velocidad de la difusión en la mayoría de los casos es incrementando la temperatura del tratamiento térmico, en lugar de prolongar el tiempo del tratamiento térmico.

Se concluye que, para afectar en una proporción menor al material base, lo mejor fue soldar con el mayor número de pasadas, pues con un aumento del número de pasadas se disminuye el calor aportado en cada pasada, es decir, disminuyendo la temperatura máxima a la cuál se somete como consecuencia de usar una sola pasada con gran aporte calorífico.

5.3 PREPARACIÓN DE LAS SUPERFICIES A SOLDAR (AA6082)

La muestra 1Mg-1I fue decapada y cepillada, la muestra 2Mg-2I fue cepillada, en ambas muestras se encontró porosidades, en las muestras 3Mg-1I y 4Mg-1I fueron cepilladas las superficies a unir y se encontraron porosidades semejantes que las anteriores; en las muestras 8Mg-1I y 9Mg-1I también se encontraron porosidades una vez terminado el proceso de cepillado; de forma similar ocurre con las uniones con el aporte ER-4043.

Por lo que se concluye que solo basta un cepillado riguroso y limpieza final con acetona para lograr un mínimo grado de defectos y que estos no afecten las propiedades mecánicas de las uniones.

5.4 PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS UNIONES SOLDADAS

5.4.1 ENSAYO DE TRACCIÓN EN MUESTRAS CON SOBREMONTA

5.4.1.1 Uniones soldadas con una sola pasada material de aporte

Aporte ER-4043

Se logró recuperar el 69% (238 MPa) de la resistencia del material base en estado T6, la elongación en promedio fue del 3.0 %, que corresponde a la tercera parte de la del metal base, (**Tabla 5.9**). La rotura en la mayoría de las muestras aparece en la ZAC.

Aporte ER-5356

Después de efectuado el soldeo se logró recuperar el 69 % (235 MPa) de la resistencia mecánica del metal base en estado de recepción T6, la elongación que se obtiene es en promedio del 1.6 %, (**Tabla 5.10**). Las muestras se fracturan en la ZAC o en la zona de penetración.

De los ensayos hechos, cuando la muestra se fractura en la zona de penetración (línea de fusión) se obtiene una menor resistencia que cuando rompe por la ZAC. Esto mismo sucede al emplear como aporte la aleación ER-4043.

5.4.1.2 Uniones soldadas con dos pasadas de material de aporte

Aporte ER-4043

Se logró recuperar el 68 % (234 MPa) de la resistencia del material base, los valores de resistencia obtenidos son similares a los que se obtienen a las uniones hechas con una sola pasada de material de aporte, de manera similar ocurre con las elongaciones obtenidas que son en promedio de 2.9 %, (**Tabla 5.11**).

RESULTADOS OBTENIDOS DE ENSAYOS DE TRACCIÓN EN MUESTRAS SOLDADAS
SOLDADURAS REALIZADAS CON UNA PASADA DE MATERIAL DE APORTE

MATERIAL BASE : AA6082 (Al-Mg-Si)

BACKING : Acero inoxidable (A)

MATERIAL DE APORTE : ER -4043 (AlSi5)

JUNTA : Tipo "I"

GAS DE PROTECCIÓN : Argón

SEPARACIÓN : 0.9 mm

Datos de la Muestra				Carga	Tensión	Alargamiento			% Smáx MBase	% Smáx M. Base Promedio	Tensión Promedio (MPa)
Muestra Número	Espesor (mm)	Ancho (mm)	Área (mm ²)	Fmáx (N)	Smáx (MPa)	Lo (mm)	dL (mm)	d (%)			
1SiII - 1	2.94	12.6	37.1	8770	236	100	3.3	3.3	69	67	230
1SiII - 2	2.94	12.7	37.2	8289	223	100	3.0	3.0	65		
6SiII - 1	2.94	12.7	37.4	8819	236	100	3.5	3.5	69	69	236
6SiII - 2	2.94	14.6	42.8	10104	236	100	3.5	3.5	69		
10SiII - 1	2.94	9.3	27.3	6465	236	100	3.1	3.1	69	69	238
10SiII - 2	2.94	8.6	25.3	6043	239	100	3.5	3.5	70		

OBSERVACIONES :

Muestras con sobremonta y sin tratamiento térmico de postsoldadura.

Rotura en todas las muestras en la ZAC.

Tabla 5.9

RESULTADOS OBTENIDOS DE ENSAYOS DE TRACCIÓN EN MUESTRAS SOLDADAS
SOLDADURAS REALIZADAS CON UNA PASADA DE MATERIAL DE APORTE

MATERIAL : AA6082 (Al-Mg-Si)

BACKING : Acero inoxidable (A)

MATERIAL DE APORTE : ER- 5356 (AlMg5)

JUNTA : Tipo "I"

GAS DE PROTECCIÓN : Argón

SEPARACIÓN : 0.9 mm

Datos de la Muestra				Carga	Tensión	Alargamiento			% Smáx M. Base	% Smáx M. Base Promedio	Tensión Promedio (MPa)
Número	Espesor (mm)	Ancho (mm)	Área (mm ²)	Fmáx (N)	Smáx (MPa)	Lo (mm)	dL (mm)	d (%)			
5MgII-1	2.94	14.7	43.2	9428	218	100	1.6	1.6	64	61	208
5MgII-2	2.94	14.7	43.2	8516	197	100	1.2	1.2	58		
5MgII-1	2.94	14.7	43.2	9428	218	100	1.6	1.6	64	61	208
5MgII-2	2.94	14.7	43.2	8516	197	100	1.2	1.2	58		
6MgII-1	2.94	14.6	42.9	9673	225	100	1.6	1.6	66	66	228
6MgII-2	2.94	14.8	43.5	10006	230	100	1.2	1.2	67		
8MgII-1	2.94	14.0	41.2	9624	234	100	1.5	1.5	68	69	235
8MgII-2	2.94	14.4	42.2	10006	237	100	2.0	2.0	69		
9MgII-1	2.94	13.8	40.6	9575	236	100	1.6	1.6	69	66	227
9MgII-2	2.94	13.9	40.9	8898	218	100	2.0	2.0	64		

OBSERVACIONES :

Muestras con sobremonta y sin tratamiento térmico de postsoldadura.

Las roturas se dan en la ZAC o en la zona de penetración.

Tabla 5.10

**RESULTADOS OBTENIDOS DE ENSAYOS DE TRACCIÓN EN MUESTRAS SOLDADAS
SOLDADURAS REALIZADAS CON DOS PASADAS DE MATERIAL DE APORTE**

MATERIAL BASE : AA6082 (Al-Mg-Si)

BACKING : Acero inoxidable (D)

MATERIAL DE APORTE : ER -4043 (AISI5)

SEPARACIÓN : 0.0 mm

GAS DE PROTECCIÓN : Argón

JUNTA : Tipo " V "

Datos de la Muestra				Carga	Tensión	Alargamiento			% Smáx M. Base	% Smáx M. Base Promedio	Tensión Promedio (MPa)
Muestra Número	Espesor (mm)	Ancho (mm)	Área (mm ²)	Fmáx (N)	Smáx (MPa)	Lo (mm)	dL (mm)	d (%)			
3Si2V-1	2.94	13.8	40.6	9045	223	100	2.5	2.5	65		
3Si2V-2	2.94	13.0	38.2	8399	220	100	2.1	2.1	64	65	221
4Si2V-1	2.94	13.5	39.7	8418	212	100	2.5	2.5	62		
4Si2V-2	2.94	13.2	38.8	8595	221	100	3.0	3.0	65	63	217
12Si2V-1	2.94	13.3	39.1	9035	231	100	3.5	3.5	67		
12Si2V-2	2.94	13.3	39.1	8790	225	100	4.0	4.0	66	67	228
13Si2V-1	2.94	8.4	24.7	5798	235	100	2.5	2.5	69		
13Si2V-2	2.94	8.8	25.9	6014	232	100	3.0	3.0	68	68	234

OBSERVACIONES :

Muestras con sobremonta y sin tratamiento térmico de postsoldadura.

Rotura en todas las muestra en ZAC.

Tabla 5.11

RESULTADOS OBTENIDOS DE ENSAYOS DE TRACCIÓN EN MUESTRAS SOLDADAS
SOLDADURAS REALIZADAS CON DOS PASADAS DE MATERIAL DE APORTE

MATERIAL BASE : AA6082 (Al-Mg-Si)
MATERIAL DE APORTE : ER- 5356 (AlMg5)
GAS DE PROTECCIÓN : Argón

Backing : Acero inoxidable (D)
JUNTA : Tipo "I"
SEPARACIÓN : 1.2 mm

Datos de la Muestra				Carga	Tensión	Alargamiento			% Smáx M. Base	% Smáx M. Base Promedio	Tensión Promedio (MPa)
Muestra Número	Espesor (mm)	Ancho (mm)	Área (mm ²)	Fmáx (N)	Smáx (MPa)	Lo (mm)	dL (mm)	d (%)			
1Mg2I-1	2.94	14.7	43.2	10192	236	100	1.5	1.5	69	70	240
1Mg2I-2	2.94	13.2	38.8	9330	240	100	1.2	1.2	70		
1Mg2I-3	2.94	15.2	44.7	10878	243	100	1.7	1.7	71		
2Mg2I-1	2.94	14.3	42.0	10192	242	100	1.6	1.6	71	67	228
2Mg2I-2	2.94	12.7	37.3	8399	225	100	1.0	1.0	66		
2Mg2I-3	2.94	14.1	41.5	8987	217	100	1.1	1.1	63		
4Mg2I-1	2.94	12.4	36.5	7242	199	100	1.2	1.2	58	60	205
4Mg2I-2	2.94	12.6	37.0	7830	212	100	1.0	1.0	62		

OBSERVACIONES :

Existe falta de penetración en todas las muestras ensayadas, rotura en el cordón de soldadura.

Muestras con sobremonta y sin tratamiento térmico de postsoldadura.

Tabla 5.12

RESULTADOS OBTENIDOS DE ENSAYOS DE TRACCIÓN EN MUESTRAS SOLDADAS
SOLDADURAS REALIZADAS CON DOS PASADAS DE MATERIAL DE APORTE

MATERIAL BASE : AA6082 (Al-Mg-Si)

Backing : Acero inoxidable (D)

MATERIAL DE APORTE : ER -5356 (AlMg5)

JUNTA : Tipo "V"

GAS DE PROTECCIÓN : Argón

Separación : 0.0 mm

Datos de la Muestra				Carga	Tensión	Alargamiento			% Smáx M. Base	% Smáx M. Base Promedio	Tensión Promedio (MPa)
Muestra Número	Espesor (mm)	Ancho (mm)	Área (mm ²)	Fmáx (N)	Smáx (MPa)	Lo (mm)	dL (mm)	d (%)			
1Mg2V - 1	2.94	13.9	40.9	8927	218	100	1.1	1.1	64	65	223
1Mg2V - 2	2.94	14.3	42.0	9584	228	100	1.7	3.0	67		
2Mg2V - 1	2.94	13.0	41.2	8986	218	100	1.1	2.1	64	64	219
2Mg2V - 2	2.94	13.6	40.0	8819	221	100	1.7	3.4	64		
3Mg2V - 1	2.94	13.2	38.9	8927	230	100	1.1	1.1	67	70	241
3Mg2V - 2	2.94	12.9	37.9	9584	253	100	1.7	3.0	74		
12Mg2V - 1	2.94	13.2	38.9	9192	236	100	1.5	1.5	69	70	239
12Mg2V - 2	2.94	12.9	37.9	9133	241	100	1.6	3.0	70		

OBSERVACIONES :

Rotura en todas las muestras en la ZAC.

Muestras con sobremonta y sin tratamiento térmico de postsoldadura.

Tabla 5.13

Aporte ER-5356

Se hicieron uniones soldadas iniciales empleando una junta tipo "I" y una separación entre planchas de 1.2 mm, de las que presentaron falta de penetración, a pesar de ello, se obtuvieron valores de resistencia hasta 240 MPa que es el 70 % del material base y elongaciones en promedio de 1.3 %, siendo inferiores a las uniones soldadas con una sola pasada de material de aporte, (Tabla 5.12).

A pesar de obtener resistencias similares a las obtenidas con una sola pasada de material de aporte, debido al sobre espesor (sobremonta) que se obtiene en la unión, estos cordones no son aceptables, pues ninguna norma acepta la falta de penetración debido a que hay una alta probabilidad a que se presenten fallas en esta unión cuando se encuentre en servicio. Empleando una junta tipo "V" se ha obtenido una resistencia máxima de 241 MPa, que corresponde al 70 % del material base. La elongación es en promedio de 2.3 %, (Tabla 5.13).

De los resultados obtenidos (Tabla 5.14), se puede apreciar que los valores de resistencias promedios obtenidos con los dos materiales de aporte, y con una o dos pasadas, tienen valores similares alrededor de 228 MPa que es el 66.5 % de la resistencia del material base. La diferencia en los valores de elongación es de un 36 % mayor en las uniones realizadas con la aleación ER-4043.

Tipo de Aporte	Número de Pasadas	Valores promedios		
		$S_{m\acute{a}x}$ (MPa)	$S_{m\acute{a}x}$ % M. Base	% e
ER-4043	1	234	68.4	3.2
	2	225	65.6	2.9
ER-5356	1	221	64.5	1.6
	2	231	67.3	2.3

Tabla 5.14: Cuadro resumen de los valores de resistencia y elongaciones promedios obtenidos en las uniones soldadas con sobremonta.

5.4.2 ENSAYO DE TRACCIÓN EN MUESTRAS SIN SOBREMONTA

5.4.2.1 Uniones con una pasada de material de aporte

Aleación ER-4043

A un grupo de muestras se les retiró la sobremonta mediante maquinado. La zona del metal depositado tiene el mismo espesor que el resto de la probeta de ensayo (**Figura 5.3**).

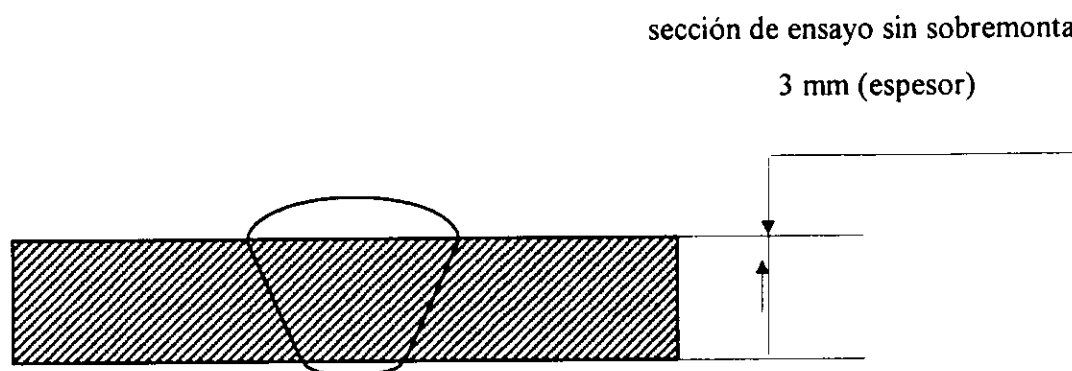


Figura 5.3

Se logró alcanzar hasta el 63% de la resistencia del material base (217 MPa), la rotura en todas las muestras ensayadas aparece en la zona de penetración. El valor de resistencia de 217 MPa encontrado, es mayor que el metal de aporte depositado que es de 165 MPa, lo que hace suponer que es debido a la alta energía calorífica empleada. Se consiguió que por medio de difusión se cambie la composición química del metal depositado, lo que ocasiona un incremento en su resistencia mecánica, (**Tabla 5.15**).

RESULTADOS OBTENIDOS DE ENSAYOS DE TRACCIÓN EN MUESTRAS SOLDADAS
MUESTRAS CON UNA PASADA DE APORTE Y SIN SOBREMONTA

MATERIAL BASE : AA6082 (Al-Mg-Si)
MATERIAL DE APORTE : ER-4043 (AlSi5)
GAS DE PROTECCIÓN : Argón

JUNTA : Tipo "I"
SEPARACIÓN : 0.9 mm
BACKING : Acero inoxidable (A)

Datos de la Muestra				Carga	Tensión	Alargamiento			% Smáx M. Base	% Smáx M. Base Promedio	Tensión Promedio (MPa)
Muestra Número	Espesor (mm)	Ancho (mm)	Área (mm ²)	Fmáx (N)	Smáx (MPa)	Lo (mm)	dL (mm)	d (%)			
1Si1I-1	2.94	10.6	31.2	6733	216	100	2.9	2.9	63	63	217
1Si1I-2	2.94	10.8	31.8	6929	218	100	2.8	2.8	64		
6Si1I-1	2.94	13.0	38.2	8418	220	100	2.6	2.6	64	63	215
6Si1I-2	2.94	13.1	38.5	8095	210	100	2.8	2.8	61		

OBSERVACIONES :

Muestras sin tratamiento térmico de postsoldadura.

Rotura de todas las muestras en zona de penetración.

Resistencia a la tracción del material de aporte depositado : 165 MPa.

Tabla 5.15

Aleación ER-5356

Los valores de resistencias obtenidos son menores que las muestras con sobremonta, (202 MPa) que es el 59% de la resistencia del material base, siendo este valor menor que le del material depositado (265 Mpa), (**Tabla 5.16**). La rotura aparece en la zona de penetración en todas las muestras ensayadas.

Aquí no sucede como en el caso anterior, lo cuál se debe a que estamos empleando un menor E.B.A. de 310 J/mm frente a los 400 J/mm que corresponde al otro aporte calorífico y debido a este menor aporte, no da la suficiente temperatura para que se produzca un cambio en la composición del metal depositado y éste a su vez, produce un incremento en su resistencia mecánica.

Con respecto a la ductilidad, no se aprecia algún cambio, siendo similares a las muestras ensayadas anteriormente con sobremonta.

5.4.2.2 Uniones con dos pasadas de material de aporte**Aleación ER-4043**

Se obtiene una resistencia promedio de 212 MPa, 62 % del material base y un alargamiento promedio de 2.5 %, (**Tabla 5.17**). Las roturas en todas las muestras ocurren en la ZAC.

Aleación ER-5356

Se obtiene una resistencia promedio de 192 Mpa, 56 % del material base y un alargamiento promedio de 2.0%, (**Tabla 5.18**). Las roturas en todas las muestras ocurren en la ZAC.

RESULTADOS OBTENIDOS DE ENSAYOS DE TRACCIÓN EN MUESTRAS SOLDADAS
MUESTRAS CON UNA PASA DE APORTE Y SIN SOBREMONTA

MATERIAL BASE : AA6082 (Al-Mg-Si)

JUNTA : Tipo "I"

MATERIAL DE APORTE : ER -5356 (AlMg5)

SEPARACIÓN : 0.9 mm

GAS DE PROTECCIÓN : Argón

BACKING : Acero inoxidable (A)

Datos de la Muestra				Carga	Tensión	Alargamiento			% Smáx M. Base	% Smáx M. Base Promedio	Tensión Promedio (MPa)
Muestra Número	Espesor (mm)	Ancho (mm)	Área (mm ²)	Fmáx (N)	Smáx (MPa)	Lo (mm)	dL (mm)	d (%)			
1MgII	2.94	16.27	47.8	9535	199	100	1.0	1.0	58	59	202
2MgII	2.94	15.6	45.9	9270	202	100	1.7	1.7	59		
8MgII	2.94	15.0	44.1	9143	207	100	1.4	1.4	61		
9MgII	2.94	15.0	44.1	8791	199	100	1.3	1.3	58		

OBSERVACIONES :

Muestras sin tratamiento térmico de postsoldadura.

Rotura de todas las muestras en zona de penetración.

Resistencia a la tracción del material de aporte depositado : 265 MPa.

Tabla 5.16

RESULTADOS OBTENIDOS DE ENSAYOS DE TRACCIÓN EN MUESTRAS SOLDADAS
MUESTRAS CON DOS PASADAS DE APORTE Y SIN SOBREMONTA

MATERIAL BASE : AA6082 (Al-Mg-Si)

BACKING : Acero inoxidable (D)

MATERIAL DE APORTE : ER -4043 (AlSi5)

SEPARACIÓN : 0.0 mm

GAS DE PROTECCIÓN : Argón

JUNTA : Tipo " V "

Datos de la Muestra				Carga	Tensión	Alargamiento			% Smáx M. Base	% Smáx M. Base Promedio	Tensión Promedio (MPa)
Muestra Número	Espesor (mm)	Ancho (mm)	Área (mm ²)	Fmáx (N)	Smáx (MPa)	Lo (mm)	dL (mm)	d (%)			
13Si2V-1	2.94	10.0	29.3	6399	218	100	2.3	2.3	64	62	212
13Si2V-2	2.94	11.1	32.7	7458	228	100	2.7	2.7	67		
13Si2V-3	2.94	9.2	27.0	5116	190	100	2.5	2.5	55		

OBSERVACIONES :

Muestras sin tratamiento térmico de postsoldadura.

Rotura en todas las muestra en la ZAC.

Tabla 5.17

RESULTADOS OBTENIDOS DE ENSAYOS DE TRACCIÓN EN MUESTRAS SOLDADAS
MUESTRAS CON DOS PASADAS DE APORTE Y SIN SOBREMONTA

MATERIAL BASE : AA6082 (Al-Mg-Si)

BACKING : Acero inoxidable (D)

MATERIAL DE APORTE : ER- 5356 (AlMg5)

SEPARACIÓN : 0.0 mm

GAS DE PROTECCIÓN : Argón

JUNTA : Tipo " V "

Datos de la Muestra				Carga	Tensión	Alargamiento			% Smáx M. Base	% Smáx M. Base Promedio	Tensión Promedio (MPa)
Muestra Número	Espesor (mm)	Ancho (mm)	Área (mm ²)	Fmáx (N)	Smáx (MPa)	Lo (mm)	dL (mm)	d (%)			
12Mg2V-1	2.94	9.8	28.8	5321	185	100	2.3	2.3	54	56	192
12Mg2V-2	2.94	10.2	30.0	5988	200	100	1.8	1.8	58		
12Mg2V-3	2.94	9.5	27.9	5312	190	100	2.0	2.0	56		

OBSERVACIONES :

Muestras sin tratamiento térmico de postsoldadura.

La rotura de las muestra ocurre en la ZAC o en la zona de penetración.

Tabla 5.18

De los valores promedios mostrados en la (Tabla 5.19) se puede observar que las resistencias resultantes en muestras sin sobremonta son menores o similares a las muestras con sobremonta. Hay que tener en cuenta que la mayoría de las muestras se fracturan en su mayoría en la zona de penetración y algunas en la ZAC, por lo que la sobremonta poco o nada contribuye a un aumento de la resistencia de la unión por un aumento de espesor, siendo mayor en la zona central de la unión. Este sobre espesor es puntual en el caso de una falta de penetración. Por otro lado, la ductilidad disminuye ligeramente en las muestras sin sobremonta.

Tipo de Aporte ($S_{m\acute{a}x}$ del material depositado)	Número de Pasadas	Valores de Resistencia Promedios		
		$S_{m\acute{a}x}$ (MPa)	$S_{m\acute{a}x}$ % M. Base	% Δ
ER4043 (165 MPa)	1	216 (234)	63.0 (68.4)	2.0 (3.2)
	2	212 (225)	62.0 (65.6)	2.5 (2.9)
ER5356 (265 MPa)	1	195 (221)	57.0 (64.5)	1.5 (1.6)
	2	(231)	(67.3)	(2.3)

Tabla 5.19: Cuadro resumen de los valores de resistencia y elongaciones promedios obtenidos en las uniones soldadas sin sobremonta.

Nota : () valores promedios obtenidos en muestras con sobremonta.

5.4.3 ENSAYO DE DUREZA

5.4.3.1 Uniones soldadas con una pasada de material de aporte

Aporte ER-4043

En promedio se tiene una dureza en el material de aporte depositado de 61 HV. La ZAC tiene una longitud promedio de 20 mm, (**Figura 5.9**). A pesar del mayor aporte térmico, al usar esta aleación como aporte, la ZAC después de soldar tiene la misma longitud que al utilizar la aleación ER-5356, esto es debido a que una mayor parte de la energía se consume en fusionar el electrodo.

Aporte ER-5356

La dureza alcanzada por el metal de aporte depositado tiene en promedio 72 HV, que corresponde a la dureza característica de este metal. Este valor aumenta con el tratamiento térmico de postsoldadura T6, alcanzando una dureza de 89 HV; esto se debe a los procesos de difusión que modifica la estructura y la composición química del metal de aporte.

Se aprecia que la zona afectada por el calor (ZAC), después del proceso de soldadura, tiene una longitud de 20 mm y no varía su longitud con un aumento de la velocidad de soldadura, (**Figura 5.10**).

5.4.3.2 Uniones soldadas con dos pasadas de material de aporte

Aporte ER-4043

El metal de aporte depositado tiene una dureza promedio de 59 HV, la zona afectada por el aporte térmico tiene una longitud de 15 mm, siendo esta menor que el obtenido mediante la soldadura hecha con una sola pasada de material de aporte, (**Figura 5.11**).

DUREZA TRANSVERSAL EN UNIONES SOLDADAS
UNA SOLA PASADA DE APORTE

MATERIAL : AA6082 (Al-Mg-Si)

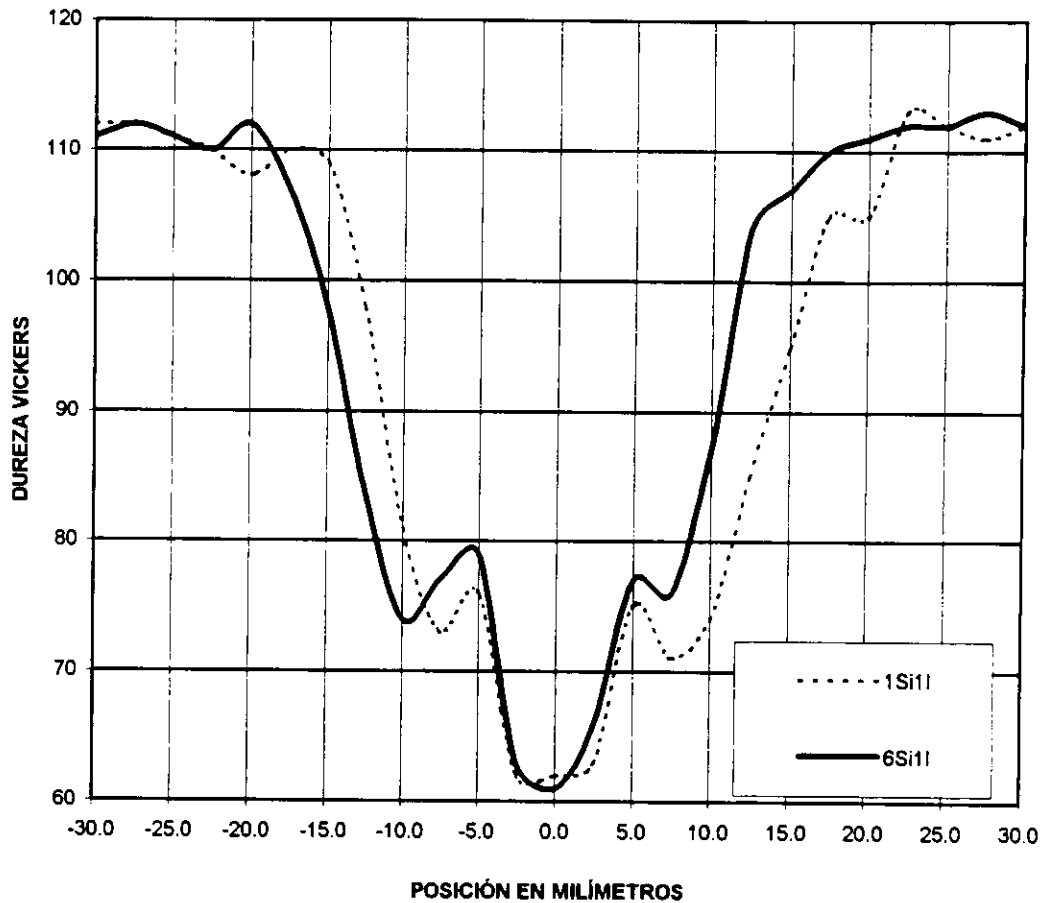
BACKING : Acero inoxidable (A)

APORTE : ER-4043 (AlSi5)

JUNTA : tipo " I "

GAS DE PROTECCIÓN : Argón

SEPARACIÓN : 0.9 mm



NOTAS :

Muestras sin tratamiento térmico de postsoldadura.

Carga de 5 Kg, tiempo de aplicación 15 segundos.

Posición 0.0 : centro del cordón de soldadura.

Figura 5.9

DUREZA TRANSVERSAL EN CORDONES DE SOLDADURA
CORDONES CON UNA SOLA PASADA

MATERIAL : AA6082 (Al-Mg-Zn)

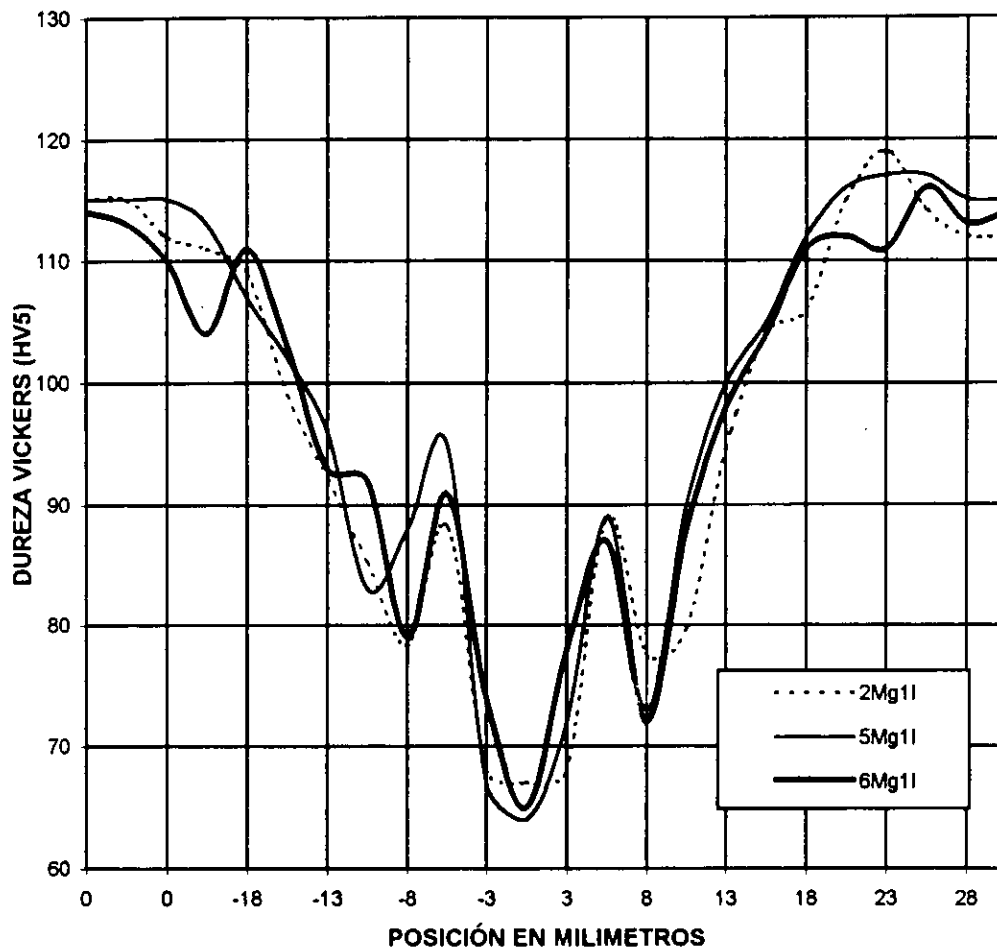
BACKING : Acero inoxidable (A)

APORTE : ER-5356 (AlMg5)

JUNTA : Tipo " I "

GAS DE PROTECCIÓN : Argón

SEPARACIÓN : 0.9 mm

**NOTAS :****2Mg1l** : 50 cm/min de velocidad de soldeo**5Mg1l** : 72 cm/min de velocidad de soldeo.**6Mg1l** : 83 cm/min de velocidad de soldeo.

Muestras sin tratamiento térmico de postsoldadura.

Figura 5.10

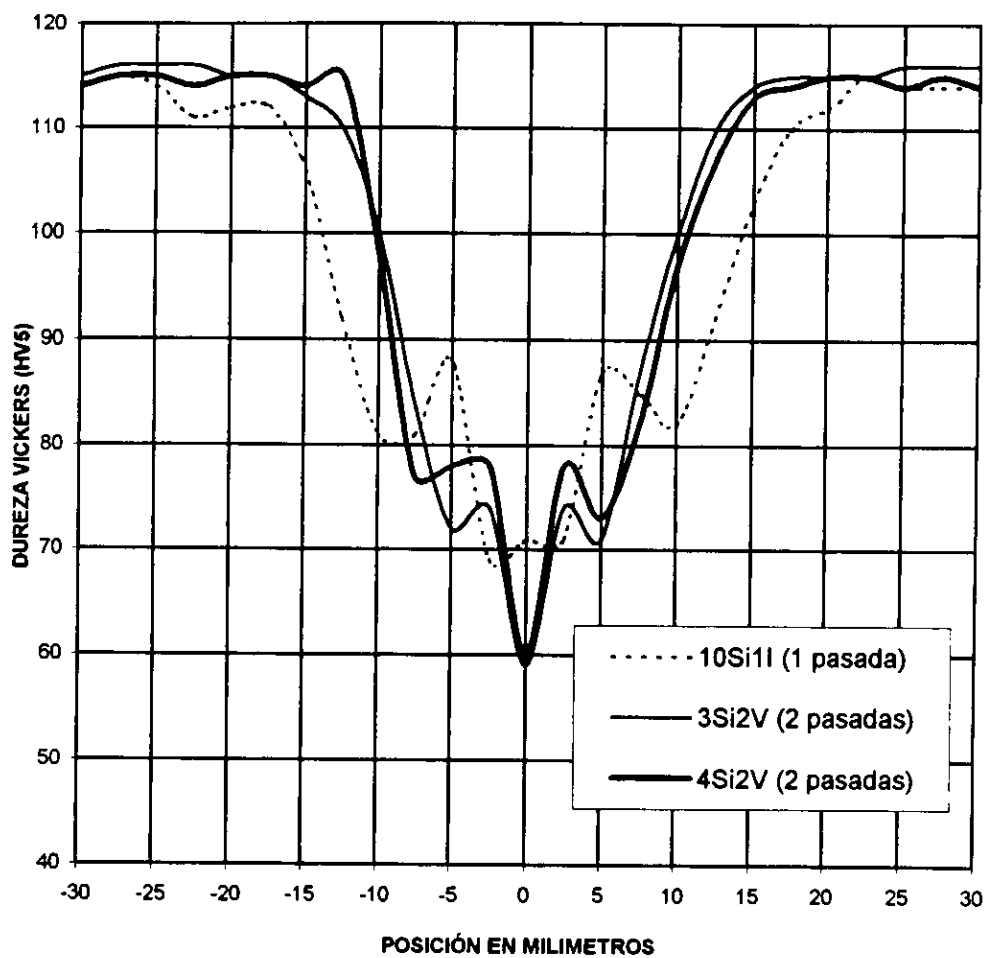
DUREZA TRANSVERSAL EN CORDONES DE SOLDADURA
CORDONES CON UNA Y DOS PASADAS DE APORTE

MATERIAL : AA6082 (Al-Mg-Si)

BACKING : Acero inoxidable.

APORTE : ER-4043

GAS DE PROTECCIÓN : Argón

**NOTAS**

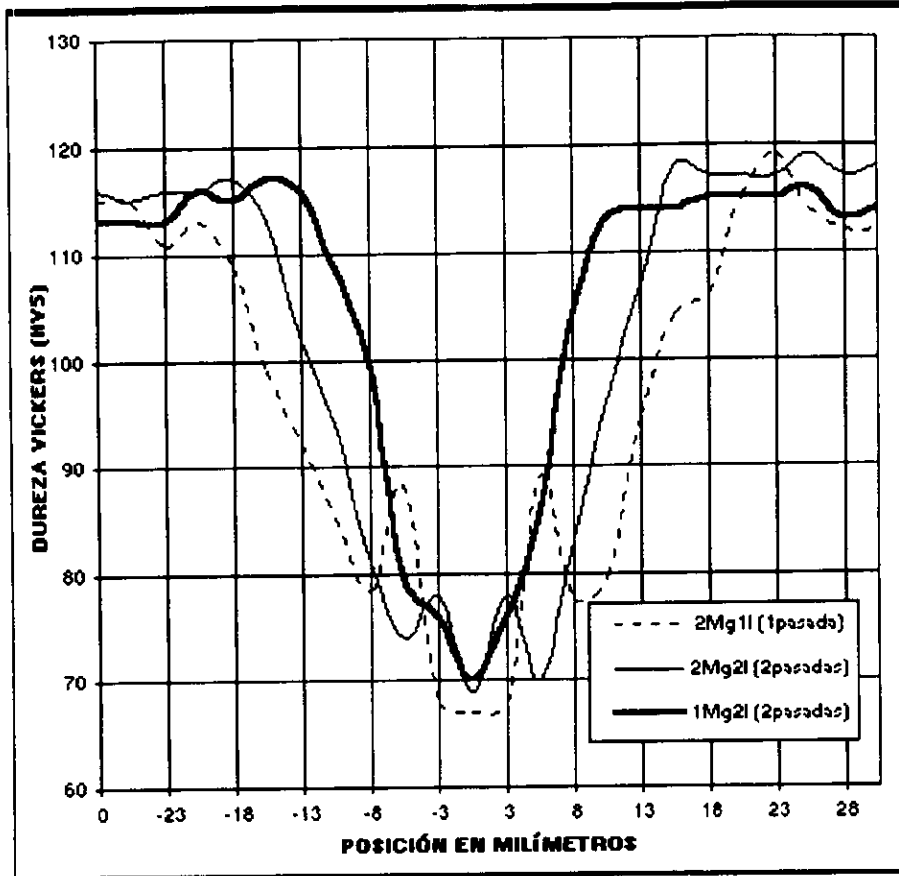
Muestras sin tratamiento térmico de postsoldadura.

Figura 5.11

DUREZA TRANSVERSAL EN CORDONES DE SOLDADURA.
VARIACIÓN DE LA ZAC CON EL APORTE TÉRMICO

MATERIAL: AA6082 (Al-Mg-Zn)
APORTE: ER-4043

GAS DE PROTECCIÓN: Argón
BACKING: Acero inoxidable (A)



NOTAS

Cordón No.	No. Pasadas	Vsoldeo cm/min	Vaporte m/min	Separación mm	E.B.A. j/mm
2S	1	50	7.5	0.9	298
2S2	2	1° 60- 2° 53	6.0	1.2	1° 185 - 2° 210
1S2	2	1° 85 - 2° 70	6.5	1.2	1° 148 - 2° 168

Muestras sin tratamiento térmico de postsoldadura

Figura 5.13

Aporte ER-5356

La dureza alcanzada por el metal de aporte depositado es en promedio de 70 HV, que corresponde a la dureza característica de este metal depositado.

La zona afectada por el calor (ZAC), después del proceso de soldadura, disminuye en longitud con respecto a los cordones realizados con una pasada y tiene una longitud de 14 mm.

Por lo que se ha comprobado que la longitud de la ZAC disminuye cuando decrece el aporte calorífico; en la (Figura 5.13), se muestra una menor longitud de la ZAC para las soldaduras hechas con dos pasadas disminuyendo aún más para el cordón 1Mg2I, en donde se aplicó el menor aporte calorífico en ambos cordones.

5.5 TRATAMIENTO TÉRMICO DE POSTSOLDADURA**5.5.1 Ensayo de tracción****Aporte ER-4043**

Se hizo un tratamiento térmico de solubilizado a 520°C durante 4 horas seguido de un envejecimiento artificial a 175°C durante 8 horas, obteniéndose un aumento en la resistencia desde un 69% del metal base hasta un 80%. Se logran elongaciones similares a las muestras sin tratamiento térmico de postsoldadura.

Aporte ER-5356

Cuando la muestra es sometida a un tratamiento térmico de postsoldadura de 200°C durante una, dos y tres horas, no se logra aumentar la resistencia de la unión.

Se hicieron tres tipos de tratamientos térmicos del tipo T6, para el metal base, con diferentes temperaturas y tiempos de solubilizado, se emplearon 530°C, 540°C y 560°C con tiempos de 1 y 3 horas.

Se obtuvo la mayor resistencia de la unión, alcanzándose el 98% (332 MPa) de la resistencia del metal base en estado de recepción, cuando se le somete a la más alta temperatura y tiempo de solubilizado (560°C por 3 horas). Esto hace suponer que durante el solubilizado, la alta temperatura y tiempo hace que se active el proceso de difusión a una mayor velocidad con lo cual se estaría cambiando la microestructura del metal depositado.

Este valor de resistencia del 98% (332 MPa) obtenido mediante tratamiento térmico, es mayor que el del metal de aporte depositado (265 MPa), hay dos posibles causas, a) la mayor área transversal que tiene dicha zona y b) que mediante el proceso de difusión la composición química del material depositado cambia y debido a esto hay un aumento en la resistencia, esas serían las dos posibles causas por la que no se produce la rotura en esa zona.

Con respecto a la ductilidad no se ha logrado alcanzar el del material base ni con tratamientos térmicos de postsoldadura, en promedio se logra una elongación de 1.5%, que es el 13.6 % de la elongación del material base en estado T6.

En los ensayos efectuados no se ha encontrado variación de la resistencia mecánica y ductilidad con una variación de la velocidad de soldeo, se han realizado pruebas con velocidades de soldeo comprendidas entre 40 y 94 cm/min.

De los resultados obtenidos se concluye que las uniones soldadas obtenidas, presentan un incremento en resistencia debido a un tratamiento térmico que corresponda a un T6, pero sometida a una temperatura de solubilizado de 560°C.

5.5.2 Ensayo de dureza

Aporte ER 5356

La dureza en el material de aporte depositado aumenta con el tratamiento térmico de postsoldadura de T6, alcanzándose una dureza de 89 HV debido a procesos de difusión que cambian la composición química del material de aporte.

Cuando las muestras son sometidas a un tratamiento térmico de postsoldadura de 200°C durante una, dos y tres horas, se logra un incremento en la dureza en la ZAC, siendo mayor este incremento para el mayor tiempo de exposición de tres horas.

Se logró prácticamente la eliminación de la ZAC con un tratamiento térmico de postsoldadura correspondiente a un T6 con un solubilizado a 530°C por una hora y envejecido a 175°C durante 8 horas.

5.6 ESTUDIO MICROESTRUCTURAL DE LAS UNIONES SOLDADAS

5.6.1 SOLDADURA CON APORTE ER-5356 (AlMg5)

5.6.1.1 Uniones sin tratamiento térmico

5.6.1.1.1 Baño fundido

La zona central de la unión posee una estructura típica de colada formada por dendritas de aluminio primario (fase α) con segundas fases localizadas entre los espacios interdendríticos. Dichas fases, sin embargo, no aparecen por haber sido disueltas por el ataque metalográfico Keller, (Fotos 5.4 y 5.5).

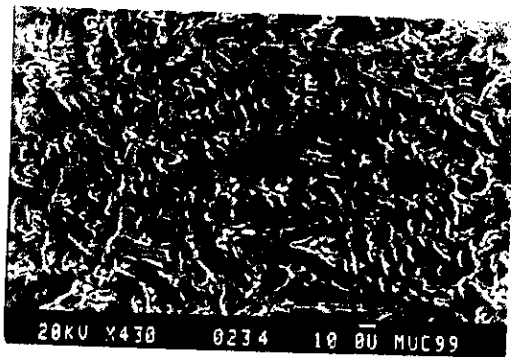


Foto 5.4: Baño fundido, zona central del cordón de soldadura.

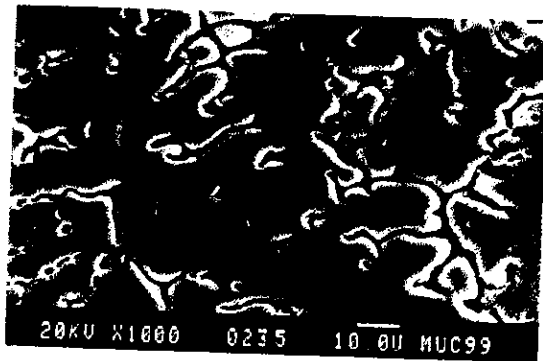


Foto 5.5: Detalle del baño fundido.

Para identificar las fases precipitadas en los límites dendríticos, se hizo un análisis con Microsonda Electrónica (EPMA) sobre una superficie pulida del baño fundido, sin ataque metalográfico, en una longitud de 1 mm realizando una medida cada $5 \mu\text{m}$ (200 mediciones). En los resultados, (Gráfico 5.8), se observa la formación de fases de Mg-Si distribuidas entre la matriz dendrítica. Mayoritariamente no hay precipitación de Si elemental, y todo el Si del material base que se ha diluido y difundido en el baño fundido formará Mg_2Si . El exceso de Mg, debido al metal de aportación, forma fases de Al-Mg en cantidades menores y el resto se encuentra disuelto en el Al.

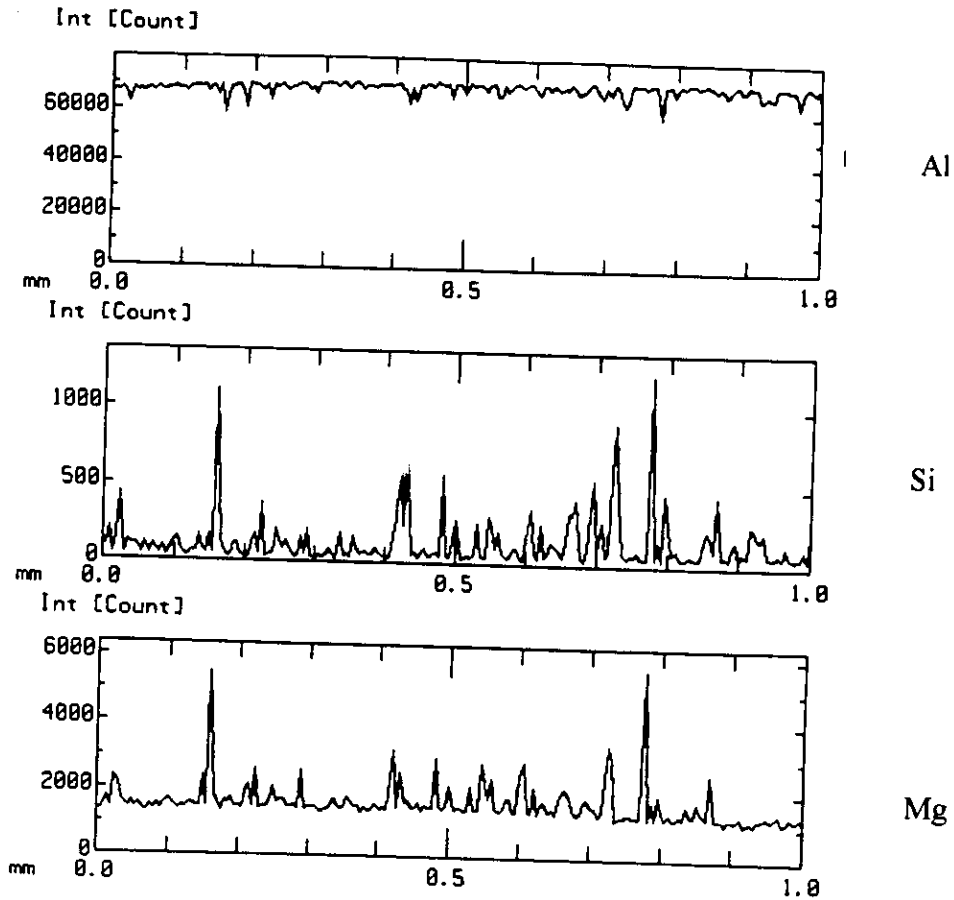


Gráfico 5.8: Perfil de concentraciones de Al, Si y Mg en el baño fundido, barrido en 1 mm de longitud sobre su superficie.

Defectos

Las muestras que han sido observadas en el microscopio muestran un nivel muy reducido de porosidad, esta ha sido preferentemente encontrada, en la parte superior del cordón (sobremonta), (Foto 5.6), siendo menores a $120\ \mu\text{m}$, igualmente ha sido encontrado algo de porosidad interdendrítica originada por la contracción del último líquido en solidificar.

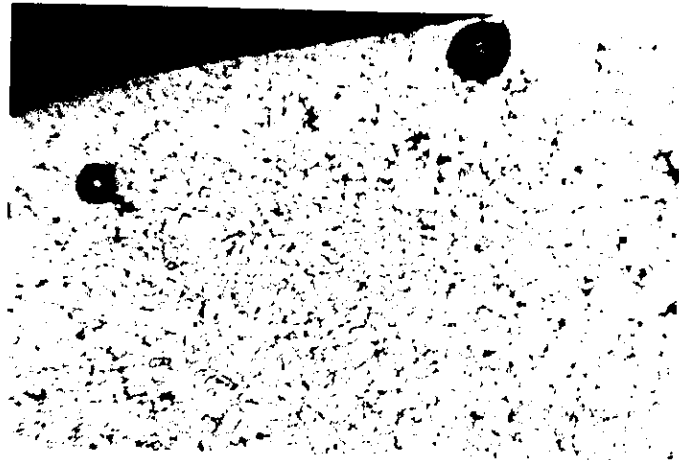


Foto 5.6: Poros ubicados en la zona superior del baño fundido (sobremona) del cordón de soldadura, muestra sin tratamiento térmico. También se aprecia porosidad interdendrítica.

5.6.1.1.2 Descripción de la ZAC y línea de fusión

En la Foto 5.7, se observa que el crecimiento de las dendritas se inicia desde el límite de fusión y tiene una orientación preferente siguiendo la dirección del flujo de calor.

No hay penetración preferente del baño a través de los límites de grano de la ZAC, aún cuando se nota un ligero crecimiento del grano en la ZAC. Además, se observa una precipitación preferente de la fase de Mg_2Si en los límites de grano de la ZAC, por la difusión de Mg desde el baño más rico en este elemento. Hay que tener en cuenta que el Mg no baja significativamente el punto de fusión del aluminio.

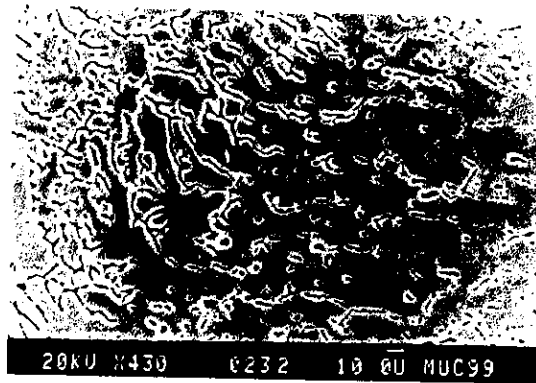


Foto 5.7: Baño fundido, zona de penetración y ZAC.

El análisis con microsonda demuestra esta precipitación preferente de la fase de Mg_2Si en la ZAC. Además, muestra que existe un exceso de Si que podría estar presente como Si libre o SiO_2 , precipitado en límites de grano.

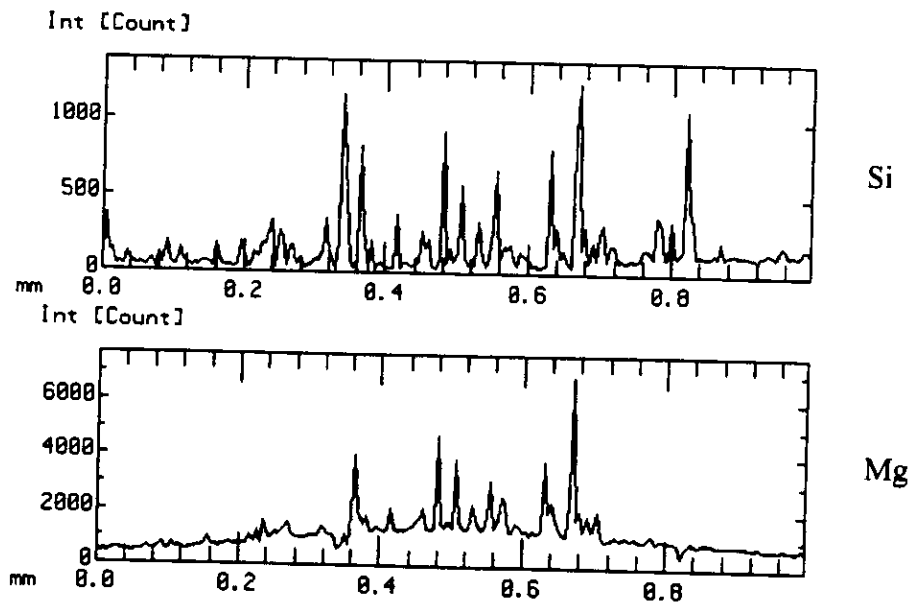


Gráfico 5.9: Perfil de concentraciones entre la ZAC y la línea de fusión.

5.6.1.1.3 Material base

El material base presenta precipitados aciculares orientados preferentemente en la dirección de laminación (precipitados alargados) y precipitados mas finos intercrystalinos, (Foto 4.8). La mayoría de los precipitados fueron disueltos por el ataque metalográfico.

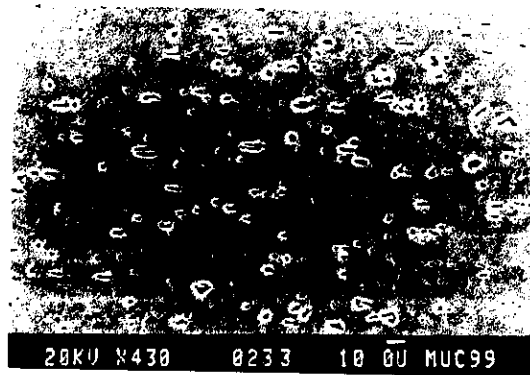


Foto 4.8: Material base, aleación de aluminio AA6082 (Al-Si-Mg).

El microanálisis, (**Gráfico 5.10**), demuestra que la mayoría del Mg esta disuelto en el aluminio o precipitado en forma de fase metaestable endurecedoras como consecuencia del tratamiento térmico T6. Además, se detecta fases ricas en Si cuyo origen es el exceso de Si que posee el material base, (0.86 % de Mg y 0.91 % de Si).

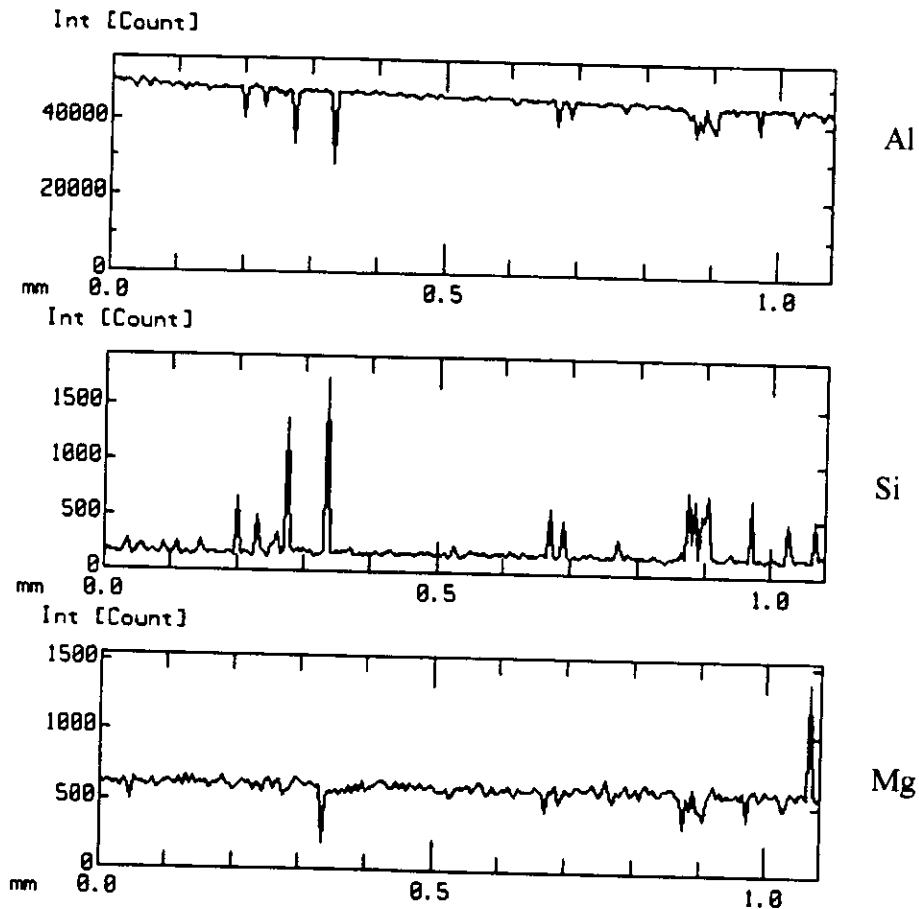


Gráfico 5.10: Perfil de concentraciones del material base AA6082.

La relación estequiométrica para formar Mg_2Si es de Mg: Si 1.73:1, por lo que hay un exceso de 0.41 % de Si. Este exceso de contenido en Si, esta reaccionando con el Fe y/o Mn (que se encuentran en el metal base) formando fases intermetálicas de Al-Si-Mn-Fe, como lo muestra el microanálisis por EDS (**Gráfico 4.11**).

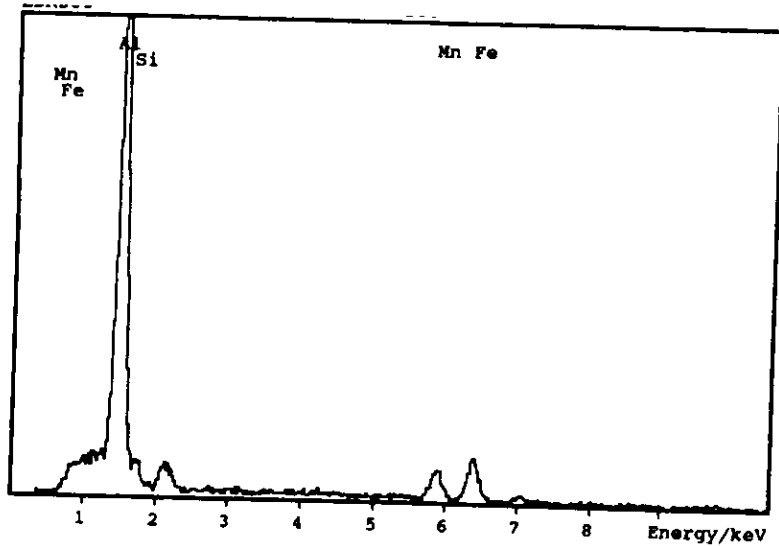


Gráfico 5.11: Intermetálico detectado de Al-Si-Mn-Fe por EDS en el material base.

5.6.1.2 Uniones con tratamiento térmico

5.6.1.2.1 Baño fundido

Las siguientes figuras muestran los cambios microestructurales producidos en el baño fundido, como consecuencia del tratamiento térmico de postsoldadura. Hay un desdibujamiento de la estructura dendrítica por disolución parcial durante el tratamiento térmico de solubilización de las fases interdendríticas de Mg_2Si .

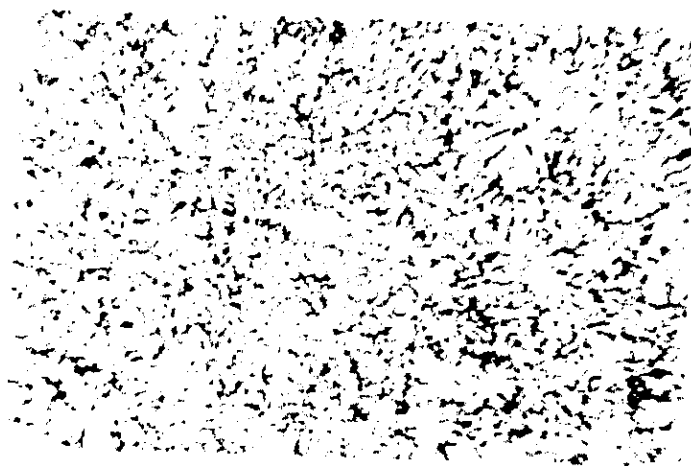


Foto 5.9: Microestructura dendrítica del baño fundido, muestra sin tratamiento térmico.

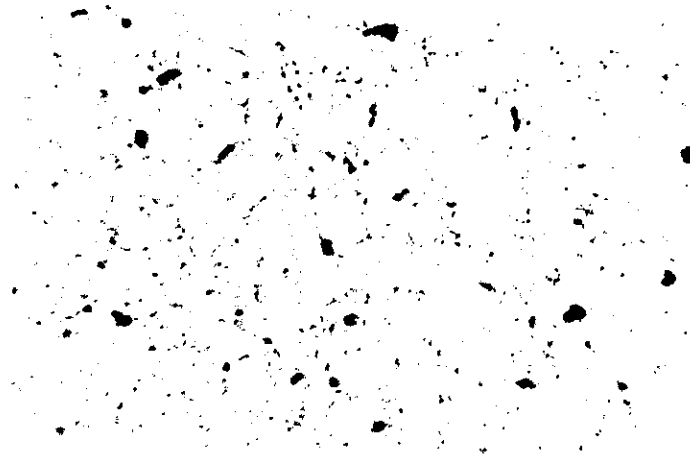


Foto 5.10: Muestra con tratamiento térmico Las dendritas del baño fundido tienden a desaparecer.

Mediante SEM se aprecia que dicha fase (Mg_2Si) sufre un proceso de esferoidización (Foto 5.11), aunque han sido disueltas por el ataque metalográfico. Además, esta microestructura es mas uniforme si la comparamos con una similar sin tratamiento térmico.

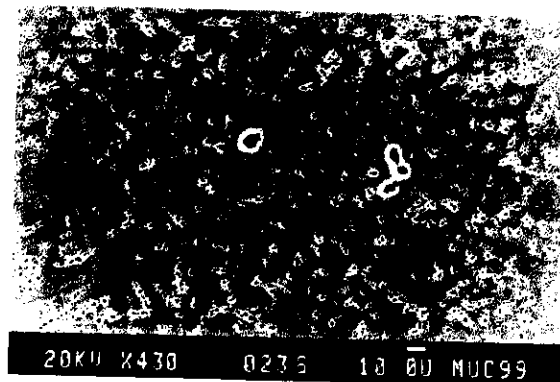


Foto 5.11: Baño fundido con tratamiento térmico. Hay esferoidización del Mg_2Si .

El microanálisis EPMA muestra la naturaleza de estas fases y su distribución más homogénea dentro del baño fundido.

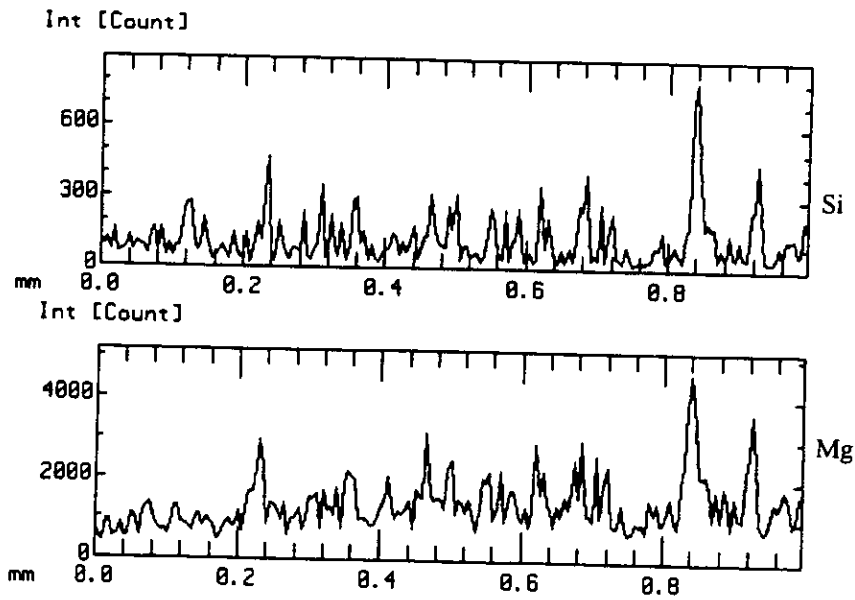


Gráfico 5.12: Perfil de concentraciones del baño fundido.

5.6.1.2.2 Descripción de la ZAC y línea de fusión

Se aprecia la dilución casi total de los precipitados de Mg_2Si formados en los límites de grano de la ZAC por difusión de Mg desde el baño. En la línea de fusión se aprecia la esferoidización de los precipitados de Mg_2Si interdendríticos.

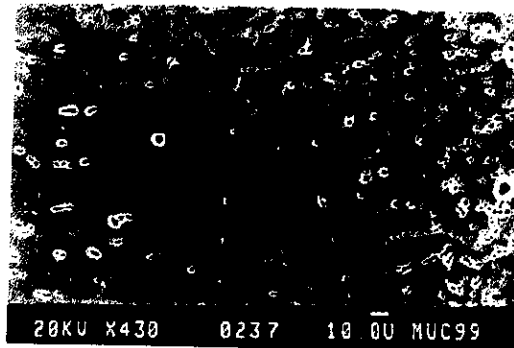


Foto 5.12: Metal base, ZAC y baño fundido.

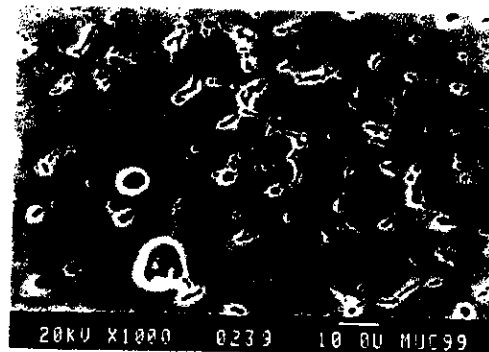


Foto 5.13: Detalle de la figura anterior.

El **Gráfico 5.13** corresponde al microanálisis EPMA, hecho entre el baño fundido y la ZAC. Este muestra la forma de precipitación del Mg_2Si desde el interior del baño fundido, y solubilización del Mg y Si en la ZAC con presencia de algún precipitado aislado (menos que en el material base) ricos en Si (Fe, Mn).

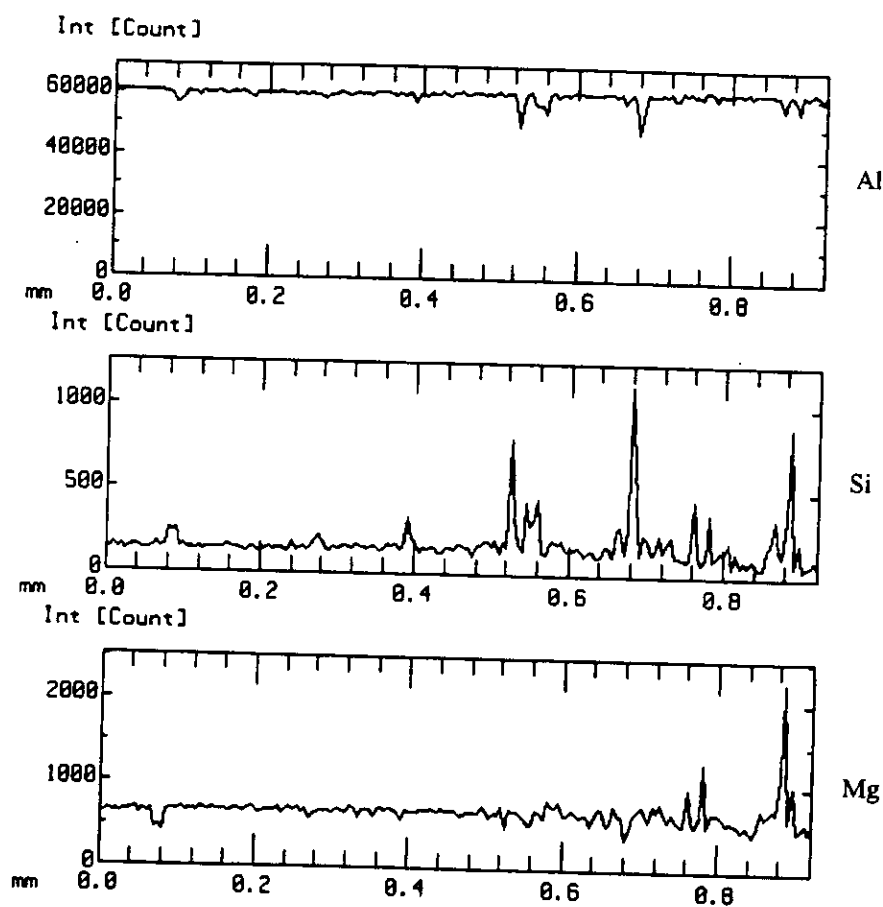


Gráfico 5.13: Perfil de concentraciones, realizado en una zona ubicada entre los límites del baño fundido y la ZAC.

5.6.1.2.3 Material Base

No hay diferencia con respecto al estado de recepción, los precipitados alargados están orientados en el sentido de laminación, además no llegan a disolverse los precipitados ricos en Si, (Foto 5.14).

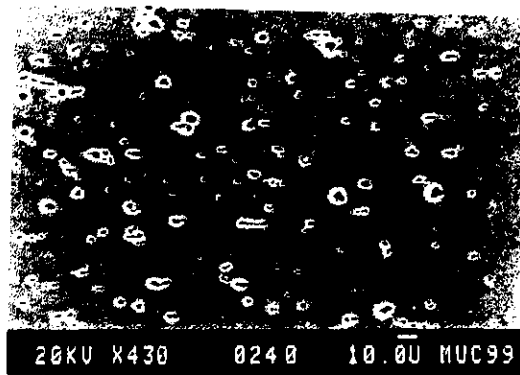


Foto 5.10: Metal base AA6082 en estudio.

5.6.2 SOLDADURA CON APORTE ER-4043 (AISi5)

5.6.2.1 Uniones sin tratamiento térmico

5.6.2.1.1 Baño fundido

El baño fundido presenta una menor porosidad gaseosa pero posee una mayor porosidad interdendrítica (rechupes) que el observado en el aporte ER-5356, (Fotos 5.15 y 5.16).



Foto 5.15: Baño fundido, zona central del cordón de soldadura. Muestra con estructura dendrítica. También contiene porosidad interdendrítica.

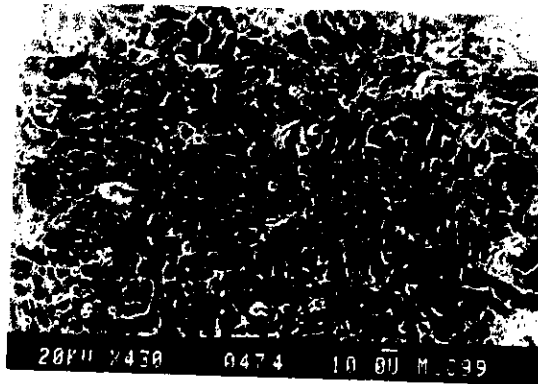
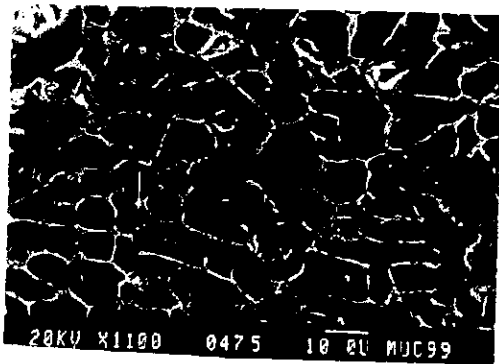
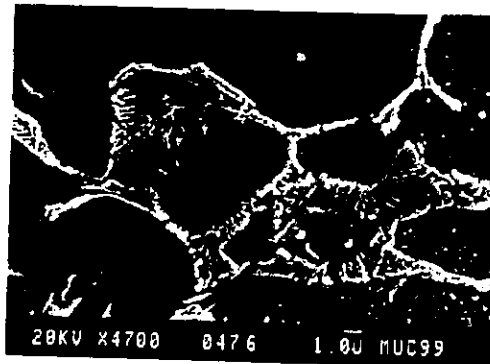


Foto 5.16: Baño fundido, fotografía tomada de SEM.

Esta zona posee una estructura dendrítica, aunque el crecimiento dendrítico está menos favorecido que con el aporte ER5356, debido al mayor sobreenfriamiento térmico que sufre el baño y por lo cuál se presenta una mayor velocidad de enfriamiento durante la solidificación, lo que favorece la nucleación, limitando el crecimiento dendrítico, (Foto 5.17).



*Foto 5.17: Zona central del cordón.
Baño fundido.*



*Foto 5.18: Se aprecia el eutéctico de
Al-Si en los límites de grano.*

En el límite intercelular (o interdendrítico) se observa el eutéctico Al-Si, con estructura laminar (Foto 5.18).

El microanálisis EPMA hecho sobre un barrido de 1 mm de longitud en el baño fundido, demuestra la presencia de Si en los límites interdendríticos (formando el eutéctico) por existir una intensidad de pico muy elevada, lo que nos indica que esta constituido por Si elemental. Además, hay presencia de Mg disuelto (o precipitado en forma de Mg_2Si metaestable) en la matriz del baño fundido, ocasionado por la dilución del material base en el baño, debido al proceso de soldadura.

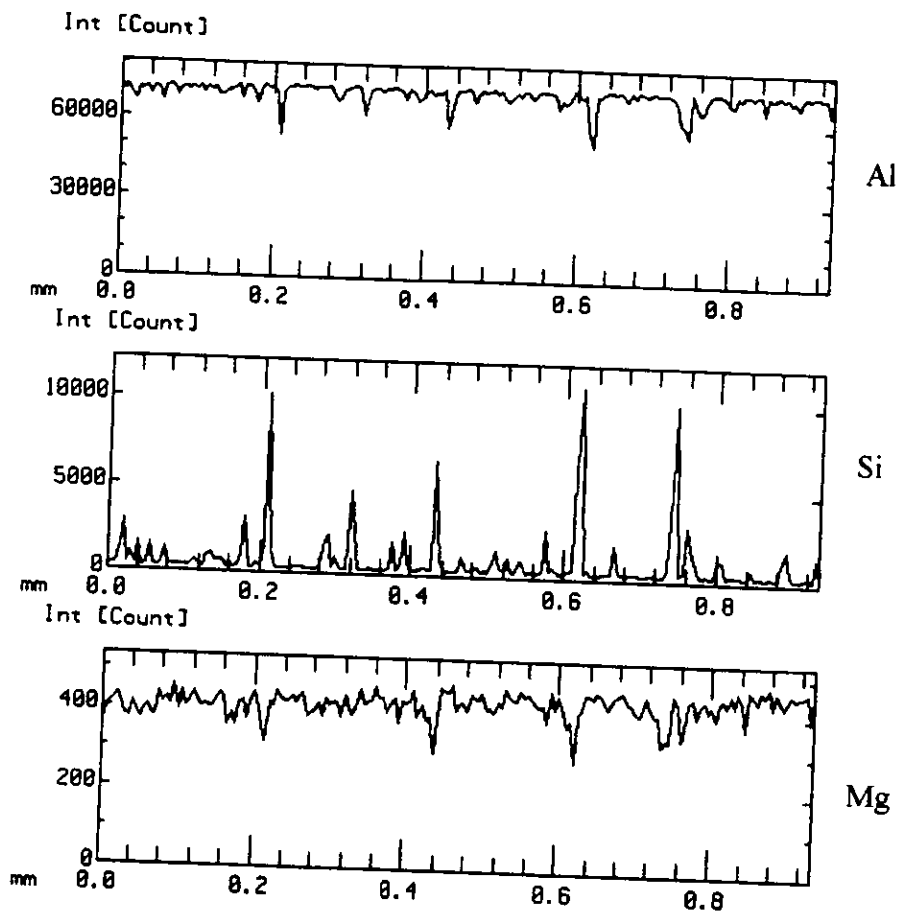
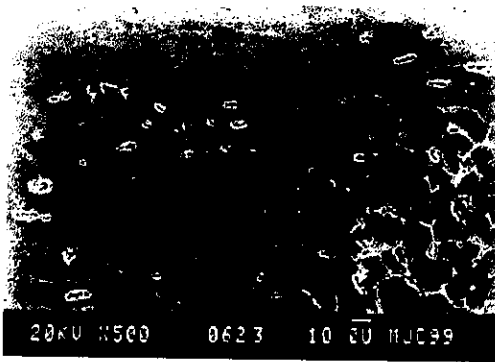


Gráfico 5.7: Perfil de concentraciones del baño fundido. Aporte ER-4043 (AlSi5).

5.6.2.1.14 Descripción de la ZAC y línea de fusión

Las Fotos 5.19, 5.20 y 5.21 muestran que hay una mayor penetración del baño fundido a lo largo de los límites de grano de la ZAC. Esto se debe a la difusión preferente del Si, en mayor concentración en el baño que en el material base, por sus límites de grano, reduciendo el punto de fusión de la aleación hasta formar una película líquida que solidifica con estructura del eutéctico. La presencia de esta fase líquida intergranular, origina un mayor crecimiento de grano de la ZAC.



*Foto 5.19: ZAC y línea de fusión.
Crecimiento de grano
en la ZAC.*

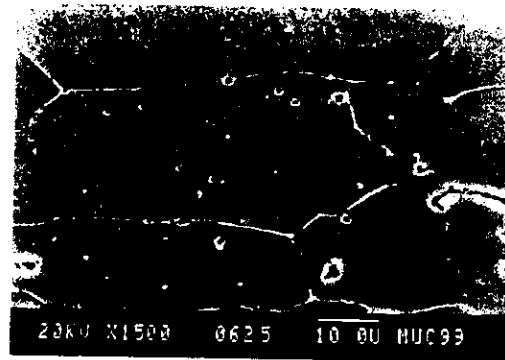


Foto 5.20: Detalle de la figura anterior.



Foto 5.21: Presencia del baño por los límites de grano en la ZAC.

El microanálisis EPMA, **Gráfico 5.15**, indica la presencia de los agregados de Si en los límites de grano de la ZAC y concentraciones de Mg similares a los detectados en el baño fundido.

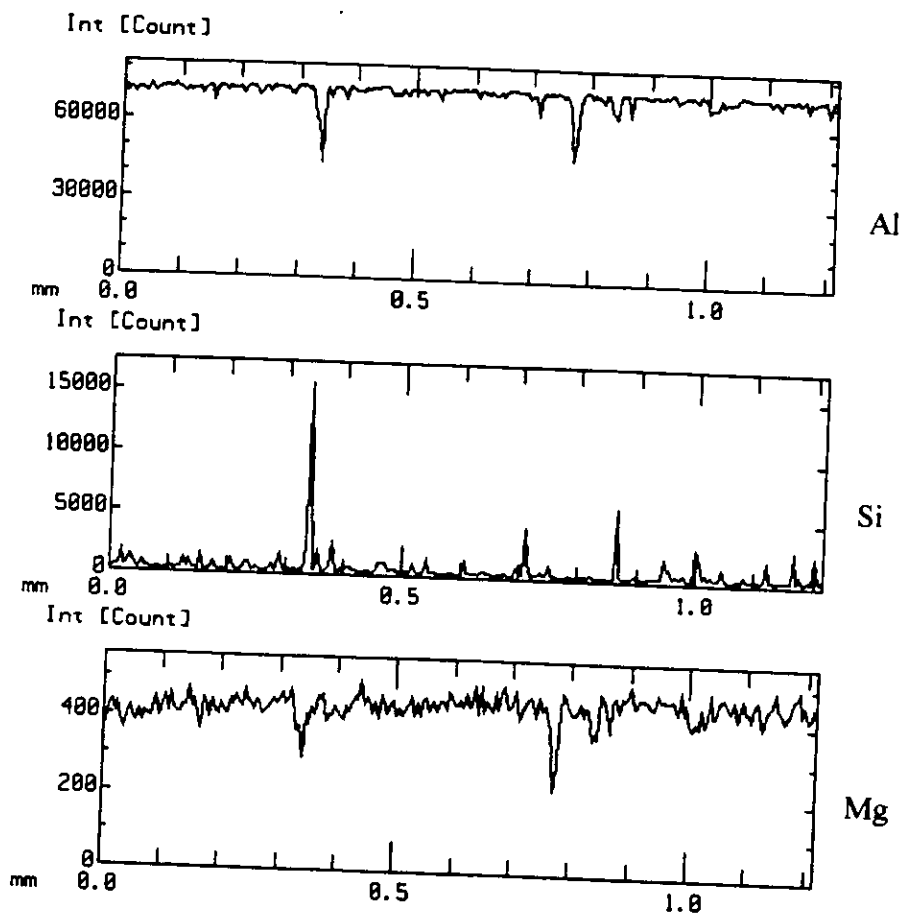


Gráfico 5.15: Perfil de concentraciones entre el baño fundido y la ZAC.

5.6.2.1.3 Material Base

No se observaron cambios con respecto a los análisis anteriores, debido a que esta zona se encuentra alejada del cordón de soldadura ya que la temperatura alcanzada en esta zona es lo suficientemente baja, como para que el material no sufra modificaciones significativas.

5.6.2.1.4 Efecto de los cordones

En las uniones realizadas con dos pasadas de material de aporte, junta tipo "V", se aprecia, como principal diferencia, los cambios microestructurales producidos por el efecto del segundo cordón (de cara), sobre el primero (de raíz) ya depositado (**Foto 5.22**).

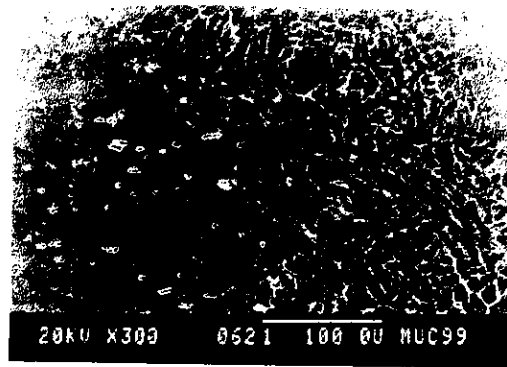


Foto 5.22: Zona de unión de ambos cordones (cara y raíz).

Aunque la microestructura general de ambos cordones coincide con lo ya descrito, se aprecia la formación de una ZAC en el primer cordón por efecto del calor del segundo cordón. A medida que nos aproximamos al segundo cordón, se observa una esferoidización probablemente por una refusión de las colonias eutécticas de Al-Si, lo que provoca un desdibujamiento de la estructura dendrítica (Fotos 5.23 y 5.24). Este efecto es más intenso cuanto más próximo se está al segundo cordón de soldadura (Foto 5.25).



Foto 5.23: Esferoidización de la estructura eutéctica.

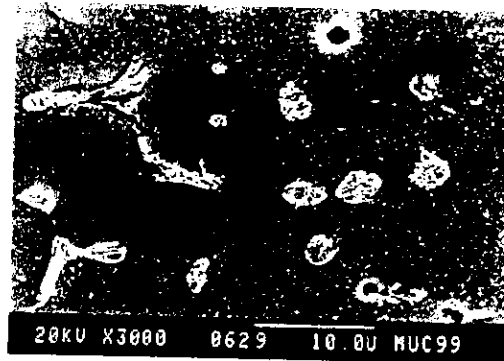


Foto 5.24: Detalle.

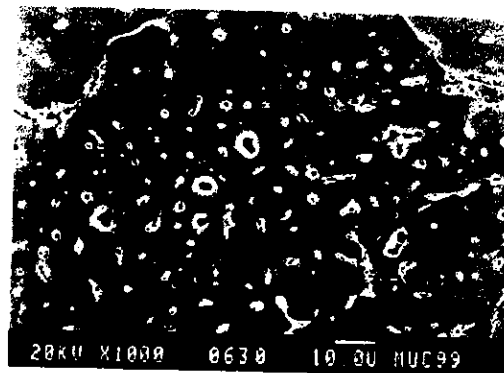


Foto 5.25: Zona más próxima al segundo cordón.

5.6.2.2 Uniones con tratamiento térmico

5.6.2.2.1 Baño fundido

La Foto 5.26, antes del tratamiento, y la 5.27 después del tratamiento térmico, ilustran los cambios microestructurales que han tenido lugar en el baño fundido como consecuencia del ciclo térmico. En ellas se puede apreciar, en este caso, en el límite del cordón con la ZAC, el efecto del desdibujamiento de la estructura dendrítica-celular del baño fundido.

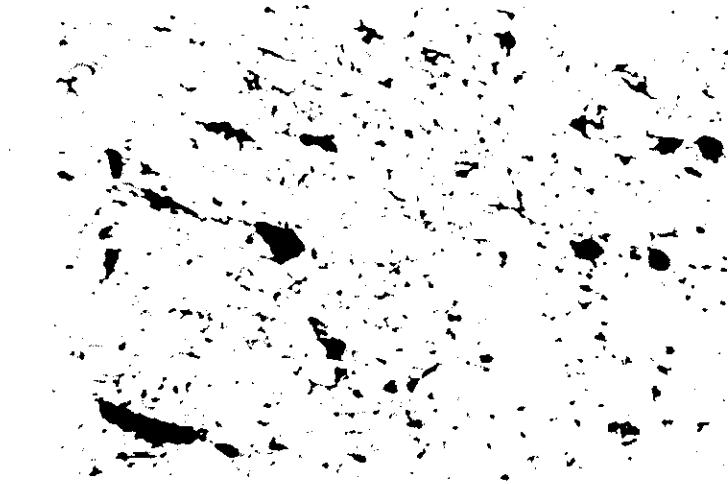


Foto 5.26: Muestra sin tratamiento térmico de postsoldadura.

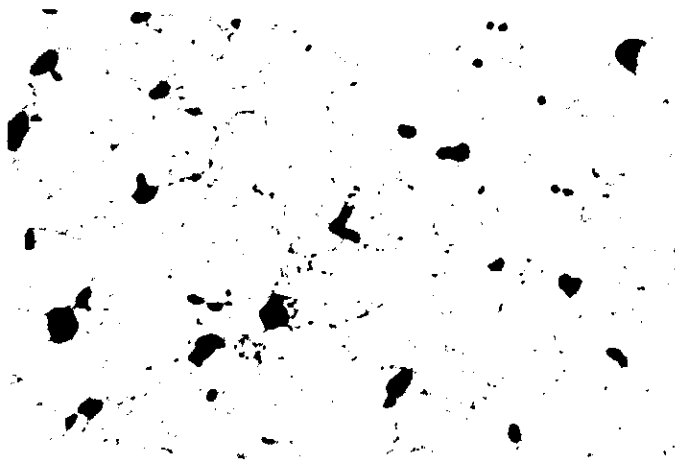


Foto 5.27: Muestra tratada térmicamente.

El estudio con SEM a mayores aumentos, muestra que en este caso que el desdibujamiento es debido a la esferoidización y engrosamiento que experimentan las agujas de Si, que se encuentran formando parte del eutéctico Al-Si localizados en los espacios interdendríticos, (**Foto 5.28**) y mayor detalle (**Foto 5.29**).

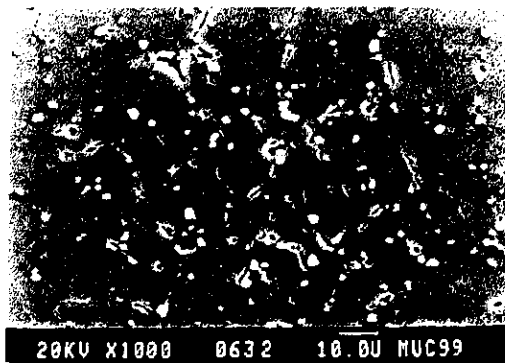


Foto 5.28: Esferoidización del Si.

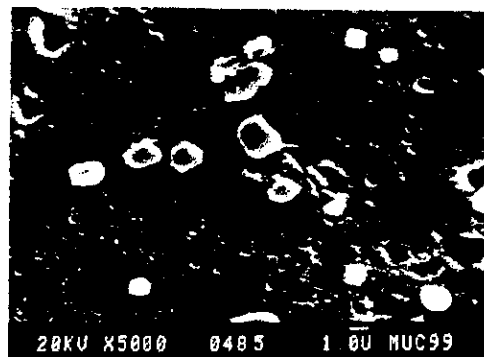


Foto 5.29: Detalle a mayor aumentos de la figura anterior.

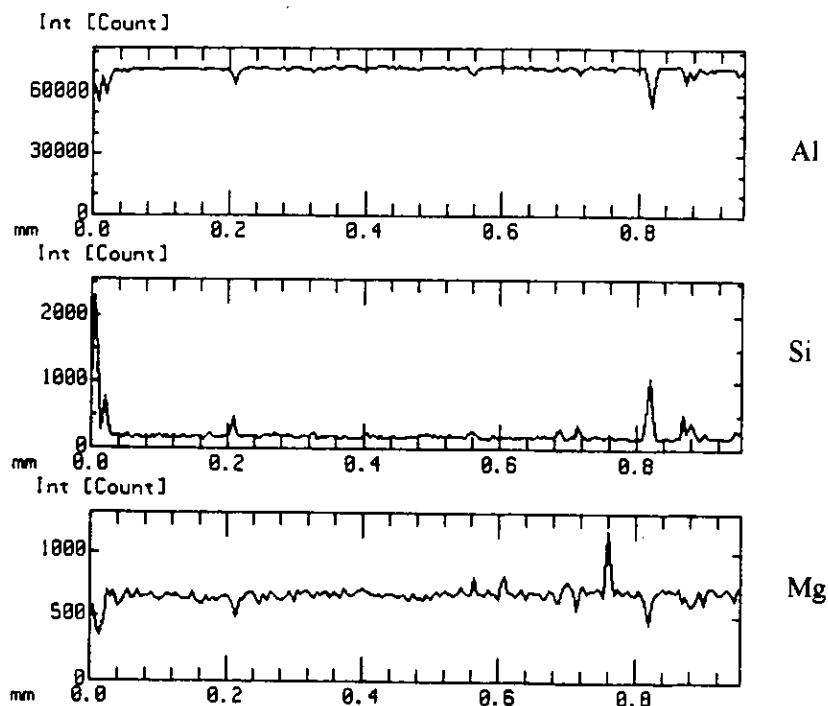


Gráfico 5.16: Perfil de concentraciones en el baño fundido.

El microanálisis EPMA demuestra la disminución en proporción de agregados de Si (ahora más distanciados entre sí) y la presencia de altas proporciones de Mg disuelto en la matriz de Al. Asimismo, muestra la existencia de altas concentraciones de Mg el cual puede estar en la forma de MgO. El ataque metalográfico produce una disolución preferente dentro de los aluminios y marca la posición original de los finos precipitados intracristalinos de Mg_2Si .

5.6.2.2.2 Descripción de la ZAC y línea de fusión

Este efecto de esferoidización del Si también se aprecia en los límites de grano de la ZAC. Las láminas continuas de Si formadas por penetración preferente de este elemento desde el baño, se dividen y esferoidizan, formando ahora un rosario de precipitados intercristalinos. De nuevo, el ataque metalográfico revela la presencia de finos precipitados disueltos de Mg_2Si y como algunos de ellos, mas engrosados, también se sitúan en los límites de grano de la ZAC.



Foto5.30: Esferoidización del Si en la ZAC.

5.6.2.2.3 Material Base

No se aprecian cambios apreciables, la microestructura es semejante a la anteriormente descrita.

5.7 ESTUDIO FRACTOGRÁFICO DE UNIONES ENSAYADAS A TRACCIÓN

5.7.1 Uniones soldadas con el aporte ER-5356 (AlMg5)

De los ensayos de tracción realizados a las uniones soldadas, se comprobó que la mayoría de las muestras rompen a través de la ZAC, algunas lo hacen por la zona de penetración y otras muy pocas, fundamentalmente las que han sido tratadas térmicamente, rompen por el material base.

Se hizo un estudio fractográfico mediante SEM de diferentes muestras soldadas con diferentes tipos de aportes y tratamientos térmicos. En la **Foto 5.31**, se muestra la fractura de una probeta soldada con el aporte ER-5356 sin tratamiento térmico de postsoldadura, en la que el fallo se localizó en la ZAC, apreciándose la participación de un mecanismo de rotura dúctil. En un detalle a mayores aumentos, (**Foto 5.32**), se aprecian con mayor claridad los microhuecos de deformación formados como consecuencia de la aplicación progresiva de carga, nucleados sobre partículas de precipitados existentes en la ZAC. Los poros más grandes formados por coalescencia de los más pequeños, al producirse el alargamiento y rotura de los puntos de unión que los separa.

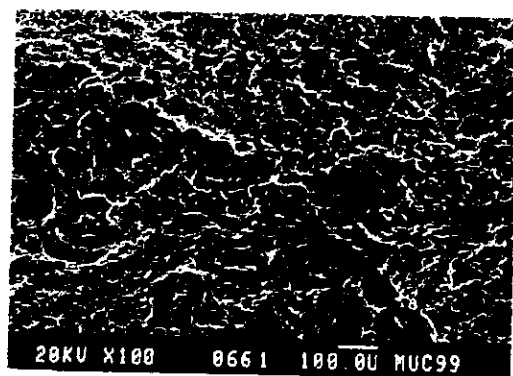


Foto 5.31: Superficie de fractura.

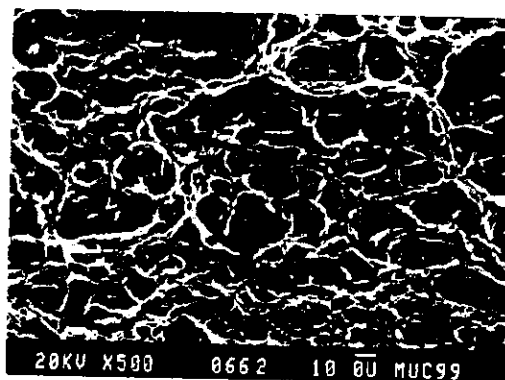


Foto 5.32: Microhuecos de deformación.

En la **Foto 5.33**, se observa la presencia de precipitados de Mg_2Si , identificados anteriormente mediante EPMA, formados en la ZAC y que están ubicados en el centro de los poros de deformación. En la foto queda también patente la ductilidad de la matriz, constituida esencialmente por aluminio, y aunque a pesar de ser muy dúctil, la participación en la rotura de mecanismos de decohesión en la interfase matriz y la cantidad de precipitados engrosados reduce la ductilidad del material, originando una rotura con bajos valores de alargamiento.

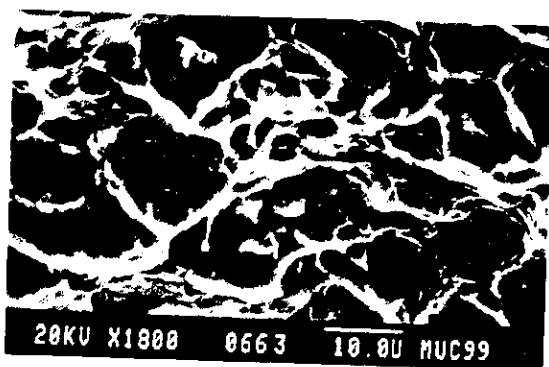


Foto 5.33: Precipitados de Mg_2Si .

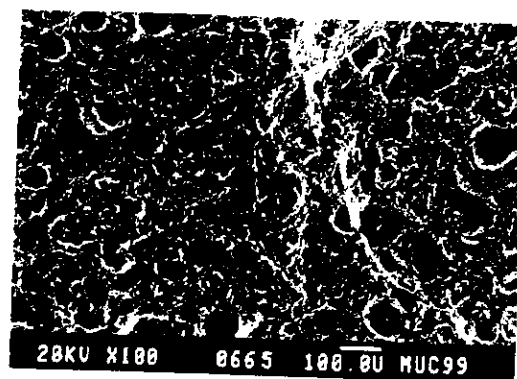


Foto 5.34: Poros localizados en la línea de fusión.

Aunque en uniones soldadas con aporte de Al-Mg, la fractura ocurre fundamentalmente a través de la ZAC, en la zona de engrosamiento de grano y precipitados preferentes ricos en Si, en ocasiones la grieta principal de fractura se localiza en la línea de fusión. En la **Foto 5.34** se muestra una de estas zonas, en donde se distingue una alta proporción de poros.

Dichos poros con diámetros comprendidos entre 25 y 100 μm , se caracterizan por tener una superficie interior dendrítica (Fotos 5.35 y 5.36) y tienen su origen en la inclusión de gases durante la solidificación. La matriz que rodea esos poros se fue rompiendo de forma dúctil (Foto 5.37).

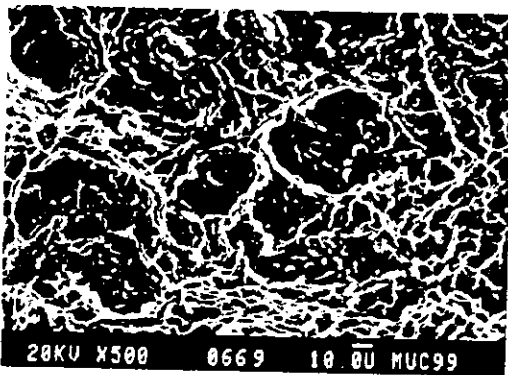


Foto 5.35: Detalle de los poros.



Foto 5.36: Superficie interior dendrítica de los poros.

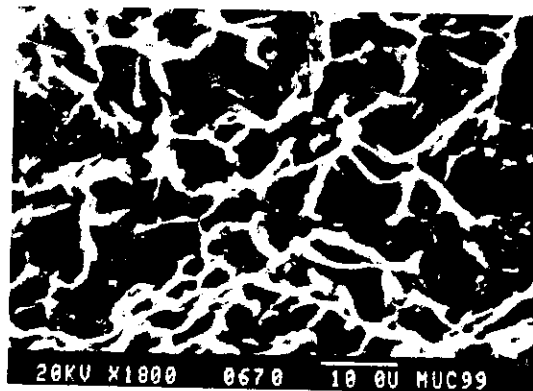


Foto 5.37: Rotura dúctil de la matriz.

La aplicación del tratamiento térmico T6, no modificó la zona de fallo, que sigue siendo la ZAC preferentemente, aunque sí se aprecia un cambio de mecanismo de fractura; pasando de ser transgranular dúctil a una fractura mixta con mayoría de zonas de rotura intergranular y con signos de microdeformación plástica (microhuecos) sobre la superficie de fractura (**Fotos 5.38 y 5.39**) y algunos casos de rotura transgranular dúctil, generalmente asociada a las zonas de precipitación de Al-Fe-Si-Mn no disuelto, (**Foto 5.40**).

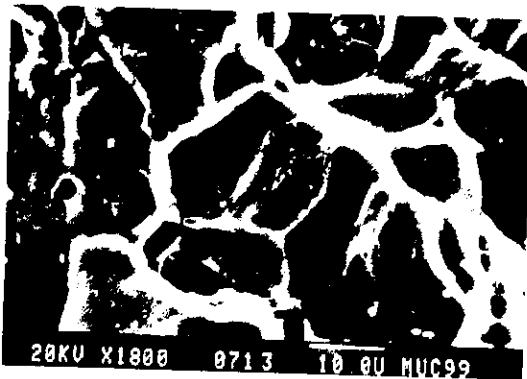


Foto 5.38: Fractura mixta.



Foto 5.39: Detalle.

Aún cuando generalmente la fractura no suele localizarse en los cordones de soldadura, estudios microestructurales en secciones transversales de uniones ensayadas a tracción, muestran la nucleación de grietas perpendiculares a la dirección de aplicación de la carga (**Foto 5.41**). El crecimiento de estas grietas suele coincidir con los espacios interdendríticos donde se sitúan las fases ricas en Si-Mg y cuya orientación coincide con los planos de máxima fuerza de tracción. Este fenómeno sólo fué observado en uniones no tratadas térmicamente.

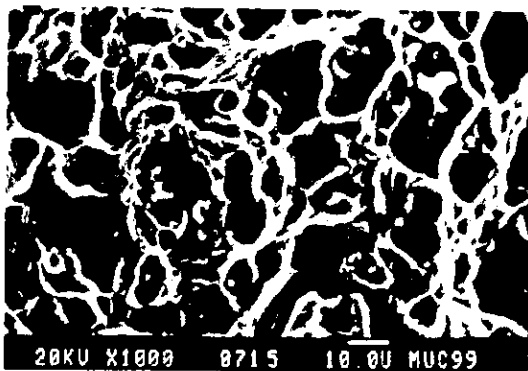


Foto 5.40: Rotura transgranular dúctil.

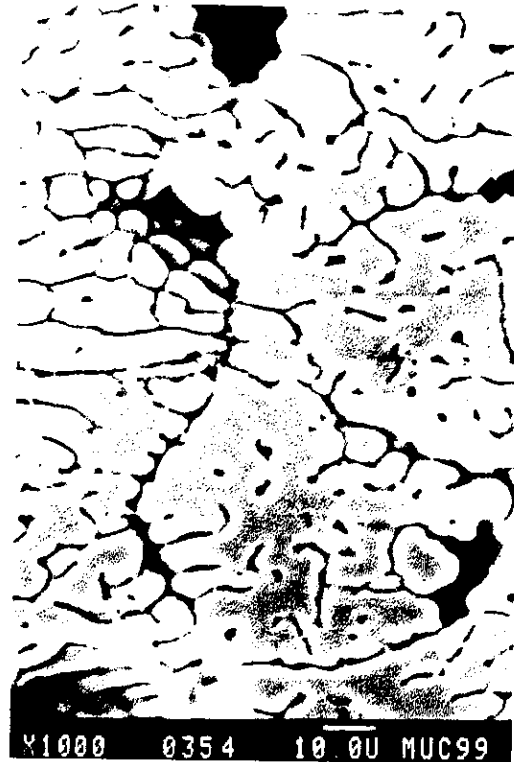


Foto 5.41: Crecimiento de una grieta en los espacios intergranulares.

5.7.2 Uniones soldadas con el aporte ER-4043 (AlSi5)

En las uniones no tratadas térmicamente, la fractura como en el caso anterior, se localiza principalmente en la ZAC. De nuevo, el mecanismo de fallo es fundamentalmente transgranular dúctil, aunque en este caso junto con microhuecos de deformación plástica más pequeños, se aprecia otros alargados de mucho mayor diámetro ($\sim 50 \mu\text{m}$), (Foto 5.42). Se trata en este caso de la rotura a través de la zona de penetración y precipitados de Si a lo largo de los límites de grano de la ZAC. Los huecos que rodean a estos mayores (Foto 5.43), tienen un tamaño muy reducido ($\sim 1 \mu\text{m}$) y se forman a partir de los precipitados intracristalinos de Mg_2Si en los granos de la ZAC.

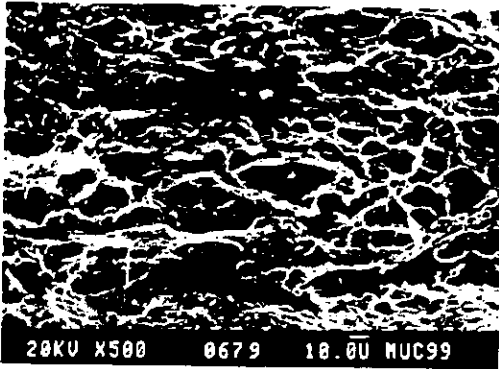


Foto 5.42: *Microhuecos de deformación plástica.*

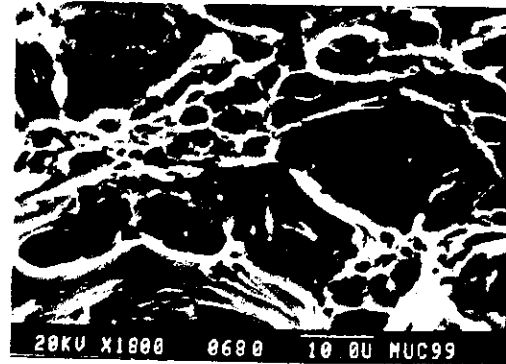


Foto 5.43: *Detalle de la figura anterior.*

El tratamiento térmico T6 aplicado a las uniones soldadas con aporte Al-Si, modifica la zona de fallo de la unión, que en este caso se localiza principalmente en el material base. Esto es debido al proceso de esferoidización que sufre los agregados intercrystalinos de Si, que se formaban por difusión de Si desde el baño a través de los límites de grano de la ZAC, antes del tratamiento térmico.

La fractura observada en estos casos coincide con la del material de recepción, siendo una fractura transgranular dúctil, favorecida por la presencia de fases precipitadas no disueltas (fase de Al-Fe-Si-Mn), presentes por el exceso de Si que posee esta aleación (Foto 5.44). No obstante, se aprecia signos de fragilización como consecuencia del nivel de envejecimiento que posee la aleación tratada térmicamente. (Foto 5.45).

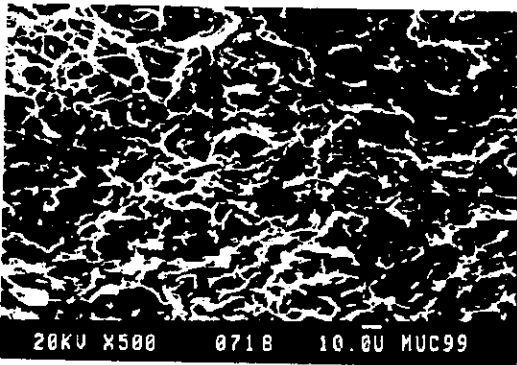


Foto 5.44: *Fractura transgranular dúctil.*

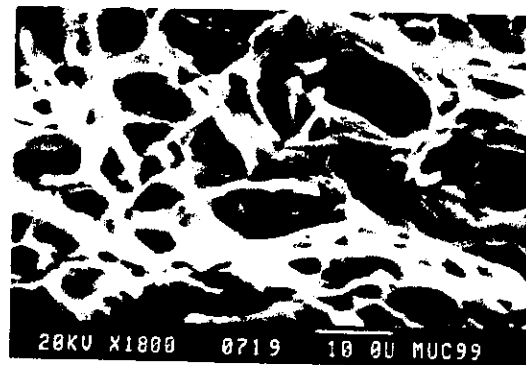


Foto 5.45: *Signos de fragilización en el material base.*

6. CONCLUSIONES

- Con los resultados obtenidos se elaboraron tablas de referencia que permiten seleccionar la velocidad de alimentación del material de aporte y la de soldeo, mediante el proceso de soldadura MIG con arco pulsado para una o dos pasadas de aporte, para la aleación de aluminio AA6082 de 3 mm de espesor, usando como aporte las aleaciones ER4043 y ER5356 de 1,2 mm de diámetro.
- Para ambos materiales de aporte, se logró obtener la mínima cantidad de energía bruta aportada (E_{b.A.}) para uniones soldadas mediante una y dos pasadas. Si se deseara variar la velocidad del material de aportación o la de soldeo, es necesario que estas varíen de tal forma, que siempre se suministre la misma cantidad de energía térmica, obteniéndose uniones soldadas con características mecánicas similares para cada condición de soldeo.
- No se logró evitar totalmente la formación de poros con un aumento del caudal del gas de protección. En las uniones se encontraron poros de hasta un tamaño máximo de 120 μm , ubicándose en su mayoría en la parte superior (sobremonta). Así mismo, se encontró porosidad interdendrítica originada por la contracción del último líquido al solidificarse.
- Para la aleación AA6082, solo es necesario un cepillado riguroso y una limpieza final con acetona para lograr una adecuada preparación de las zonas a unir, logrando un mínimo grado de porosidad y este no afecta a las propiedades mecánicas de las uniones.
- Se logran alcanzar valores de resistencias a la tracción muy similares después de efectuado el soldeo con ambos aportes y en uniones con una y dos pasadas.
Los valores promedios son del 66.5 % de la resistencia del metal base (228 MPa).
Con respecto a los alargamientos, con ambos aportes se logran valores inferiores a los

obtenidos en el material base, y aumentan con el empleo de la aleación ER-4043.

- En los ensayos realizados no se encontró variación de la resistencia mecánica y ductilidad con una variación de la velocidad de soldeo; se hicieron pruebas con velocidades de soldeo comprendidas entre 40 y 83 cm/min.
- La zona afectada por el calor (ZAC), después de realizado el proceso de soldadura mediante una pasada para ambos aportes, tiene en promedio una longitud de 15 mm. El aumento en la velocidad de soldadura no varía su longitud. Cuando se realiza el soldeo mediante dos pasadas, su longitud disminuye, 10 mm, para ambos aportes.
- La resistencia de las uniones obtenidas, puede incrementarse con tratamientos térmicos de postsoldadura, para ambos aportes. Para el aporte ER-4043 es necesario una temperatura de solubilización de 535°C por 4 horas y para la aleación ER-5356 de 560°C durante 3 horas, con ello se logra alcanzar la resistencia mecánica del material base.
- Se logró una recuperación de la dureza en la ZAC con un tratamiento térmico de postsoldadura, similar al tratamiento señalado anteriormente, para ambos materiales de aporte.
- Con respecto a la ductilidad, no se logró alcanzar la totalidad del material base, ni con la aplicación de tratamientos térmicos de postsoldadura. En promedio se obtiene un valor de 2.3 % con el aporte ER4043 y con el empleo del aporte ER5356 del 1.7 %, los valores son similares en uniones con y sin tratamiento térmico de postsoldadura.
- El efecto térmico del proceso de soldadura provoca sobre el material base una disminución de las propiedades mecánicas en la ZAC, disminución de dureza y

resistencia, debido a los cambios microestructurales que ocurren. No obstante, se observan ciertas diferencias relacionadas con la difusión de los elementos de la aleación de aporte (Mg o Si) en la ZAC. A continuación se explican estos cambios.

- ◆ Con el aporte ER-5356, después de efectuado el soldeo, existe un ligero incremento de grano en la ZAC. Además, se observa una precipitación preferente de la fase de Mg_2Si en los límites de grano de la ZAC. Después de realizado el tratamiento térmico de postsoldadura, hay una solución casi total de los precipitados de Mg_2Si formados en los límites de grano en la ZAC. En la línea de fusión hay esferoidización de los precipitados de Mg_2Si interdendríticos.
- En las uniones soldadas con el aporte ER-4043 y sin tratamiento térmico, existe una difusión preferente del Si, que se encuentra en mayor concentración en el baño que en el material base, por sus límites de grano, reduciendo el punto de fusión de la aleación hasta formar una película líquida. La presencia de esta fase líquida intergranular, origina un mayor crecimiento de grano de la ZAC. Con el tratamiento térmico, las láminas continuas de Si formadas por penetración, se dividen y esferoidizan, formando un rosario de precipitados intercristalinos
- Se logró alcanzar valores de resistencias similares usando como aporte ambas aleaciones. La diferencia fundamental se encuentra en que, al emplear el aporte ER-4043 la ductilidad es, en promedio, un 50 % mayor que con el otro aporte. Además el cordón de soldadura tiene un mejor acabado superficial y prácticamente no presenta proyecciones.

6. BIBLIOGRAFÍA

1. **G. E. Metzger.** *Joining of metal fiber reinforced composite materials.* Fabrication of composite material. Source Book, pg. 171-191. M. M. Shewartz (ed.) ASM (1985).
2. **V. R. Ryabov, A. Ya. Ishchenko.** *Current Problems of Weding Metallic Composites.* Proceedings: ASM International European Conference on Welding and Joining Science and Technology, pg. 342-359. Madrid, España. ASM International (10-12 de Marzo 1997).
3. **Bob Irving.** *Why aren't airplanes welded?.* Welding Journal. January, pg. 35 (1997).
4. **L. Zhen and S. B. Kang.** *Effect of predeformation on microstructure and tensile properties of Al-Mg-Si alloys with high silicon content.* Materials Science and Technology, April, Vol. 14, pg. 317 (1998).
5. **L. Zhen and S. B. Kang.** *Deformation and Fracture Behavior of Two Al-Mg-Si Alloys.* Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 28A, July, pg. 1489-1497 (1997).
6. *La forma correcta de soldar aluminio.* ESAB Ibérica S.A. (1997).
7. **J. R. Davies (ed.).** *Aluminium-Matrix Composites.* In Aluminium and Aluminium Alloys. ASM Specialty Handbook, pg. 106-179. ASM International. Ohio (1994).
8. **Oleh Zabara Czorna.** *Soldadura y técnicas afines. Metalurgia y defectos de uniones soldadas. Tomo II,* pg. 173 (1989).

9. *Welding Handbook*. Vol. 1. Ed. AWS. Miami (1979).
10. **J. Oñoro**. *Análisis de la Soldabilidad de Aleaciones de Aluminio de Alta Resistencia de los Grupos Al-Cu-Mg y Al-Zn-Mg*. Rev. Soldadura, 19 (3), pg. 136 (1989).
11. *Welding Kaiser Aluminium*. Ed. Kaiser Aluminium and Chemical Sales Inc. Oakland (1967).
12. **J. A. G^a-Orza**. *Soldadura de aleaciones de aluminio con láseres de Nd:YAG de alta potencia*. Rev. Metal. 34 (2), pg. 227 (1998).
13. *Welding Handbook*. Vol. 4. Ed. AWS. Miami (1972).
14. **J. E. Hatch**. *Aluminium*. Ed. ASM (1984).
15. **J. R. Pickens, T. J. Langan y E. Barta**. *III Aluminium-Lithium Conference*. Institute of Metals. Oxford, pg. 137 – 147 (1985).
16. **A. B. D. Gingell and T. G. Gooch**. *Review of Factors Influencing Porosity in Aluminium Arc Welds*. Copyright (1997).
17. **Miyazaki M. et al.** *Quantitative investigation of heat-affected zone cracking in aluminium alloy AA6061*. Weld J. 69 (9), pg. 362s-371s (1990).
18. **Keith H. W., Katoh M.** *Investigation of heat-affected zone cracking of GMA welds of Al-Mg-Si alloy using the Varestraint test*. Weld J. 66 (9), pg. 251s-259s (1987).
19. **Connect**. *Teoría y Práctica de la Soldadura. Conocimientos Prácticos para Soldadores*. Rev. Soldadura, 27 (1), pg. 24 – 25 (1997).

20. **J. M. Robinson.** *Serrated flow in aluminium base alloys.* International Materials Reviews. Vol. 39, N° 6, pg. 222 (1994).
21. **I. J. Polmear.** *Light Alloys. Metallurgy of the Light Metals.* Edward Arnold (Publishers) Ltd, pg. 82-83 (1981).
22. **J. W. Alladay.** *Methods of avoiding common problems with aluminium structures.* Proc. Fast'91. First International Conference on Fast Sea transportation. Trondheim (Noregua), Jun. (1991).
23. **H. Larson, L. E. Svensson y L. Karlsson.** *Construcción naval avanzada con el aluminio.* Rev. Soldadura, 27 (4), pg.181 (1997).
24. **Jorma Peltonen.** *Fimnyards Ltd-aluminium welding on a large escale.* Svetsaren, vol. 50, N° 3, pg. 17 (1995).
25. **A. K. Gupta, G. B. Burger, P. W. Jeffrey and D. J. Lloyd.** *Aluminium alloys: their physical and mechanical properties.* (Ed. T. H. Sanders, Jr. And E. A. Sarke, Jr.), Vol. 3, 177. Atlanta, GA. Georgia Institute of Technology (1994).
26. **Roberto Urrutia Arnao.** *El Libro del Aluminio.* Alu-Stock S.A., pg. 192 (1996).
27. **Burch.** *The effect of welding speed on strength of 6061-T6 aluminium joints.* Weld J. 37 (8) 361-367 (1958).
28. **Gatto, Mazzolani and Morri.** *Experimental analysis of residual stresses and mechanical characteristics in welded profiles of Al-Mg-Si (type 6082).* ECCS Committee 16, doc. 16 77.5 (1977).

29. **J. M. Gómez de Salazar, A. Ureña, E. Villauriz, S. Manzanedo e I. Barrena.** *Soldadura TIG y MIG de las aleaciones de aluminio 6061 y 7020. Estudios microestructurales y de propiedades mecánicas.* Rev. Metal. Madrid, 34 mayo (1998).
30. **W. Hufnagel.** *Manual del Aluminio.* Segunda edición, Ed. Reverté S.A., pg. 566 (1992).
31. **Ingrid Grönbeck and Helena Larsson.** *Welding consumables for aluminium alloys.* Svetsaren, vol. 50, N° 3, pg. 21-22 (1995).
32. **Staffan Mattson.** *Soldadura MIG y TIG para Estructuras de Aluminio.* pg. 7-9 (1995).
33. **M. F. Gittos and M. H. Scott.** *Selection of Filler Metals for Arc Welding Aluminium Alloys.* The Welding Institute Research Bulletin, Vol. 28, August, pg. 261 (1987).
34. **Edwin Hewitt.** *The Basics of Welding Aluminium and its Alloys.* The South African Mechanical Engineer, Vol. 47, June, pg. 43-47 (1997).
35. **Germán Hernández R., José L. Díaz R. y Belén Pérez M.** *Manual del Soldador.* pg. 515 (1996).
36. **J. J. García y S. Beltrán.** *Limitaciones del proceso de soldadura MIG-MAG pulsado en la obtención de soldaduras con penetración y geometría de cordón constantes.* Rev. Soldadura, 23 (1), pg. 4 (1993).

-
37. **Ola Runnerstam and Kjell Arne Persson.** *The importance of a good quality gas shield.* Svetsaren, vol. 50, N° 3, pg. 27 (1995).
38. *Aluminium.* Vol. I Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams. American Society for Metals. pg. 375 y 378 (1967).